Langzeitverhalten von Aluminiumlegierungen – Auswirkungen auf die Bauteil- und Systemzuverlässigkeit

Matthias Rauhut

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Bauingenieurwesen und Umweltwissenschaften der Universität der Bundeswehr München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs
(Dr.-Ing.)

angenommenen Dissertation.

Gutachter/Gutachterin:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Geralt Siebert

2. apl. Prof. Dr. rer. nat. habil. Jürgen Bär

Die Dissertation wurde am 05.12.2025 bei der Universität der Bundeswehr München eingereicht und durch die Fakultät für Bauingenieurwesen und Umweltwissenschaften am 18.03.2026 angenommen. Die mündliche Prüfung fand am 20.04.2026 statt.

Zusammenfassung

Aluminium als Werkstoff ist mittlerweile ein fester Bestandteil des Bauwesens. Die Entwicklung von Aluminiumlegierungen wurde und wird heute noch vom Transportsektor vorangetrieben. Davon profitiert auch das Bauwesen. Ohne „eigene Legierungen“ entwickeln zu müssen, kann es sektorübergreifend auf eine Vielzahl bewährter Aluminiumlegierungen zurückgreifen. Zu Beginn dieser Arbeit stellte sich in diesem Zusammenhang die Frage, ob eine Verwendung der Legierungen im Bausektor ohne Einschränkungen möglich ist. Im Blickpunkt standen vor allem die unterschiedlichen Nutzungsdauern beider Sektoren.

Zur Beantwortung der Forschungsfrage wurden im Rahmen dieser Arbeit Materialproben mit einem Altersunterschied von 36 Jahren experimentell analysiert und hinsichtlich ihrer mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften miteinander verglichen. Beide Ausgangsmaterialien bestanden aus der Legierung EN AW-7020. Der Vergleich zeigte, dass sich die untersuchten Eigenschaften der Aluminiumlegierung trotz unterschiedlicher Materialalterung nicht signifikant verändert haben.

Im Weiteren konnte in der Arbeit gezeigt werden, dass der Eisengehalt in Aluminiumlegierungen einen deutlichen Einfluss auf die Größe und Morphologie der Primärausscheidungen ausübt und dass diese Mikrostrukturmerkmale - in Einbeziehung des Kitagawa-Takahashi-Diagramms - in engem Zusammenhang mit der Dauerfestigkeit stehen. Strukturanalysen führten zu dem Ergebnis, dass zwischen Herstellungsjahr, Eisengehalt und Größe der Primärausscheidungen eine Abhängigkeit besteht. Je jünger die Legierung ist, umso geringer ist ihr Eisenanteil und umso kleiner sind die vorhandenen Primärausscheidungen. Infolge dieser Abhängigkeit besitzen Legierungen jüngeren Herstellungsdatums somit auch eine höhere Dauerfestigkeit.

Für Materialien rein aus Primäraluminium trifft diese Aussage mit hoher Wahrscheinlichkeit zu. Mit steigendem Anteil an Sekundäraluminium ist jedoch ein gegenläufiger Trend zu erwarten. Verunreinigte Schrotte führen dabei wieder zu einem Anstieg des Eisengehalts und letztendlich zu einer Absenkung der Dauerfestigkeit. Auf Grundalge der Versuchsdaten wurde für die Legierung EN AW-7020 unter Anwendung des El-Haddad-Modells die Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von der Defekt- bzw. Ausscheidungsgröße ermittelt. Auf Grundlage dessen konnte auch abgeschätzt werden, mit welchem Verlust an Dauerfestigkeit bei steigendem Eisengehalt zu rechnen ist. Bei dem aktuell gültigen Grenzwert an Eisen in der Legierung EN AW-7020 in Höhe von 0,4 $Gew.-\%$ ist eine Senkung der Dauerfestigkeit um mehr als 15 % wahrscheinlich. Als Referenz dient dabei eine Aluminiumlegierung aus dem Jahr 2017 mit einem Eisengehalt von 0,19 $Gew.-\%$.

Abstract

Aluminum has become an integral part of the construction industry. The development of aluminum alloys has been, and continues to be, driven by the transportation sector. The construction industry also benefits from this. Without having to develop its “own alloys”, it can draw on a wide range of proven aluminum alloys across various sectors. At the outset of this study, the question arose as to whether these alloys could be used in the construction sector without restrictions. The focus was primarily on the differing service lives of the two sectors.

To answer the research question, material samples with an age difference of 36 years were experimentally analyzed in this study and compared with regard to their mechanical and microstructural properties. Both materials consisted of the alloy EN AW-7020. The comparison showed that the examined properties of the aluminum alloy had not changed significantly despite differences in material aging.

Furthermore, this study demonstrated that the iron content in aluminum alloys has a significant influence on the size and morphology of primary precipitates and that these microstructural characteristics - when considered in conjunction with the Kitagawa-Takahashi diagram - are closely related to fatigue strength. Structural analyses revealed a correlation between the year of manufacture, iron content, and the size of the primary precipitates. The newer the alloy, the lower its iron content and the smaller the primary precipitates present. As a result of this correlation, alloys manufactured more recently thus also exhibit higher fatigue strength.

This statement is highly likely to apply to materials made purely of primary aluminum. However, as the proportion of secondary aluminum increases, a reverse trend has to be expected. Contaminated scrap leads to an increase in iron content and ultimately to a reduction in fatigue strength. Based on the experimental data, the dependence of fatigue strength on defect or precipitation size was determined for the EN AW-7020 alloy using the El-Haddad model. Based on this, it was also possible to estimate the loss in fatigue strength to be expected as the iron content increases. At the current limit of 0,4% by weight for iron in the EN AW-7020 alloy, a reduction in fatigue strength of more than 15% is likely. The aluminum alloy manufactured in the year 2017 with an iron content of 0,19% by weight serves as a reference.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand maßgeblich während meiner Forschungszeit an der Universität der Bundeswehr München und wurde in der Endphase parallel zu meiner Berufstätigkeit fertiggestellt. Ich möchte mich an dieser Stelle herzlich bei all jenen bedanken, die mich auf diesem Weg unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt meinem Erstgutachter und Doktorvater, Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Geralt Siebert, für die Möglichkeit, diese Arbeit an seinem Lehrstuhl zu realisieren, sowie für das mir entgegengebrachte Vertrauen.

Mein größter und ganz besonderer Dank gilt meinem Zweitbetreuer, Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. Jürgen Bär. Ohne seine unermüdliche Unterstützung, seine stete Diskussionsbereitschaft und seinen wertvollen fachlichen Rat in jeder Phase dieser Arbeit wäre dieser Erfolg nicht möglich gewesen. Für sein außergewöhnliches Engagement bin ich ihm zutiefst dankbar.

Ebenfalls danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Ingbert Mangerig für die wissenschaftliche Begleitung meiner Arbeit in der Entstehungsphase und die wertvollen Impulse, die meinen akademischen Weg geprägt haben.

Zudem danke ich dem Institut für Werkstoffkunde in der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik für die Bereitstellung der Infrastruktur und die Möglichkeit, meine Arbeit in diesem wissenschaftlichen Umfeld erfolgreich abzuschließen. Ein herzlicher Dank gilt Herrn Univ.-Prof. Dr. rer. nat. Eric Jägle und auch dem gesamten Team des Labors für die tatkräftige und wertvolle Unterstützung bei den Untersuchungen.

Ebenso bedanke ich mich herzlich bei meinem Vorgesetzten, Herrn Oliver Zapfe. Er hat mir durch seine Flexibilität und sein Verständnis die Möglichkeit gegeben, die letzten Züge der Promotion neben meiner Tätigkeit im Ingenieurbüro erfolgreich zu beenden.

Der größte Dank im privaten Bereich gebührt meiner Familie. Sie hat mir in den vergangenen Jahren stets den nötigen Freiraum gelassen, mich ganz dieser Arbeit zu widmen, und mich mit unendlicher Geduld und Rückhalt unterstützt. Ein besonderer Dank gilt meiner Schwester für ihre Unterstützung und ihre wertvollen Anregungen.

München, den 28. Mai 2026

Matthias Rauhut

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung 1

2 Grundlagen 3
2.1 Das Metall Aluminium 3
2.1.1 Geschichtliche Eingrenzung 3
2.1.2 Gewinnung und Produktion 4
2.1.3 Eigenschaften von Aluminium 7
2.1.4 Anwendung von Aluminium allgemein und im Bauwesen 9
2.2 Festigkeitssteigerung von Aluminiumwerkstoffen 12
2.2.1 Mischkristallverfestigung 13
2.2.2 Kaltverfestigung 15
2.2.3 Kornfeinung 16
2.2.4 Verfestigung durch Ausscheidungen 17
2.2.4.1 Lösungsglühen und Abschrecken 17
2.2.4.2 Auslagern (Warm- und Kaltauslagerung) 18
2.2.4.3 Wechselwirkung zwischen Ausscheidungen und Versetzungen 23
2.3 Schweißtechnische Verarbeitung von Aluminiumwerkstoffen 26
2.3.1 Einflussnahme physikalischer Eigenschaften auf das Schweißen 26
2.3.2 Einflussnahme chemischer Eigenschaften auf das Schweißen 27
2.3.3 Einfluss der Schweißwärme auf die Festigkeit des Grundwerkstoffs 28

3 Problemstellung und Zielsetzung 31

4 Experimentelle Durchführung 33
4.1 Vorstellung der Versuchslegierung EN AW-7020 33
4.1.1 Legierungssystem 34
4.1.2 Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung 35
4.1.3 Ausscheidungsverhalten bei Warm- und Kaltauslagerung 38
4.2 Versuchsmaterial, Probenahme und -herstellung 41
4.2.1 Versuchsmaterial aus dem Jahr 1981 (Behelfsbrücke) 41
4.2.2 Versuchsmaterial aus dem Jahr 2017 (Hohlkammerprofil) 43
4.2.3 Probennahme und Probenherstellung 44
4.3 Untersuchungsverfahren 45
4.3.1 Chemische Zusammensetzung 47
4.3.2 Mikrostruktureller Aufbau 48
4.3.3 Spannungs-Dehnungs-Beziehung 49
4.3.3.1 Zügige Spannungs-Dehnungs-Beziehung 49
4.3.3.2 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung 51
4.3.4 Härte 52
4.3.5 Kerbschlagzähigkeit 54
4.3.6 Rissfortschrittsverhalten 55

5 Untersuchungsergebnisse 59
5.1 Grundmaterial 59
5.1.1 Chemische Zusammensetzung 59
5.1.2 Mikrostruktureller Aufbau 61

5.1.2.1 Mikrostruktur EN AW-7020 aus dem Jahr 1981 61
5.1.2.2 Mikrostruktur EN AW-7020 aus dem Jahr 2017 65
5.1.2.3 Gegenüberstellung der Mikrostrukturen 69
5.1.2.4 Primärausscheidungen in der Struktur 71
5.1.3 Spannungs-Dehnungs-Beziehung 74
5.1.3.1 Zügige Spannungs-Dehnungs-Beziehung 74
5.1.3.2 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung 76
5.1.4 Härte 81
5.1.5 Kerbschlagzähigkeit 83
5.1.6 Rissfortschrittsverhalten 85
5.2 Schweißnaht 89
5.2.1 Experimentelle Untersuchung 89
5.2.2 Zusammenfassung der Schweißnahtuntersuchung 96

6 Diskussion 97

7 Zusammenfassung und Ausblick 111

Literaturverzeichnis 113

Formel- und Abkürzungsverzeichnis 121

Tabellenverzeichnis 125

Abbildungsverzeichnis 126

1 Einleitung

Aluminium ist aus dem modernen Bauwesen nicht mehr wegzudenken. Für Fenster, Fassaden, Türen und Dachverkleidungen ist das Leichtmetall bereits seit Jahrzehnten in der Branche fest etabliert. Dank seiner vielfältigen Verarbeitungsmöglichkeiten, der guten Korrosionsbeständigkeit und der geringen Dichte rückt Aluminium im Vergleich zu Stahl zunehmend in den Vordergrund.

Auch wenn im Jahr 2019 bereits 25 % der gesamten Aluminiumproduktion dem Bauwesen zugeschrieben wurde [1], so war die Verwendung für tragende Bauteile bislang von überschaubarem Ausmaß. Wenn überhaupt waren es leichte Konstruktionen wie beispielweise Fassadenelemente, Wintergärten, Carports und Pavillons, die zumeist in Verbindung mit einer Pulverbeschichtung eine hohe Nachfrage verzeichneten. Inzwischen ist hier jedoch eine Wende erkennbar. Projekte jüngerer Zeit zeigen, dass Aluminium auch für Brückenkonstruktionen vermehrt Anwendung findet. So sind es vor allem Fuß-, Rad- und Schilderbrücken [2], [3] UND [4], die aufgrund ihrer schnellen Montage sowie ihrer niedrigen Wartungs- und Instandhaltungskosten - gegenüber einer vergleichbaren Stahlbrücke - immer mehr an Bedeutung gewinnen. Werden neben den Anschaffungskosten auch Aufwendungen für Installation, Wartung und Betrieb sowie Entsorgung betrachtet, so zeigt sich, dass Aluminium in Hinblick auf die Gesamtbetriebskosten durchaus mit Stahl konkurrieren kann, wie aus einer Studie von BÉLAIR am Beispiel einer Fußgängerbrücke hervorgeht [5].

Die Entwicklung von Aluminiumlegierungen wird maßgeblich vom Transportsektor vorangetrieben. Durch stetig wachsende und sich wandelnde Anforderungen hat sich ein breites Spektrum an unterschiedlichsten Legierungen am Markt etabliert. Davon profitiert auch das Bauwesen. Ohne „eigene Legierungen“ entwickeln zu müssen, kann es sektorübergreifend auf eine Vielzahl bewährter Aluminiumlegierungen zurückgreifen. Hierbei stellt sich jedoch die Frage, ob eine Verwendung ohne Einschränkungen möglich ist. Im Vordergrund steht dabei insbesondere die Langlebigkeit. Die Eigenschaften konventioneller Baumaterialien sind umfassend erforscht und über lange Zeit hinweg erprobt. Häufig kommen Werkstoffe zum Einsatz, die sich bereits über Jahrhunderte bewährt haben. Ob Aluminium vergleichbare Anforderungen an die Langlebigkeit erfüllt, ist grundsätzlich zu untersuchen und zu bewerten. Als ein Baustein für die Bewertung wird im Rahmen dieser Arbeit das Langzeitverhalten einer aushärtbaren Aluminiumlegierung hinsichtlich bauwerksspezifischer Nutzungsdauern analysiert. Stellvertretend für die Gruppe der aushärtbaren Aluminiumlegierungen wird hierzu die Legierung EN AW-7020 untersucht. Diese Legierung ist als Werkstoff für tragende Bauteile in der DIN EN 1999-1 [6] gelistet. Im Vergleich zu weiteren im Bauwesen zugelassenen Legierungen wird ihr der höchste Festigkeitswert zugeschrieben. Die Untersuchung konzentriert sich insbesondere auf die mechanischen Eigenschaften, die in entscheidendem Maße zur Standsicherheit von Bauwerken beitragen.

Zur Charakterisierung des Langzeitverhaltens der Legierung EN AW-7020 werden die Eigenschaften von zwei unterschiedlich alten Versuchsmaterialien systematisch miteinander verglichen. Hierzu werden Materialproben aus einer 39 Jahre alten Brücke und aus einem unmittelbar aus der Produktion stammenden Strangpressprofil entnommen und analysiert. Ein Vergleich der Versuchsergebnisse dient der Bestimmung und Bewertung potenzieller altersbedingter Veränderungen.

Die Arbeit gliedert sich in mehrere Kapitel. Direkt nach der Einleitung folgt das Grundlagenkapitel, in dem die Geschichte, Gewinnung und Produktion von Aluminium kurz erläutert werden. Im Anschluss daran werden die wichtigsten Eigenschaften dieses vielseitigen Werkstoffs vorgestellt und seine derzeitige Anwendung sowohl allgemein als auch speziell im Bauwesen aufgezeigt. Eine Vorstellung zentraler Methoden zur Steigerung der Festigkeit folgt anschließend. Da sich die Arbeit ausschließlich mit einer aushärtbaren Aluminiumlegierung befasst, sind darüber hinaus auch Kenntnisse über weitere Verfestigungsmechanismen von Bedeutung - insbesondere im Hinblick auf die Übertragbarkeit experimentell gewonnener Erkenntnisse. Zum Ende des Grundlagenkapitels richtet sich der Blick auf die schweißtechnische Verarbeitung des Werkstoffs. Hier werden vor allem Besonderheiten des Aluminiums im Vergleich zum Stahl herausgestellt. Dieses Thema ist ebenso von Bedeutung, da die Wärmeeinwirkung infolge des Schweißprozesses Veränderungen in den mechanischen Eigenschaften der Legierung bewirken kann.

Das darauffolgende Kapitel leitet schließlich zur eigentlichen Problemstellung über und formuliert die Zielsetzung der Arbeit. Dabei werden Unterschiede zwischen dem Transport- und Bausektor in Hinblick auf die Verwendung von Aluminium näher beleuchtet. Hierauf bezugnehmend erfolgt eine genaue Ableitung und Definition des entsprechenden Forschungsbedarfs.

Das vierte Kapitel widmet sich der experimentellen Durchführung. Zu Beginn wird eine umfassende Beschreibung der zu untersuchenden Legierung EN AW-7020 vorgenommen. Allgemeine Aussagen aus dem Grundlagenkapitel zu aushärtbaren Legierungen werden hier nochmals aufgegriffen und für die zu untersuchende Legierung spezifiziert. Daran anschließend werden die Versuchsmaterialien sowie Besonderheiten bei der Herstellung der Proben vorgestellt. Im Folgenden werden die zu untersuchenden Eigenschaften kurz beschrieben. Es wird nicht nur dargelegt, welche Eigenschaften betrachtet werden, sondern auch begründet, weshalb gerade sie für die Bewertung des Langzeitverhaltens von zentraler Bedeutung sind. Die Vorstellung der Materialversuche erfolgt im Anschluss daran.

Die Versuchsergebnisse beider Materialien werden in Kapitel fünf vorgestellt und miteinander verglichen. In diesem Zusammenhang werden bereits Abhängigkeiten und Zusammenhänge benannt. Das Ergebnis der Schweißnahtanalysen wird nachfolgend behandelt. Eine zusammenfassende Bewertung und Diskussion aller Ergebnisse erfolgt in Kapitel sechs. Darüber hinaus werden in diesem Kapitel gewonnene Erkenntnisse mit aktuellen Forschungen im Bereich der Bruchmechanik zusammengeführt.

Eine Zusammenfassung der Arbeit beinhaltet das letzte Kapitel. Ergänzend wird hier ein Ausblick über den weiteren Forschungsbedarf im Kontext der behandelten Thematik gegeben.

2 Grundlagen

2.1 Das Metall Aluminium

2.1.1 Geschichtliche Eingrenzung

Aluminium gilt im Vergleich zu Stahl als ein junger Werkstoff [7] UND [8]. Bis ins 19. Jahrhundert hinein war Aluminium kaum bekannt [7] und seine Herstellung war nur unter großem Aufwand in sehr geringen Mengen möglich. Der historische Wendepunkt kam erst Mitte des 19. Jahrhunderts durch die Entdeckung der Schmelzflusselektrolyse. Sie ermöglichte schließlich eine industriell sinnvolle Produktion von Aluminium [9].

Über die Zuordnung von historischen Ereignissen vor dem 19. Jahrhundert, die in Verbindung mit dem Metall Aluminium stehen, lässt sich bis heute nur mutmaßen. Jedoch wird immer wieder in geschichtlichen Aufarbeitungen auf zwei Ereignisse hingewiesen, die bislang nicht bestätigt aber auch nicht widerlegt werden konnten.

Vor rund 2000 Jahren überreichte ein Handwerker seinem Kaiser Tiberius (14 bis 37 n. Chr.) ein silbern-metallisches Geschenk, das auffallend leicht war. Der Handwerker gab an, dass er es aus Lehm gefertigt habe. Der Kaiser begutachtete das Geschenk und befürchtete, dass dieses neue Metall wertvoller sei als Silber und somit seinen Kriegsschatz entwerten könne. Nachdem der Kaiser sich vergewissert hatte, dass niemand sonst als der Handwerker Kenntnis von dem Metall als auch von dessen Herstellung habe, ließ er den Handwerker hinrichten und seine Werkstatt zerstören [9].

Neben der Legende des Handwerkers mit seinem kaiserlichen Geschenk wird in der Aluminium-Historie auch immer wieder von einer Gürtelschnalle berichtet, die nach KRASSA 1953 bei der archäologischen Öffnung eines Feldherrengrabs in der Nähe von Shanghai entdeckt wurde und als vage Überlieferung in der Geschichte vorkommt [10]. Das Grab gehörte dem General Chou Chu, der vor über 1500 Jahren gelebt hat. Bei einer Untersuchung der Gürtelschnalle stellte sich heraus, dass eines der Schnallen-Glieder aus Aluminium bestand [11]. Zu dieser Zeit dürften jedoch nach Meinung der Wissenschaft Produkte aus Aluminium weder in China noch an anderen Orten der Welt existiert haben. Eine Erklärung wäre, dass Grabräuber aus jüngerer Zeit die Schnalle dort vergessen haben könnten [10] und demnach die Erzählung auf einer falschen Annahme beruht.

Ob das Geschenk für Tiberius tatsächlich aus Aluminium bestand und ob es sich bei der Gürtelschnalle eher um ein krypto-archäologisches Fundstück handelt, kann bis heute nicht beantwortet werden. Aus diesem Grund umfasst die verlässliche Aluminium-Geschichte vorwiegend Ereignisse ab dem 19. Jahrhundert.

Zu Beginn des 19. Jahrhunderts wuchs das Interesse an dem Material Aluminium. Ob der Antrieb zunächst rein mit der Erzeugung eines neuen, leichten Werkstoffs zusammenhing, sei zu bezweifeln. FRIEDRICH WÖHLER schrieb 1827 über das Aluminium: „*Die physikalischen und chemischen Eigenschaften der Elemente kennen zu lernen, welche in oxydirtem Zustande die Hauptmasse unserer Erdrinde ausmachen, ist gewiß in vieler Hinsicht von größerem Interesse, als die Kenntniß mancher der eigentlichen Metalle; denn von der Kenntniß jener Körper hängen selbst zum Theil unsere Vorstellungsarten von der Bildung der Erdrinde, von der Ursache der vulcanischen Erscheinungen, u.a., ab.*“ [9, P. 19].

Was die Forscher jener Zeit auch immer antrieb, geschaffen haben sie das Fundament für eine wirtschaftliche Produktion von Aluminium. Ohne auf die Arbeiten einzelner Forscher, wie z. B. Deville, Oersted, Wöhler, Bunsen oder Davy einzugehen, waren sie alle von Bedeutung. Aufbauend auf deren Erkenntnisse, konnte 1886 der große Durchbruch in der Aluminiumindustrie verzeichnet werden. Fast zeitgleich erfanden Paul Héroult in Frankreich und Ch. M. Hall in Nordamerika das für die Herstellung des Metalls entscheidende Verfahren der Elektrolyse [9].

2.1.2 Gewinnung und Produktion

Nach geologischen Berechnungen bestehen 8 % der festen Erdkruste aus Aluminium [12]. Damit nimmt Aluminium im Elementvorkommen der Erdkruste den dritten Rang ein. In seinem Bestand übertroffen wird es weltweit nur von den beiden Nichtmetallen Silizium und Sauerstoff. In der Natur ist Aluminium nicht in metallischer Form vorzufinden. Dafür verantwortlich sind sein unedler Charakter und das stetige Bestreben Verbindungen mit anderen Elementen einzugehen. Sein Auftreten ist somit auf die gebundene Form beschränkt.

Angefangen bei den Aluminiumsilikaten, überzeugte der Werkstoff durch Festigkeit und Wetterbeständigkeit. Bereits der Urmensch wusste sich seine technischen Eigenschaften in Form von Steinhämmern und Äxten zu nutzen zu machen. Von fast noch größerer Bedeutung gelten die zu Ton und Lehm verwitterten Aluminiumsilikate. Die Formbarkeit von Lehm und seine Fähigkeit, durch Brennen steinharten Ton zu bilden, machen Aluminiumsilicate zum wichtigsten Baustoff aller Zeiten. Neben dieser Verbindung existieren weitere, deren generelle Bedeutung als nicht minderwertiger einzustufen ist. Für die Gewinnung von metallischem Aluminium bleiben sie allein schon wegen ihrer Kostbarkeit außer Betracht. [9]

Obwohl bereits 1925 [13] zahlreiche Forscher an einer Methode zur Aluminiumgewinnung aus Aluminiumsilikaten arbeiteten, bildet bis heute das Aluminiumerz Bauxit den einzig wirtschaftlich sinnvollen und nutzbaren Rohstoff für die Gewinnung. Von Pierre Berthier erstmalig 1821 entdeckt und beschrieben, benannte er dies aufgefundene Mineral nach seinem Fundort Les Baux de Provence. Geologisch betrachtet ist Bauxit ein Verwitterungsprodukt. Es kommt in Bereichen vor, wo tonerdige Silikate unter dem Einfluss der Atmosphärilien[1] verwittern oder durch vulkanische Einflüsse gebildete Schwefeldämpfe aluminiumhaltige Gesteine zersetzt haben. Die größten Mengen des nutzbaren Erzes liegen daher im Tropengürtel zwischen den nördlichen und südlichen Wendekreisen, in der Karibik sowie in den Mittelmeerländern. [14], [15] UND [16]

Zur Herstellung von metallischem Aluminium muss das geförderte Bauxit zunächst nach dem von Carl Josef Bayer entwickelten Verfahren in ausreichend reines Aluminiumoxid überführt werden. Das Prozessschema des Verfahrens ist in der Abb. 1 dargestellt.

Das vom Abbaugebiet kommende Bauxit wird in der ersten Verarbeitungsstufe gebrochen und fein gemahlen. Anschließend wird das pulverförmige Erz in Autoklaven mit Natronlauge als Aufschlussmittel versetzt. Unter erhöhtem Druck und bei Temperaturen von 110 bis 270 °C geht das Aluminiumoxid als Natriumaluminat in Lösung. Eisenoxide und -hydroxide sowie Titanoxide,

[1] Atmosphärilien ist ein Sammelbegriff für atmosphärische Gase mit hoher chemischer und physikalischer Reaktivität [104]

Silicate als auch Spuren von Schwermetallen bleiben als unlösliche Bestandteile zurück und werden in Eindickern als sog. Rotschlamm abgeschieden. [12]

Im nächsten Schritt wird das Natriumaluminat verdünnt und abgekühlt. Durch die Zugabe von festem Aluminiumhydroxyd als Kristallisationskeim scheidet sich aus der übersättigten Lösung Aluminiumhydroxyd aus. Das Aluminiumhydroxyd wird anschließend in Drehrohröfen bei 1000 bis 1300°C kalziniert, wobei technisch reines Aluminiumoxyd entsteht. [12]

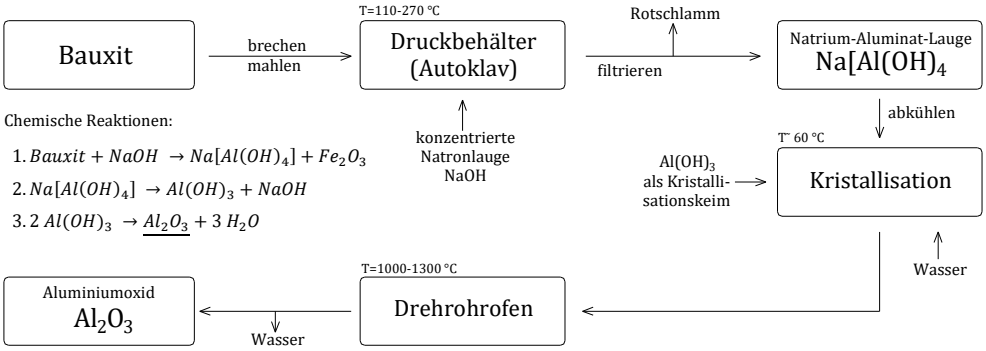


Abb. 1 Prozessschema des Bayerverfahrens in Anlehnung an [17, P. 10 (KAP. 2.20)]

Die Weiterverarbeitung von Aluminiumoxid zum technisch nutzbaren Metall erfolgt durch die Schmelzflusselektrolyse. Das Verfahren hierzu wurde bereits 1886 durch Hall und Héroud erfunden und wird bis heute industriell angewandt. Dem eigentlichen Verfahren der Elektrolyse vorangestellt, ist die Vorbereitung des Ausgangsmaterials. Da der Schmelzpunkt des reinen Aluminiumoxids bei über 2000 °C liegt, werden 2 – 8 % des Oxids in einer Schmelze von Kryolith gelöst. Durch das Vermischen beider Substanzen und durch die Zugabe von Salzen verringert sich der Schmelzpunkt auf unter 1000 °C, die Leitfähigkeit erhöht sich und die Stromausbeute steigt. [12]

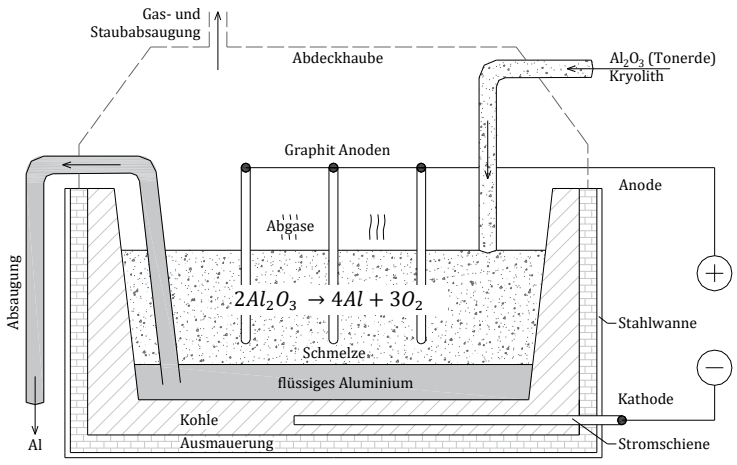


Abb. 2 Prinzip-Schaubild vom Querschnitt durch eine Elektrolysezelle für die Aluminiumerzeugung in Anlehnung an [17, PP. 11-2.20] UND [12, P. 14]

Die in Abb. 2 schematisch dargestellte Elektrolysezelle besteht aus einer feuerfesten Stahlblechwanne, die innenseitig mit Schamottesteinen als Isolierung ausgemauert ist. Anschließend folgt eine Schicht aus reinem Kohlenstoff (Grafit). An dieser als Kathode dienenden Schicht werden Aluminiumionen zum Metall reduziert. Das flüssige Aluminium sammelt sich am Boden und wird regelmäßig mit Hilfe von Saugtiegeln abgesaugt. An der ebenfalls aus Kohlenstoff bestehenden Anode werden die Oxid-Ionen zu Sauerstoff oxidiert, der mit dem Anodenmaterial zu Kohlenstoffmonoxid als auch –dioxid reagiert. Im letzten Verfahrensschritt wird die Metallschmelze in Barren oder Masseln gegossen. [12]

Die Herstellung von Aluminium ist ein äußerst energieintensiver Prozess [18]. Trotz geringer Betriebsspannung von 4 bis 4,5 V, werden Elektrolyseöfen mit Stromstärken bis zu rund 300 000 A je Zelle betrieben. Zur Erzeugung von einer Tonne Aluminium werden dabei bis zu 16 Megawattstunden Strom verbraucht.[2] [19]

Um den benötigten Energieaufwand zu verdeutlichen, dient ein von MÜLLER gezogener Vergleich [18]: Zur Herstellung eines 10 x 10 cm großen Stücks Aluminiumfolie mit einer Dicke von 0,02 mm ist ein Primärenergieumsatz von $1{,}4 \cdot 10^5$ J notwendig. Dies entspricht - bezogen auf mechanische Arbeit - der Energie, die erforderlich wäre, um 14 Tonnen (Gestein) um einen Meter anzuheben.

Auch wenn sich der Energieverbrauch im Vergleich zu den Anfängen der Herstellung verringert hat, ist er immer wieder Grundstein zahlreicher Debatten. Zugrunde gelegt wird dabei jedoch die Herstellung des Primäraluminiums. Sekundäraluminium aus Aluminiumschrott fließt in den Betrachtungen meist nicht mit ein. Bei dessen Herstellung werden nur etwa 5 % der für die Primärproduktion eingesetzten Energie benötigt [20] UND [21]. Aus ökologischer und ökonomischer Sicht ist die Aufarbeitung von Aluminiumschrott von großer Bedeutung. Vor allem in rohstoffarmen Ländern wie Deutschland in denen die Energiekosten hoch sind [22], ist die Aufarbeitung von Aluminiumschrott als fester Bestandteil in der Zurverfügungstellung von Aluminium unverzichtbar geworden[3]. Auch wenn in diesem Zusammenhang rudimentär der Anschein geweckt wird, dass Aluminium von einem geschlossenen Werkstoffkreislauf nicht weit entfernt steht, so bezeichnet OSTERMANN die Vorstellung darüber als *„[…] Utopie, für deren Verwirklichung noch erhebliche technologische Anstrengungen notwendig sind*“ [21]. Eine weiterführende Betrachtung erfolgt hinsichtlich dessen in dieser Arbeit nicht. Eine vertiefte Auskunft über Aluminiumschrotte, deren Aufarbeitung und die damit verbundenen Herausforderungen gibt u. a. MARTENS [23].

Neben dem hohen Energieverbrauch wird der während der Produktion anfallende und schlecht deponierbare Rotschlamm kritisch betrachtet [20]. Der Name des an dünnflüssigen Lehm erinnernden Rotschlamms stammt von seiner durch Eisen (III) -oxid hervorgerufenen roten Farbe. Bis heute wird der Schlamm hauptsächlich in großen, offenen Einfassungen gelagert. Obwohl diese das Eindringen einzelner Bestandteile in das Grundwasser oder andere Gewässer verhindern sollen [12], kann es zu Lecks aber auch zu Dammbrüchen kommen. Die Freisetzung von toxischen Bestandteilen kann in diesem Fall nicht ausgeschlossen werden [24]. Der letzte Dammbruch mit vielen Toten und Verletzten ereignete sich im Oktober 2010 nahe der Stadt Ajka in Ungarn. Der ausgetretene Rotschlamm verbreitete sich dort über eine Fläche von 40 Quadratkilometern [25].

---

[2] Moderne Hütten verbrauchen für eine Tonne Aluminium noch etwa 13 Megawattstunden Strom. [12]

[3] In Deutschland wurden 2023 mehr als 70 % des Aluminiums aus Aluminiumschrott hergestellt.[110]

Die jedes Jahr entstehende Menge an Rotschlamm beträgt mehrere Millionen Tonnen. Auch wenn die großtechnische Aufarbeitung ein komplexes Problem darstellt und nach HUFNAGEL unwirtschaftlich ist [14], so lassen zumindest Innovationen erkennen, dass zukünftig eine umfassende Verwertung möglich sein könnte. Beispielgebend hierfür wird auf eine Erfindung von KRAUSE verwiesen, die ein großtechnisches Verfahren zur Verwertung von Rotschlamm ermöglichen soll [26]. Darüber hinaus wurde vom MAX-PLANCK-INSTITUT FÜR EISENFORSCHUNG ein wirtschaftlicher Prozess entwickelt, um aus Rotschlamm klimaneutral Eisen für die Stahlindustrie zu gewinnen [27].

2.1.3 Eigenschaften von Aluminium

Eine Auswahl physikalischer Eigenschaften von Aluminium zeigt Tab. 1. Die Auswahl erfolgte dabei vor allem in Hinblick auf die durchzuführende Beurteilung des Langzeitverhaltens und die damit verbundenen Untersuchungen. Die in der Tabelle genannten Werte beziehen sich auf Aluminium mit einem Reinheitsgrad zwischen 99 bis 99,9 %. Ergänzend sind in der Tabelle den Eigenschaftswerten des Aluminiums die des Eisens gegenübergestellt. In Ansätzen werden mit derer Hilfe Unterschiede aufgezeigt, die bei Aluminiumkonstruktionen als Alternative zu Stahlkonstruktionen durchaus von Bedeutung sind.

Eigenschaft	Aluminium	Eisen	
Relative Atommasse	26,98	55,84	g/mol
Dichte	2,7	7,87	g/cm^3
Elastizitätsmodul	66,6	210	GPa
Schmelztemperatur	660	1539	$°C$
Wärmeleitfähigkeit	235	75	$W/m \cdot K$
Elektrische Leitfähigkeit	37,66	10,31	$m/(\Omega \cdot mm^2)$
Spezifischer elektrischer Widerstand	0,02655	0,097	$\Omega \cdot mm^2/m$
Mittlerer linearer Ausdehnungskoeffizient zw. 20°C und 100°C	$23{,}6 \cdot 10^{-6}$	$12 \cdot 10^{-6}$	$1/K$

Tab. 1 Gegenüberstellung wichtiger physikalischer Größen von Aluminium und Eisen nach [7] UND [14]

Von den in der Tabelle aufgeführten Eigenschaften sind in konstruktiver Hinsicht vor allem die Dichte und das Elastizitätsmodul von Interesse. Beide Eigenschaftswerte sind bei Aluminium im Vergleich zum Eisen um etwa ein Drittel kleiner. Der geringe Dichtewert des Aluminiums bildet dabei die Voraussetzung zur Realisierung leichter Konstruktionen. Bei Bauteilen mit gleichem Querschnitt sind dabei jedoch - aufgrund des geringen Elastizitätsmoduls - größere Verformungen bei denen aus Aluminium im Vergleich zu Konstruktionen aus Eisen hinzunehmen, wie Abb. 3 anschaulich verdeutlicht. Werden dagegen verschiedene Querschnitte, die zu gleichen Steifigkeiten führen zugrunde gelegt, sind die Verformungen der Bauteile gleich groß. Allerdings besitzen in diesem Fall die Bauteile aus Aluminium den 1,44-fachen Querschnitt, dafür aber auch nur etwa die halbe Masse.

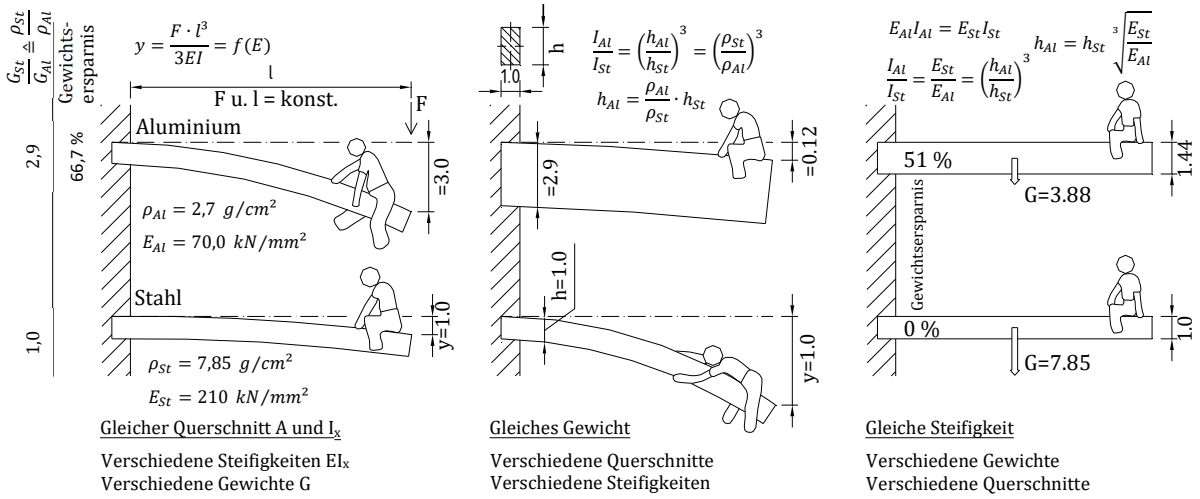


Abb. 3 Verformung von Kragträgern aus Aluminium und Eisen mit gleichem Querschnitt (links), gleichem Gewicht (mittig) und gleicher Steifigkeit (rechts) unter konstanter Belastung [7, P. 219]

Die Gegenüberstellung der physikalischen Eigenschaften beider Metalle zeigt weiterhin, dass der lineare Ausdehnungskoeffizient des Aluminiums mit $23{,}6 \cdot 10^{-6}\ 1/K$ annähernd doppelt so hoch ist, wie der des Eisens. Dieser Unterschied ist gerade bei Bauteilen wie z. B. Brücken, die in ihrer Umgebung größeren Temperaturschwankungen ausgesetzt sind, von Bedeutung. So ist in Bezug auf das soeben genannte Beispiel bei einer Aluminiumbrücke im Vergleich zu einer Brücke aus Stahl die Längenänderung bei Temperaturveränderung um den Faktor 2 größer. Innerhalb der schweißtechnischen Verarbeitung spielt der Ausdehnungskoeffizient hinsichtlich des Verzugs ebenso eine nicht zu vernachlässigende Rolle.

Weniger von Bedeutung sind auf dem ersten Blick die Schmelztemperatur sowie die thermische Leitfähigkeit. Hinsichtlich der schweißtechnischen Verarbeitung von Aluminium rücken jedoch gerade diese Werte neben den Ausdehnungskoeffizienten in den Blickpunkt. Die Gegenüberstellung dieser Werte zu denen des Eisens zeigt Unterschiede, die bei der schweißtechnischen Verarbeitung von Aluminium nach DILTHEY zu einigen Besonderheiten führen [7]. An dieser Stelle wird nicht weiter darauf eingegangen. Eine thematische Weiterführung erfolgt in Kapitel 2.3.

Wie bereits einleitend genannt, beziehen sich die in Tab. 1 genannten Eigenschafts-Werte auf reines Aluminium. Sind die Eigenschaften von Aluminiumlegierungen von Interesse gilt es zu beachten, dass sich durch die Zugabe von Legierungselementen die Eigenschaften - mit Ausnahme der relativen Atommasse - verändern können [14]. Die Dichte von Aluminiumlegierungen beispielweise kann durch die Legierungsbildung einen Wert um $+3$ % bis -2 % im Vergleich zu Reinaluminium annehmen[4] [21]. Das Elastizitätsmodul wird im Vergleich zur Dichte durch die Legierungsbildung stärker beeinflusst. Nach HUFNAGEL zeigen die E-Module verschiedener Legierungen Werte zwischen 60 und 78 GPa [14]. Die Abweichung zum Reinaluminium ist in diesem Fall $+17$ % bzw. -10 %.

Eine noch größere Abhängigkeit zeigt die elektrische Leitfähigkeit. Mit zunehmendem Anteil an Legierungselementen sinkt die Fähigkeit der Legierung den elektrischen Strom zu leiten. Nach

[4] Bei Aluminium-Lithium-Legierungen kann die Dichte um zirka 15 % geringer sein [21].

HUFNAGEL sind es dabei vor allem die gelösten Elemente, die die Leitfähigkeit bedeutend stärker herabsetzen als die ausgeschiedenen [14]. Somit bestimmt nicht allein die Zugabe von Legierungselementen, sondern auch der Zustand in dem sich das Gefüge befindet die elektrische Leitfähigkeit.

Die grundsätzliche Abhängigkeit der physikalischen Eigenschaften von der Zugabe der Legierungselemente führt dazu, dass bei nötiger Genauigkeit die Eigenschaftswerte der jeweiligen Aluminiumlegierung heranzuziehen sind. Aus diesem Grund werden in der Fachliteratur wie z. B. [14], [21] UND [28] für die wichtigsten Legierungen zumeist die Eigenschaften genannt. Neben der Fachliteratur geben auch entsprechende Produktnormen und Werkstoffdatenblätter der Produzenten Auskunft darüber.

2.1.4 Anwendung von Aluminium allgemein und im Bauwesen

Wie bereits in Kapitel 2.1.1 berichtet wurde, ist Aluminium im Vergleich zu Stahl ein junger Werkstoff, denn Aluminium konnte erst seit der Erfindung der Schmelzflusselektrolyse und der Bereitstellung erheblicher Mengen elektrischer Energie großtechnisch hergestellt werden. Der Beginn der industriellen Aluminiumproduktion wird in der Fachliteratur, wie z. B. in [7], [21] UND [29] auf das Ende des 19. Jahrhunderts datiert. Die industrielle Forderung nach einem Werkstoff mit geringem spezifischem Gewicht bei zugleich hoher Festigkeit wurde durch Aluminium erfüllt, was zu einer flächendeckenden weltweiten Nachfrage führte [8]. Die im linken Diagramm der Abb. 4 erkennbare Zunahme der jährlichen Fördermenge von Primäraluminium (Hüttenaluminium) macht diese Entwicklung deutlich.

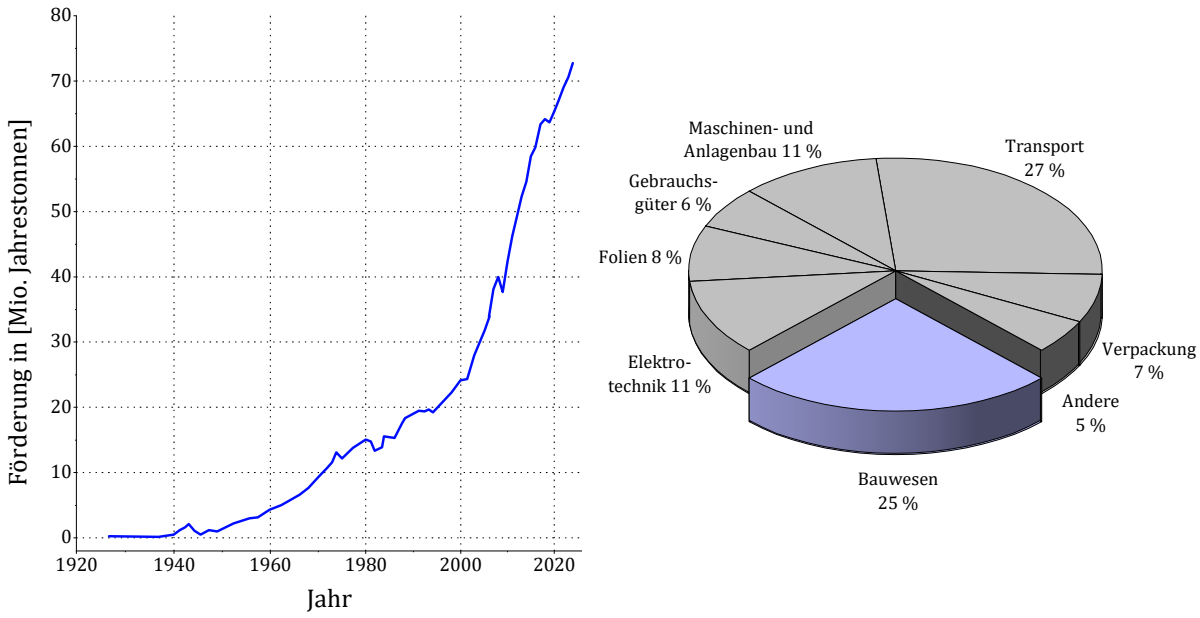


Abb. 4 Entwicklung der Förderung von Primäraluminium bis 2012 nach [21] und von 2013 bis 2024 nach [30] (links) und Verteilung des weltweiten Aluminiumbedarfs im Jahr 2018 nach Industriesektoren [1, P. 42] (rechts)

Insbesondere zeigen die letzten 20 Jahre einen starken Anstieg der Fördermengen. Nach OSTERMANN ist dieser rasante Anstieg neben dem mit der wirtschaftlichen Entwicklung verbun-

denen Marktwachstum vor allem dem Leichtbautrend der Automobilindustrie zuzuschreiben [21]. Fern blieb dieser Betrachtung bisher die Produktion des aus Aluminiumschrott extrahierten Sekundäraluminimums. Seine Bedeutung nimmt durch steigende Produktionsmengen von Jahr zu Jahr zu. Wurden 2010 noch 8,4 $Mil. Tonnen$ produziert [21], so hat sich die Menge im Jahr 2018 mit 19,3 $Mil. Tonnen$ bereits mehr als verdoppelt [31]. Um die weltweite Gesamtproduktion von Aluminium zu erfassen, sind den jährlichen Fördermengen des Primäraluminiums die Produktionsmengen des Sekundäraluminiums hinzuzurechnen. Der wachsenden Nachfrage zur Folge ist Aluminium mittlerweile nach Stahl zum wichtigsten Gebrauchsmetall unserer Industriegesellschaft geworden [21] UND [7].

Entsprechend seinen Eigenschaften findet Aluminium in zahlreichen Industriesektoren Verwendung. So kommt es u. a. als Konstruktionswerkstoff in der Transport- und Bauindustrie, als Verpackungsmaterial von Lebensmitteln und Medikamenten, als elektrischer Leiter in der Elektrotechnik oder als Spiegelbeschichtung von Oberflächen zum Einsatz. Einen Überblick gibt das Tortendiagramm der Abb. 4 . Es zeigt die im Jahr 2018 weltweite Verteilung der Verwendung von Aluminium nach Industriesektoren. Auch wenn das Wachstum der Aluminiumproduktion zum Großteil dem Transportwesen insbesondere dem Automobilbau zuzuordnen ist, weist die Statistik aus, dass in der weltweiten Verteilung inzwischen das Bauwesen einen nahezu vergleichbaren Anteil an Aluminiumprodukten hat.

Eine der ersten Anwendungen von Aluminium in größerem Umfang im Bauwesen geht dabei auf das Jahr 1897 zurück [14]. So wurde in diesem Jahr die Kuppel der Kirche St. Gioacchino in Rom mit Aluminiumblechen eingedeckt. Dass das Dach bis heute funktionsfähig ist [14], kann dem guten Korrosionsverhalten von Aluminium in der Witterung [21] zugeschrieben werden. Auch wenn Dacheindeckungen vorerst das wesentliche Anwendungsgebiet von Aluminium im Bauwesen war [14], reicht sein Einsatz mittlerweile von Fassaden über Fenster und Türen bis hin zu Solar- und Lärmschutzanlagen. Vorwiegend werden dabei Systembauelemente verwendet. Neben gutem Aussehen, Wartungsfreiheit und technischen Vorteilen überzeugen einige dieser Elemente auch durch ihre einfache Montage. In Folge derer durchaus Kosten eingespart werden können [14].



Abb. 5 Aluminiumbrücke bestehend aus 11 Brückenteilen mit einer Gesamtlänge von 172 Meter in Lichtenfels [2] (links) und Aluminium-Schilderbrücke über die A8 bei Wendlingen [32] (rechts)

Über die bereits genannten Bereiche des Bauwesens hinaus, wird Aluminium inzwischen vermehrt auch bei Brückenkonstruktionen eingesetzt (s. Abb. 5) [2], [3] UND [4]. So sind es vor

allem Fuß- und Radwegbrücken, die aufgrund ihrer schnellen Montage sowie ihrer niedrigen Wartungs- und Instandhaltungskosten gegenüber einer vergleichbaren Stahlbrücke immer mehr an Bedeutung gewinnen. Stranggepresste Profile ermöglichen dabei nicht nur eine hohe Funktionalität, sondern schaffen auch Vielfalt in der Gestaltung, wodurch steigende Ansprüche an die Ästhetik erfüllt werden können. Als Tragkonstruktion wird Aluminium zudem bei Schilderbrücken eingesetzt. Auch hier sind es sowohl die schnelle Montage als auch der reduzierte Wartungsaufwand im Betrieb, die Aluminium als Alternative zum Stahl bestehen lassen. [32]

Das bislang eine Vielzahl aller Brücken aus Stahl gefertigt wurden, liegt vor allem an den Anschaffungskosten. Aluminiumbrücken sind grundsätzlich teurer als vergleichbare Stahlbrücken, was u. a. auf den höheren Materialpreis zurückzuführen ist. Während der Preis für eine Tonne Stahl zwischen 500 bis 1500 USD liegt, reicht die Preisspanne für eine Tonne Aluminium von 2500 bis 2700 USD [33]. Werden neben den Anschaffungskosten weitere - über die Lebensdauer anfallende - Kosten betrachtet, kommt es jedoch zu einer Verschiebung der Vor- und Nachteile für beide Metalle. In der Einleitung wurde bereits auf eine Studie von BÉLAIR verwiesen, in der die Gesamtbetriebskosten einer Aluminium-Fußgängerbrücke im Vergleich zu einer verzinkten Stahlbrücke untersucht wurde. Neben den Anschaffungskosten sind in die Gesamtbetriebskosten auch Aufwendungen für Installation, Wartung und Betrieb sowie Entsorgung eingeflossen. Unter Berücksichtigung sämtlicher Kosten zeigt sich, dass die Brücke aus Aluminium nach 33 Jahren im urbanen und nach 21 Jahren im maritimen Umfeld die gleichen Gesamtbetriebskosten wie die verzinkte Stahlbrücke aufweist [5]. Aus der Studie geht weiter hervor, dass insbesondere die Wartungskosten einen erheblichen Anteil an den Gesamtkosten haben. Hierzu zählen vor allem regelmäßige Ausbesserungen und Erneuerungen von Schutzbeschichtungen, die wiederum aufwendige Reinigungs- und Vorbehandlungsprozesse erfordern. Organisatorische Maßnahmen, wie etwa Absperrungen und Umleitungen sind ebenfalls nicht zu vernachlässigen.

Dass vor allem Wartungskosten einen erheblichen Anteil an den Gesamtkosten haben, wird durch eine Studie der MAADI GROUP nochmals deutlich. Für eine 31 Jahre alte Fußgängerbrücke aus verzinktem Stahl sind alle angefallenen Kosten für Wartung und Reparatur aufsummiert worden. Die dabei entstandenen Kosten betragen laut Studie in etwa 63 % der Kosten für den Kauf einer ähnlichen Fußgängerbrücke aus Aluminium. Grundlage der Studie waren zwei Brücken am Sankt-Lorenz-Strom in Kanada. [34]

MEYER-STERNBERG hat in seiner Arbeit ebenfalls einen Vergleich der Lebensdauerkosten von Stahl- und Aluminiumbrücken vorgenommen. Zur Veranschaulichung der Lebensdauerkosten hat er die jeweils anfallenden Kosten über die Jahre akkumuliert und in einem Diagramm dargestellt (s. Abb. 6). Die deutlich erkennbaren Kostensprünge der Stahlbrücke lassen sich auf Instandhaltungsmaßnahmen, insbesondere auf Ausbesserungen bzw. Erneuerungen des Korrosionsschutzes, zurückführen [35].

Beide Studien und die Arbeit von MEYER-STERNBERG führen zu dem Ergebnis, dass Aluminiumbrücken vor allem in aggressiven Umgebungen eine wirtschaftlich wettbewerbsfähige Variante zu Stahlkonstruktionen darstellen.

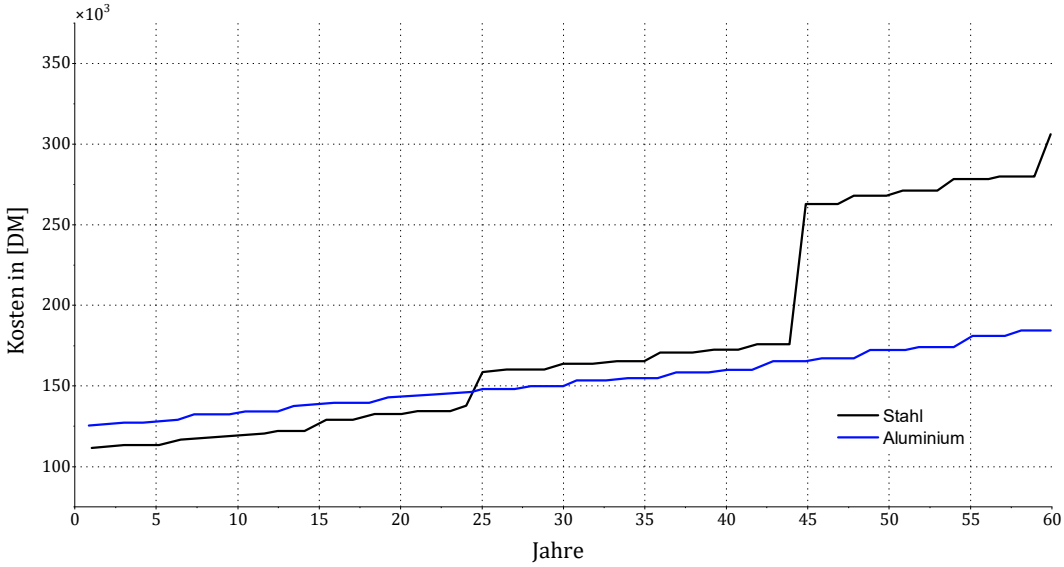


Abb. 6 Vergleich der Lebensdauerkosten einer Fußgängerbrücke [35, P. 125]

2.2 Festigkeitssteigerung von Aluminiumwerkstoffen

Die Festigkeit von reinem Aluminium ist im Vergleich zu Baustählen sehr niedrig. Mit einer Dehngrenze von rund 10 N/mm^2 und einer Zugfestigkeit von etwa 50 N/mm^2 ist eine Anwendung von Reinaluminium als Konstruktionswerkstoff kaum vorstellbar [36]. Aus der Industrie ist es trotz alledem nicht wegzudenken. Seine sehr gute Korrosionsbeständigkeit, toxikologische Unbedenklichkeit sowie hervorragende Verformbarkeit tragen dazu bei, dass Produkte aus Reinaluminium in der Lebensmittelindustrie z. B. in Form von Tuben, Behältern, Folien und Dosen ihre Verwendung finden. Darüber hinaus verfügt reines Aluminium über ausgezeichnete thermische und elektrische Leiteigenschaften, wodurch es zur besseren Wärmeübertragung an Kontaktflächen ebenso Anwendung findet, wie auch als Stromleiter [15].

Wenngleich die Industrie einen Bedarf an Reinaluminium aufzeigt, werden fast ausschließlich legierte Aluminiumwerkstoffe technisch eingesetzt. Die wichtigsten Legierungselemente sind Kupfer, Mangan, Silizium, Magnesium und Zink [7]. Durch die Zugabe dieser Elemente einzeln oder in Kombination lassen sich die Eigenschaften der Legierungen gezielt verändern. Für die Verwendung von Aluminium als Konstruktionswerkstoff reicht jedoch die alleinige Bildung von Legierungen zumeist nicht aus. Erst durch ergänzende Methoden können die nötigen Festigkeitswerte und damit die Anforderungen erreicht werden. Alle zur Anwendung kommenden Methoden beruhen vorwiegend auf der Blockierung der Versetzungen im Kristallgitter. Dabei wird die innere Energie erhöht und muss zusätzlich bei der Verformung überwunden werden, was mit einer Festigkeitssteigerung gleich zusetzen ist [15].

In den nachfolgenden Unterkapiteln werden vier mögliche Methoden zur Steigerung der Festigkeitswerte von Aluminium vorgestellt. Neben Mischkristall- und Kaltverfestigung sowie Kornfeinung ist vor allem die Verfestigung durch Ausscheidungen von Interesse. Das zuletzt genannte Verfahren liegt der zu beurteilenden Aluminiumlegierung zugrunde, daher wird ihm besondere Aufmerksamkeit zukommen, wenn es darum geht sein Langzeitverhalten näher zu charakterisieren.

2.2.1 Mischkristallverfestigung

Bei dieser Methode der Festigkeitssteigerung werden einzelne Aluminiumatome im Kristallgitter durch Atome eines anderen Metalls ersetzt. Aufgrund der abweichenden Atomradien kommt es zu einer leichten Verzerrung des Kristallgitters, wodurch die Versetzungsbewegungen erschwert werden und somit die Festigkeit des Aluminiums steigt. Der Wirkungsgrad der im Gitter gelösten Fremdatome hängt dabei hauptsächlich vom Größenverhältnis der Fremdatome zu dem des Aluminiumatoms ab. Je größer das Verhältnis ist, umso wirkungsvoller wird das Kristallgitter verzerrt [15]. Der Grenzwert liegt dabei nach HORNBOGEN bei $\pm 15\,\%$ [37]. Überschreitet das Größenverhältnis diesen Wert, kann es nicht zu einer vollständigen Vermischung beider metallischen Komponenten kommen.

Obwohl die Atomgröße entscheidend für den Wirkungsgrad des einzelnen Fremdatoms ist, spielt die Gesamtanzahl der im Gitter gelösten Fremdatome ebenso eine wichtige Rolle. Je größer die Anzahl, umso häufiger wird das Kristallgitter verzerrt und umso zahlreicher werden die Versetzungsbewegungen behindert. Ausschlaggebend hierbei ist die Löslichkeit des zulegierten Elements im festen Zustand. Beispielgebend ist Tab. 2. Hier wird - in Bezug auf die eutektische Temperatur - die Löslichkeit im festen als auch im flüssigen Zustand für Magnesium, Mangan und Silizium dargestellt. Darüber hinaus gibt die Tabelle Auskunft über das Größenverhältnis der Atome zum Aluminiumatom.

Element	Löslichkeit im flüssigen Zustand in [Gew.-%]	Löslichkeit im festen Zustand in [Gew.-%]	Größenverhältnis der Atome zum Al-Atom in [%]
Mangan (Mn)	1,95	1,82	-11,3
Silizium (Si)	12,6	1,65	-20
Magnesium (Mg)	35,0	14,9	+11,8

Tab. 2 Löslichkeit von ausgewählten Legierungselementen sowohl im flüssigen als auch im festen Zustand und Größenverhältnis der Atome zum Aluminiumatom [15] UND [17]

Ein Vergleich der Tabellenwerte zeigt, dass Magnesium eine verhältnismäßig große Löslichkeit in Aluminium besitzt. Zugleich weisen seine Atome mit $+11{,}8\,\%$ einen deutlichen Größenunterschied zu denen des Aluminiums auf. Beide Eigenschaften machen Magnesium zu einem sehr wirkungsvollen Legierungselement zur Verfestigung von Aluminium durch Mischkristallbildung [15].

Dass bereits kleine Zusätze von bis zu einem Prozent einen erkennbaren Einfluss auf die Festigkeit haben, zeigt das linke Schaubild der Abb. 7. In Abhängigkeit des prozentualen Legierungszusatzes stellt es die Festigkeitszunahme der in Tab. 2 genannten Elemente dar. Auch hier zeigt sich die herausragende Wirkung von Magnesium. Wenngleich Mangan und Silizium einen kleineren Wirkungsgrad aufweisen, kommen zur Mischkristallbildung alle drei Elemente einzeln oder in Kombination zur technischen Anwendung.

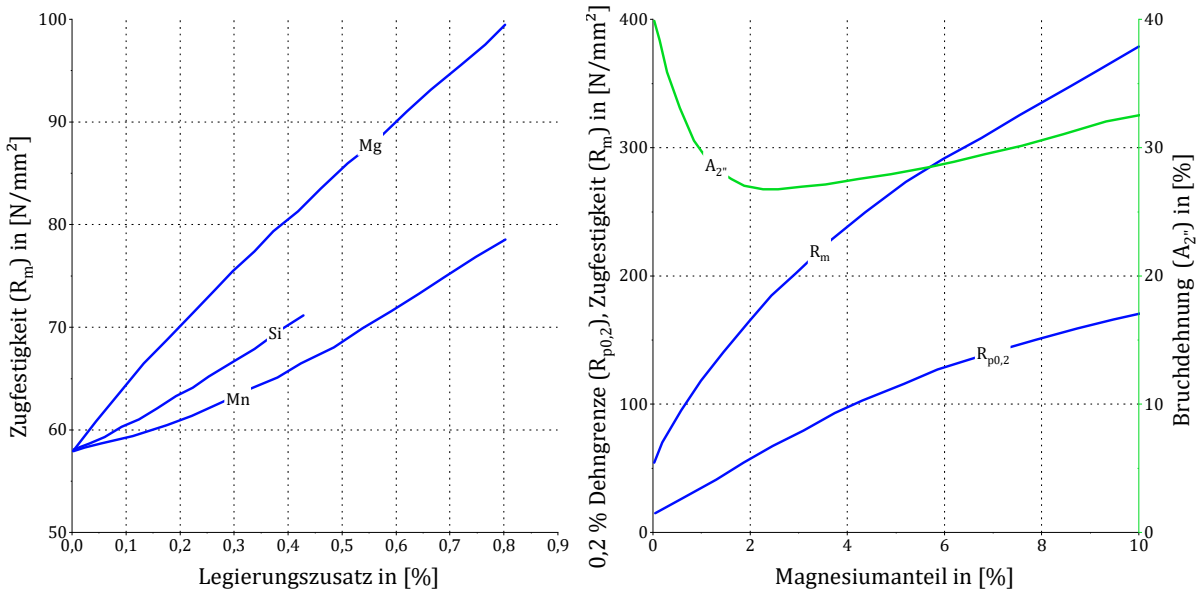


Abb. 7 Einfluss von Magnesium, Silizium und Mangan auf die Festigkeit von Aluminium (links) sowie Einfluss von Magnesium auf die Festigkeit und Verformbarkeit von Aluminium (rechts) [14]

Bei Legierungszusätzen oberhalb von 0,8 % steigt die Festigkeit von Aluminium in Abhängigkeit des sich erhöhenden Magnesiumgehalts weiter. Das in der Abb. 7 dargestellte rechte Schaubild verdeutlicht dieses Verhalten. Neben der Zugfestigkeit gibt das Schaubild weiterhin Auskunft über die Dehngrenze als auch über die Bruchdehnung. Dabei stellt sich heraus, dass die Dehngrenze mit zunehmendem Magnesiumgehalt in vergleichbarer Form wie die Zugfestigkeit ansteigt. Die Bruchdehnung zeigt hingegen einen von der Festigkeit abweichenden Verlauf. Bis zu einem Magnesiumanteil von 3 % nehmen die Werte steil ab und darüber hinaus wieder kontinuierlich zu. Bis zu einem Magnesiumanteil von 10 % gleicht sich der Abstieg vom Ausgangswert der Bruchdehnung jedoch nicht einmal zur Hälfte wieder aus.

Allein durch die Zugabe von 10 % Magnesium kann die Festigkeit von Aluminium bis auf annähernd 380 N/mm^2 gesteigert werden (vgl. Abb. 7 (rechts)). Verglichen mit der Festigkeit von Reinaluminium bedeutet das eine Zunahme von etwa dem 7-fachen des Ausgangswerts. Auch wenn das Ergebnis vielversprechend klingt, wird der Anteil an Magnesium im Aluminium begrenzt. Das liegt begründet darin, dass sich das in übersättigter fester Lösung befindliche Magnesium bei längerer Raumtemperaturauslagerung beginnt auszuscheiden [28]. Dieser Prozess ist stark von der Temperatur abhängig. Je höher diese ist, umso schneller verläuft die Ausscheidung. Dadurch verringert sich die Anzahl der im Kristallgitter gelösten Magnesiumatome und das Material wird wieder entfestigt. Nach HUFNAGEL ist diese Erscheinung jedoch erst bei Legierungen mit mehr als 4 % Magnesium von praktischer Bedeutung [14].

Alle Legierungen, die durch Mischkristallbildung ihre technische Festigkeit erlangen, werden als naturhart oder nicht aushärtbar bezeichnet. Industriell betrachtet hat diese Gruppe der Aluminiumlegierungen große Anwendungsgebiete [12].

2.2.2 Kaltverfestigung

Wie bereits angesprochen, beruht die Festigkeitssteigerung generell auf dem Prinzip der Behinderung von Versetzungsbewegungen. Bei der Kaltverfestigung wird diese hemmende Barriere durch plastische Verformung unterhalb der Rekristallisationstemperatur hervorgerufen. Mit zunehmender Verformung steigt die Zahl und damit die Dichte der Versetzungen im Kristallgitter, wodurch es zu einem Aufstauen z. B. an Korngrenzen und zur gegenseitigen Behinderung der Versetzungen kommt. Infolgedessen steigt der Widerstand gegen weitere plastische Verformung, was mit einer Erhöhung der Festigkeit gleichzusetzen ist. Die dabei bestehende Korrelation zwischen Festigkeit und Verformung ist exemplarisch für ein Walzgut aus Reinaluminium in Abb. 8 (links) dargestellt. Ausgehend vom Zustand „weich“ wird eine merkliche Zunahme der Dehngrenze als auch der Zugfestigkeit in Abhängigkeit vom Kaltwalzgrad erkennbar. Wenngleich die plastische Verformung eine Steigerung der Festigkeit nach sich zieht, setzt mit zunehmenden Verformungsgrad eine starke Abnahme der Bruchdehnung A_{10} ein [15].

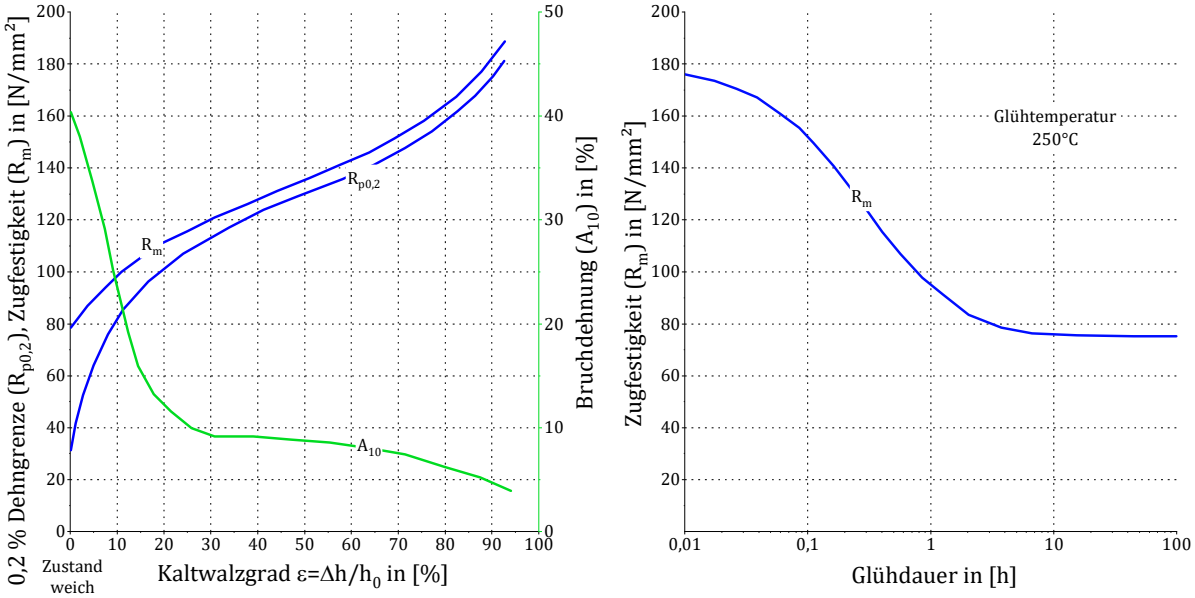


Abb. 8 Verfestigungsverhalten von Reinaluminium durch Kaltwalzen [15] (links) und Entfestigungsverhalten von kaltverfestigtem Reinaluminium durch Glühen [12] (rechts)

Neben Reinaluminium werden auch die naturharten Legierungen auf der Basis von Aluminium-Mangan und Aluminium-Magnesium zur Steigerung ihrer Festigkeit kaltverformt [17]. Die Kaltverfestigung ist dabei als ergänzende Methode neben der Mischkristallbildung anzusehen.

Durch die Methode der Kaltverfestigung ist es möglich die Festigkeit von Aluminiumwerkstoffen gezielt zu steigern. Ein Teil der bei der Kaltverfestigung aufgewendeten Energie wird dabei in Form von Versetzungen gespeichert, wodurch der Werkstoff in einen energiereichen Zustand versetzt wird [12]. Dieser Zustand erhöhter Energie kann durch Erholung bzw. Rekristallisation wieder teilweise oder auch vollständig abgebaut werden. Die durch Kaltverfestigung erhöhte Versetzungsdichte wird dabei wieder reduziert, wodurch die Festigkeit abnimmt und die Verformbarkeit zu [7]. In der Herstellung von Aluminiumprodukten macht sich die Industrie dieses

Verhalten zu Nutze. Durch einen kontrollierten Erwärmungsvorgang des kaltverfestigten Materials ist es möglich, eine auf die Anwendung zugeschnittene Kombination aus Festigkeit und Verformbarkeit zu erhalten. In der technischen Verarbeitung von Aluminium wird dieser Vorgang als Entfestigungsglühen oder Rückglühen bezeichnet. Das Maß der Entfestigung während des Vorgangs ist dabei stark von der Temperatur als auch von der Einwirkzeit der Temperatur auf das Material abhängig.

Für ein kaltverfestigtes Walzgut aus Reinaluminium wird im rechten Schaubild der Abb. 8 die Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Glühdauer vorgestellt. Bei einer Temperatur von 250 °C und einer Zeit von 15 min zeigt sich bereits eine Halbierung der durch Kaltverformung induzierten Festigkeit und nach 10 h eine nahezu vollständige Entfestigung des Materials.

Eine vollständige Entfestigung bis auf den Ausgangszustand ist nur bei Temperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur möglich. In diesem Fall kommt es zu einer völligen Neubildung des Kristallgitters. Dieser Mechanismus wird als Rekristallisation und das dazugehörige technische Verfahren als Weichglühen bezeichnet. Zum Einsatz kommt dieses Verfahren vor allem bei Produkten, deren Herstellung auf einem hohen Verformungsgrad basiert wie z. B. bei Bändern oder Folien. Wie bereits beschrieben, steigt mit zunehmenden Kaltwalzgrad und demnach mit jedem Walzstich die Festigkeit bei zugleich abnehmender Verformbarkeit. Da aber jeder Walzstich einen gewissen Grad an Verformbarkeit voraussetzt, wird das Material zwischen einzelnen Walzstichen weichgeglüht, um es weiter plastisch verformen zu können. Nach ALTENPOHL werden dabei für Reinaluminium Temperaturen zwischen 300 °C und 400 °C gewählt [12].

Ein auffallend starkes Entfestigungsverhalten zeigen kaltverformte Aluminium-Magnesium-Legierungen. Dass diese Legierungen sich bei hinreichendem Magnesiumgehalt auch ohne vorherige Kaltumformung entfestigen, wurde bereits in Kapitel 2.2.1 erörtert. Hier stellt sich heraus, dass bereits bei Raumtemperatur und genügend langen Zeitintervallen das gelöste Magnesium ausgeschieden wird und infolgedessen eine Absenkung der Materialfestigkeit eintritt. Wenn diese Legierungen neben der Mischkristallbildung zusätzlich kaltverformt werden, beschleunigt sich der Ausscheidungsprozess. In [28] ist die Zugfestigkeit von kaltgewalzten Blechen aus AlMg6 - mit unterschiedlichen Walzgraden - bei Raumtemperatur in Abhängigkeit ihrer Lagerdauer ausgewertet. Dabei fiel auf, dass nach 27,4 $Jahren$ bei Blechen mit einem Kaltwalzgrad von 60 % die Zugfestigkeit um etwa 15 % abnimmt, während bei Blechen mit einem Kaltwalzgrad von 5 % die Festigkeit nahezu erhalten bleibt. Zusammenfassend hängt die Entfestigung des Materials somit von der Temperatur, dem Gehalt an Magnesium, der Zeit als auch vom Verformungsgrad ab.

2.2.3 Kornfeinung

Die Kornfeinung ist eine weitere Möglichkeit die Festigkeit von Aluminium methodisch zu steigern. Durch das Aufstauen von Versetzungen an Korngrenzen und dem damit einhergehenden Widerstand-Zuwachs, erhöht sich die Festigkeit kongruent zur Anzahl der Korngrenzen.

Mit der Zugabe von Fremdpartikeln werden in der Schmelze Kristallisationskeime erzeugt, die während der Erstarrung ein Gefüge mit sehr feinen Körnern bilden. Die Anzahl der Korngrenzen nimmt dabei zu und parallel damit die Festigkeit. Zusätzlich steigt durch die feineren Körner auch die Verformbarkeit des Aluminiums, da mit größerer Anzahl der Körner eine größere

Wahrscheinlichkeit besteht, dass mehr Gleitebenen günstig zur Richtung der Beanspruchung liegen. Gebräuchliche Fremdpartikel zur Kornfeinung von Aluminiumlegierungen sind Al_3Ti- und TiB_2-Partikel. Beide bilden sich jeweils in der Schmelze unter Zugabe von Titan und Bohr.

Auch wenn die Kornfeinung als festigkeitssteigernde Methode ihre Berechtigung findet, wird sie in der Fachliteratur [28], [12] UND [14] hauptsächlich mit der Verbesserung der Gießeigenschaften in Zusammenhang gebracht, denn mit kleiner werdender Korngröße verbessern sich u. a. das Fließ- wie auch das Formfüllungsvermögen. Auf die Veränderung von Fließeigenschaften unter Zugabe von Fremdpartikeln wird hier nicht weiter eingegangen, weil es nicht in den Schwerpunkt dieser Arbeit fällt. Die Autoren ALTENPOHL und HUFNAGEL geben mit weiterführenden Erläuterungen nähere Auskunft darüber [28] UND [14].

Besonders hervorzuheben ist, dass nur bei der Methode der Kornfeinung eine verbesserte Verformbarkeit des Aluminiums festzustellen ist. Bei allen anderen nimmt die Verformbarkeit mit zunehmender Festigkeit ab.

2.2.4 Verfestigung durch Ausscheidungen

Die Steigerung der Festigkeit unterliegt auch bei der Ausscheidungshärtung dem Prinzip der gezielten Behinderung der Versetzungsbewegung. Der festigkeitssteigernde Mechanismus beruht in diesem Fall auf der Ausscheidung sekundärer Phasen aus übersättigter Lösung, die bei genügend großem Volumenanteil und optimaler Verteilung im Kristall die Versetzungsbewegungen behindern. Die sekundären Phasen wirken dabei als Hindernis, die die Gleitebenen blockieren. Häufig werden sie auch als „Teilchen“ [7, P. 223] UND [38, P. I] oder „Partikel“ [15, P. 88] bezeichnet. Bei plastischer Verformung des Kristalls müssen die Versetzungen die Partikel schneiden oder umgehen. In welcher Form die Versetzungen die Ausscheidungen überwinden, ist von ihrer Art, Größe und Menge sowie von ihrer Verteilung im Kristallgitter abhängig. Hinzu kommt, dass die Kohärenz bzw. Inkohärenz zwischen dem Kristallgitter der Ausscheidungen und dem des Grundmaterials Einfluss auf die Form der Überwindung nimmt [15]. Grundlage für die Bildung von sekundären Phasen ist die abnehmende Löslichkeit der entsprechenden Legierungselemente bei sinkender Temperatur. In Abb. 9 ist der Ablauf der Wärmebehandlung - bestehend aus den Teilschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern - schematisch dargestellt. Unter Umständen wird nach dem Abschrecken ein Reck-, Stauch- oder Richtvorgang ergänzt, um die beim Abschrecken verursachte Formabweichung zu korrigieren [15].

In den folgenden Kapiteln wird die Methode der Verfestigung durch Ausscheidungen, die auch als Ausscheidungshärtung bezeichnet wird, in ihren Prozessschritten näher beschrieben. Das Kapitel 2.2.4.1 beinhaltet dabei die Prozessschritte Lösungsglühen und Abschrecken. Das Auslagern als abschließender Prozessschritt wird in Kapitel 2.2.4.2 erläutert.

2.2.4.1 Lösungsglühen und Abschrecken

Im ersten Prozessschritt, dem sog. Lösungsglühen, wird die Aluminiumlegierung auf eine legierungsspezifische Temperatur erwärmt. Die Höhe der Temperatur wird dabei durch das Zustandsfeld des homogenen α-Mischkristalls bestimmt (s. Abb. 9). Je nach Legierungstyp liegt die Temperatur zwischen 470 °C und 560 °C [15]. Durch eine hinreichend lange Dauer des Glühens werden die zur Aushärtung benötigten Legierungselemente im Gitter des Aluminiums vollständig gelöst.

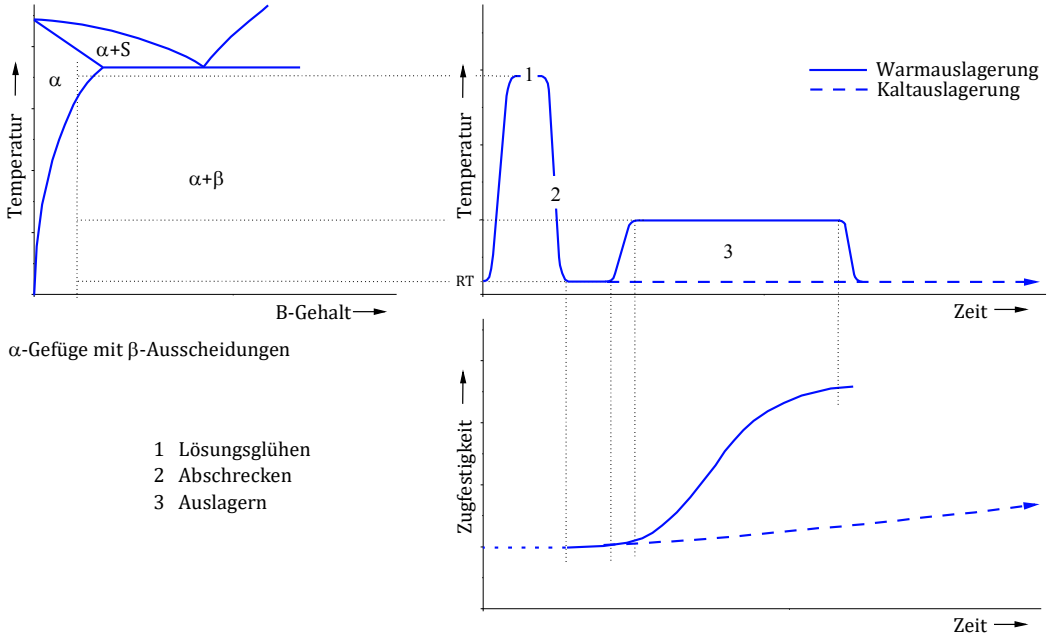


Abb. 9 Schematische Darstellung des Prozessablaufs der Wärmebehandlung in Anlehnung an [17]

Nach dem Lösungsglühen folgt als zweiter Prozessschritt eine Abschreckbehandlung. Hierbei wird die Ausscheidung der im Aluminiumgitter gelösten Legierungselemente durch eine hinreichend schnelle Abkühlung verhindert. Die Legierungselemente bleiben dabei im Gitter zwangsgelöst. Läuft die Abkühlung zu langsam ab, bildet sich entsprechend dem binären System der Abb. 9 ein zweiphasiges Gefüge $(\alpha + \beta)$ aus. Durch eine schnelle Abkühlung wird die Bildung der zweiten Phase jedoch unterdrückt, so dass sich ein an Legierungselementen übersättigter Mischkristall $\alpha_{übers.}$ entwickelt. Infolge der Übersättigung befindet sich dieser Mischkristall im thermodynamischen Ungleichgewicht.

Auch wenn für die Abkühlung des lösungsgeglühten Materials allgemein gilt, dass sie rasch erfolgen soll, bleibt die Abkühlgeschwindigkeit auf das notwendige Maß festzusetzen. Denn nur so können Formänderungen infolge Eigenspannungen verringert bzw. vermieden werden. Dabei weichen die Abschreckgeschwindigkeiten in Abhängigkeit von der Legierungsart unter Umständen stark voneinander ab. Bei zahlreichen Aluminiumlegierungen wie z. B. $AlCuMg$ oder $AlMgSi$ muss das Abschrecken nach dem Lösungsglühen zügig erfolgen, um ein Entmischen zu vermeiden. Als Abschreckmedium kommt bei diesen Legierungen zumeist Wasser zum Einsatz. Im Kontrast hierzu stehen Legierungen, die nur geringe Abschreckgeschwindigkeiten erfordern. Ein Vertreter hierfür ist z. B. $AlMgZn$ (mit $4-5\,\%\,Zn$). Aufgrund seiner geringen Abschreckempfindlichkeit ist die Abkühlung schon mit bewegter Luft ausreichend, um den übersättigten Zustand bei Raumtemperatur zu erreichen [39].

2.2.4.2 Auslagern (Warm- und Kaltauslagerung)

Der abschließende Prozessschritt der Ausscheidungshärtung ist die Auslagerung des zuvor abgeschreckten Materials. Grundsätzlich wird dabei zwischen der Kaltauslagerung bei Raumtemperatur bis leicht erhöhte Temperatur und der Warmauslagerung bei erhöhter

Temperatur unterschieden. Im Verlauf beider Varianten kommt es zu einer Entmischung, durch die der Werkstoff den Zustand des thermodynamischen Gleichgewichts anstrebt.

Das Gleichgewicht stellt sich ein, wenn in Übereinstimmung mit dem Zustandsdiagramm alle bei entsprechender Temperatur unlösbaren Legierungselemente ausgeschieden sind und eine stabile Ausscheidungsphase bilden. Da diese Phase jedoch eine von der Matrix stark abweichende Gitterstruktur besitzt, erfordert der Einbau entsprechender Ausscheidungen eine sehr hohe Grenzflächenenergie und damit eine große kritische Keimbildungsenergie. Hierdurch begründet bilden sich im Verlauf der Auslagerung zunächst verschiedene metastabile Phasen bevor die stabile Ausscheidungsphase entsteht. Auch wenn die Vorstufen eine geringe thermodynamische Stabilität besitzen, ist bei ihnen die erforderliche Energie zur Keimbildung kleiner als bei der stabilen Ausscheidungsphase [40]. Die Temperatur, bei der das Material ausgelagert wird, hat dabei auch einen entscheidenden Einfluss auf die Bildung der einzelnen Phasen, bei denen die Ausscheidungen in Form und Verteilung Unterschiede aufzeigen.

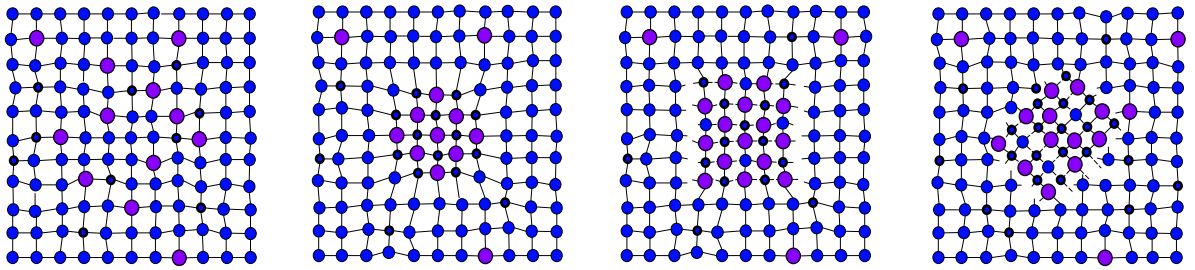


Abb. 10 Schematische Darstellung von Ausscheidungsstadien in ternären aushärtbaren Aluminiumlegierungen (ohne Berücksichtigung von Leerstellen) [21, P. 90]

Kaltauslagerung

Bei der Kaltauslagerung wird das Material bei Raumtemperatur oder bei leicht erhöhter Temperatur ausgelagert. Hierbei bilden sich zunächst entmischte Bereiche in Form von Clustern, die als lokale Ansammlung von Legierungsatomen ohne erkennbare eigene Struktur und Ordnung auftreten (s. Abb. 10). Im weiteren Verlauf der Auslagerung entwickeln die Cluster eine innere Struktur mit einer kugel-, stäbchen- oder plättchenförmigen Anordnung der Legierungsatome. In welcher Form die Atome sich dabei anordnen, hängt vom Gitterparameterunterschied zur Matrix ab. Ist der Unterschied gering, wie z. B. bei *AlZn-Legierungen*, ordnen sich die Atome kugelförmig an. Bei größeren Unterschieden bilden sich eher plättchenförmige Anordnungen, wie es z. B. bei *AlCuMg-Legierungen* der Fall ist [21]. Haben sich aus den Clustern erkennbare Strukturen entwickelt, werden die entsprechenden Bereiche als Ausscheidungen angesehen und bezeichnet. Bei Aluminiumlegierungen werden diese frühen Ausscheidungszustände auch als Guinier-Preston-Zonen I. Art (GP-I-Zonen) bezeichnet. Aufgrund der angereicherten Legierungsatome weisen die Ausscheidungen eine von der Matrix abweichende chemische Zusammensetzung auf. Die Gitterstruktur stimmt jedoch mit der der Matrix überein, wodurch die Gleitebenen der Matrix sich in den Ausscheidungen fortsetzen [7]. In diesem Fall wird von einer kohärenten

Phasengrenzfläche zwischen Matrix und Ausscheidung gesprochen. Die Ausscheidungsfolge bei Raumtemperatur oder mäßig erhöhter Temperatur lässt sich wie folgt darstellen:

$$\alpha_{\ddot{u}bers.} \rightarrow Cluster \rightarrow koh\ddot{a}rente\ GP\text{-}I\text{-}Zonen$$

Infolge des Größenunterschieds zwischen den Aluminiumatomen und den Atomen der Ausscheidungen kommt es im Grenzbereich zwischen den Ausscheidungen und der Matrix zu einer Verzerrung des Kristallgitters. Durch diese Verzerrung werden die Versetzungsbewegungen erschwert, was wiederum zu einer merklichen Steigerung der Zugfestigkeit, Dehngrenze und Härte führt, wohingegen die Bruchdehnung und die elektrische Leitfähigkeit abnehmen [41]. Je nach Legierungszusammensetzung wird das Maximum der Festigkeitswerte nach unterschiedlich langer Lagerung erreicht. HORNBOGEN berichtet von einigen Stunden bis Tagen [37] und SCHWAB geht von einem halben Jahr und länger aus [36]. Diese Angaben sind jedoch als technische Richtwerte anzusehen und hängen von der Legierungszusammensetzung ab. Unmittelbar nach dem Abschrecken nimmt mit der Auslagerung die Festigkeit zunächst schnell zu und steigt dann mit zunehmender Auslagerungszeit immer langsamer. Da die Veränderungen im Zeitverlauf immer kleiner werden, verlieren sie mehr und mehr an technischer Relevanz und werden zumeist nicht weiter beachtet. Auch wenn technisch gesehen der Prozess des Auslagerns als abgeschlossen gilt, lassen sich selbst nach mehreren Jahren noch Veränderungen in der Zusammensetzung der Guinier-Preston-Zonen nachweisen [21].

Mit Hilfe der Kaltauslagerung kann die Festigkeit einer aushärtbaren Aluminiumlegierung wirksam gesteigert werden. Die zu erreichenden Festigkeitswerte können dabei nach GOBRECHT die durch Bildung eines Mischkristalls (vgl. Kapitel 2.2.1) erzielbaren Werte erheblich übertreffen [42].

Warmauslagerung

Nach einer Kaltauslagerung kommt bei den meisten aushärtbaren Aluminiumlegierungen eine Warmauslagerung zum Einsatz. Bei dieser Form der Auslagerung wird das Material bei erhöhter Temperatur ausgelagert. Je nach Höhe der Auslagerungstemperatur bilden sich dabei metastabile Phasen, deren chemische Zusammensetzung und Struktur sich zunehmend an die jeweilige Gleichgewichtsphase annähern.

Zu Beginn der Warmauslagerung lösen sich zunächst die bereits bei Raumtemperatur gebildeten GP-I-Zonen auf oder sie wachsen auf Kosten nicht wachstumsfähiger Zonen zusammen [21]. Kommt es zu einer Auflösung der Zonen, ist dieser als Rückbildung bezeichnete Vorgang mit einem temporären Festigkeitsabfall verbunden [12]. Erst mit der Bildung der Guinier-Preston-Zonen 2. Art (GP-II-Zonen) steigt die Festigkeit des Materials wieder an. Im weiteren Verlauf der Auslagerung bilden sich aus den kohärenten GP-II-Zonen teilkohärente Ausscheidungen einer Übergangsphase, die sich wiederum bei anhaltender Wärmeeinwirkung zu inkohärenten Ausscheidungen der stabilen Gleichgewichtsphase umwandeln.

Die Ausscheidungsfolge für die Auslagerung bei erhöhten Temperaturen lässt sich somit wie folgt bestimmen [15]:

$$\alpha_{übers.} \rightarrow Cluster \rightarrow kohärente\ GP\text{-}II\text{-}Zonen \rightarrow teilkohärente\ metastabile\ Übergangsphase \rightarrow Gleichgewichtsphase$$

Die thermodynamische Stabilität nimmt dabei in Richtung der Gleichgewichtsphase mit jeder Ausscheidungsstufe zu. Die Löslichkeit verringert sich hingegen, wodurch die damit verbundene Übersättigung zusätzliche Legierungselemente für das Wachstum der Ausscheidungen liefert. Die Bildung der jeweils nächsten Ausscheidungsstufe erfolgt - je nach Legierungsart - durch das Wachstum größerer Ausscheidungen auf Kosten von kleineren.

In Abhängigkeit der Anzahl, Größe und Verteilung der Ausscheidungen wird - je nach Legierungsart - die höchstmögliche Festigkeit durch kohärente GP-II-Zonen oder durch die teilkohärenten Ausscheidungen der Übergangsphase erreicht [21]. Da der Bildungsprozess beider Ausscheidungsarten von der Temperatur abhängt, ist die Entwicklung der Festigkeit im Verlauf der Auslagerung ebenso an die Temperatur gebunden. Für die aushärtbare Aluminiumlegierung $AlCuSiMn$ zeigt Abb. 11 den zeitlichen Verlauf der Festigkeit für unterschiedliche Auslagerungstemperaturen. Hier wird deutlich, dass sich mit steigender Temperatur das Maximum hin zu einer kürzeren Auslagerungsdauer verschiebt, zugleich jedoch die erzielbare Festigkeit abnimmt. Aus diesem Zusammenhang lässt sich ableiten, dass bei dieser Legierung die höchsten Festigkeitswerte mit einer hinreichend langen Kaltauslagerung zu erzielen sind.

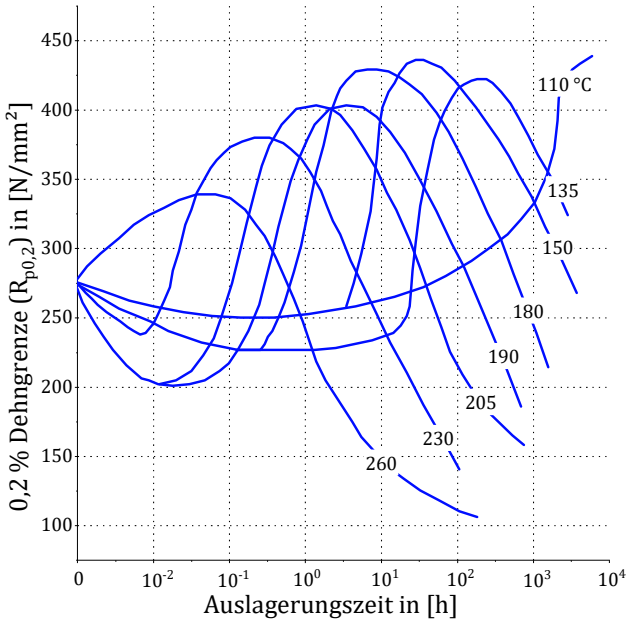


Abb. 11 Einfluss der Auslagerungstemperatur auf die Festigkeitsentwicklung während der Warmauslagerung einer $AlCuSiMn$-Legierung [14, P. 140]

Den dargestellten Festigkeitskurven ist weiterhin zu entnehmen, dass mit Überschreiten des Maximalwerts die Festigkeit wieder abnimmt. Dieses Verhalten lässt sich mit der Umwandlung der Übergangsphase zur Gleichgewichtsphase erklären [21]. Durch das Zusammenwachsen der

Ausscheidungen kommt es zu einer Vergröberung verbunden mit einem zunehmenden Abstand und darüber hinaus zu einem vollständigen Verlust der Kohärenz. Dies führt zu einer Verringerung der Festigkeit. Die mit voranschreitender Auslagerung einhergehende Verringerung der Festigkeit wird auch als Überhärtung oder Überalterung bezeichnet [21] UND [7].

Die sich während der Warmauslagerung bildenden Phasen sind von der chemischen Zusammensetzung der jeweiligen Legierung abhängig. Das Auftreten der einzelnen Phasen ist an die Auslagerungstemperatur und -zeit sowie an den Legierungsgehalt gebunden. Für jede einzelne Phase ergibt sich somit ein den Abhängigkeiten entsprechender Existenzbereich. Die in der Hinsicht erstmals und sehr genau untersuchte Aluminiumlegierung beruht auf dem System $Al\text{-}Cu$ [43]. In der Fachliteratur bildet dieses System auch oftmals die Grundlage der Beschreibung von Ausscheidungsfolgen und deren Phasen. Die sich bei diesem Legierungssystem bildenden Phasen als auch deren Existenzbereiche sind aus Abb. 12 zu ersehen. Neben dem Zustandsdiagramm ($Al\text{-}Cu$), in dem die Bildungsräume in Abhängigkeit von der Temperatur und dem Kupfergehalt abgegrenzt werden, stellt die Abbildung die Existenzbereiche in Zusammenhang mit der Zeit bei konstantem Kupfergehalt dar. Es zeichnet sich ab, dass sich die Gleichgewichtsphase θ nicht nur bei Temperaturen über 300 °C aus dem α-Mischkristall bildet, sondern auch bei geringeren Temperaturen. In diesem Fall müssen aber die entsprechenden Ausscheidungsstufen mit ihren Übergangsphasen durchlaufen werden.

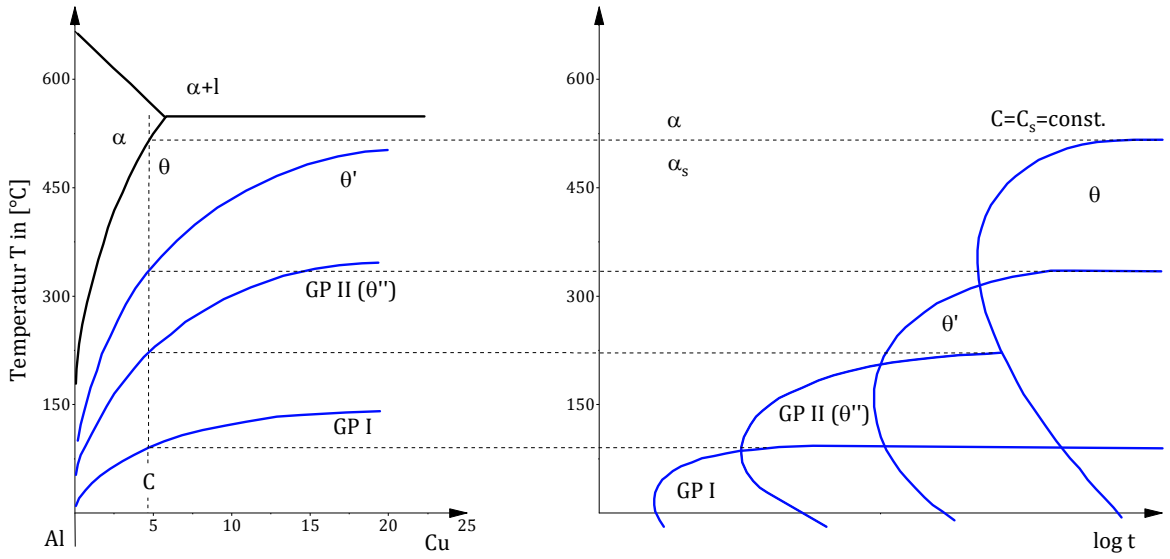


Abb. 12 Binäres Phasendiagramm ($Al\text{-}Cu$) und Temperatur-Zeitdiagramm mit Existenzbereichen der metastabilen Phasen ($GP\ I, GP\ II, \theta'$) in der Legierung C [37, P. 252]

Die Wahl der angemessenen Auslagerungstemperatur richtet sich nach der jeweiligen Legierung und dem zu härtenden Bauteil. Auch wenn durch hohe Auslagerungstemperaturen die Auslagerungszeit sehr kurz gehalten werden kann, sprechen einige Gründe für eine geringere Temperatur. So lassen sich beispielweise mit niedrigeren Temperaturen viel höhere Festigkeiten erzielen. Darüber hinaus erstreckt sich das Festigkeitsmaximum über einen längeren Zeitraum, was vor allem bei dickeren Bauteilen von entscheidender Rolle ist. Durch das Auslagern dieser Bauteile bei hohen Temperaturen wird die zur Temperatur zugehörige höchstmögliche Festigkeit

im oberflächennahen Bereich rasch erreicht. Die Festigkeit im Kernbereich hingegen wird bei gleicher Auslagerungszeit aufgrund der verzögerten Wärmeeinwirkung nur zu einem geringeren Wert führen, infolgedessen sich eine inhomogene Festigkeitsverteilung im Bauteil einstellt. Durch eine verlängerte Auslagerungszeit kann die Festigkeit im Kernbereich weiter gesteigert werden, nur wird in diesem Fall die Gefahr der Überalterung im oberflächennahen Bereich sehr groß werden, was wiederum zu einer inhomogenen Verteilung führt.

ASKELAND gibt für die Warmauslagerung von typischen Aluminiumlegierungen eine Temperatur von $190\,°C$ an [29]. Dieser Wert stellt einen hinreichenden Kompromiss zwischen Auslagerungsdauer, Zeitraum des Festigkeitsmaximums sowie der zu erreichenden Festigkeit dar. Neben der Höhe der Auslagerungstemperatur wird die Steigerung der Festigkeit aber auch durch die Temperaturführung während der Warmauslagerung beeinflusst. Vor allem bei Legierungen, bei denen die Vorgängerphase die Keime für die nächste Stufe der Ausscheidungsfolge liefert, kann die Festigkeit durch langsames Erwärmen auf Auslagerungstemperatur oder durch eine Stufenauslagerung deutlich verbessert werden [21]. Beispielgebend sind hierfür $AlZn$-Legierungen. Andere Legierungssysteme, wie z. B. $AlMgSi$-Legierungen benötigen hingegen eine rasche Erwärmung, wodurch bei diesen Legierungen die Bildung der nicht keimbildenden Zwischenstufen unterdrückt und somit die Steigerung der Festigkeit begünstigt wird [21].

2.2.4.3 Wechselwirkung zwischen Ausscheidungen und Versetzungen

Wie bereits in Kapitel 2.2.4 einführend beschrieben wurde, beruht die Ausscheidungshärtung auf dem Prinzip der gezielten Behinderung von Versetzungsbewegungen. Die Behinderung beruht in diesem Fall auf sekundär ausgeschiedener Phasen (den sog. Teilchen), die bei genügend großem Volumenanteil und optimaler Verteilung die Versetzungsbewegung erschweren. Die Ausscheidung dieser Phasen erfolgt im Prozessschritt der Auslagerung. Hierbei zeigte sich, dass zwar mit anhaltender Auslagerung die Festigkeit steigt, jedoch die Auslagerungsdauer auch zu begrenzen ist, da es sonst zu einer Überalterung des Materials kommt. Unter diesem Umstand würde es zu einer Verminderung der durch die Aushärtung zuvor gewonnen Festigkeit kommen. Die Überalterung des Materials wurde bereits mit der Bildung der inkohärenten Gleichgewichtsphase und der Vergröberung der Ausscheidungen in Zusammenhang gebracht. In welcher Wechselwirkung die Festigkeit zu den genannten Vorgängen steht, wird im Folgenden näher betrachtet.

Versetzungen können ausgeschiedene Teilchen entweder durch Schneiden oder Umgehen überwinden [7]. In welcher Form die Versetzungen Teilchen überwinden, hängt sowohl von der Gitterstruktur der Teilchen im Vergleich zur Matrix als auch von der Teilchengröße ab [15]. Inkohärente Teilchen werden unabhängig von ihrer Größe nur umgangen, wohingegen kohärente Teilchen abhängig von ihrer Größe geschnitten oder umgangen werden. Kleine Teilchen werden bevorzugt geschnitten. Dabei durchwandert die Versetzung das Teilchen und schert es ab. [44] Größere Teilchen hingegen, werden von den Versetzungen umgangen. In diesem Fall biegt sich die Versetzungslinie zunächst kreisförmig zwischen den Teilchen hindurch. Bei ausreichend großer Durchbiegung schließt sie sich hinter den Teilchen wieder zusammen und löst sich unter Zurücklassung eines Versetzungsrings ab [41].

Beide Formen der Überwindung sind in der Abb. 13 als schematische Darstellungen veranschaulicht. Die Grundlage bildet dabei eine Versetzung, die sich durch einen Kristall mit kugelförmigen Teilchen bewegt.

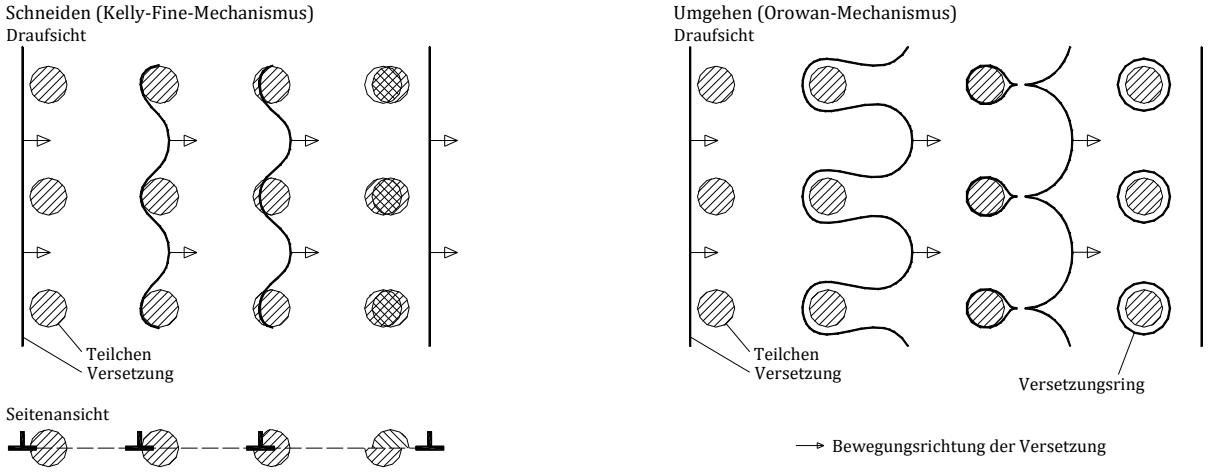


Abb. 13 Schneiden und Umgehen von Teilchen [45, P. 189]

Die zur Überwindung der Teilchen nötige Schubspannung τ kann sowohl für das Schneiden als auch für das Umgehen berechnet werden. U. a. wird hierüber in [46], [47] UND [44] vertiefend Auskunft geben. Wird die Schubspannung einzig in Abhängigkeit mit der Teilchengröße betrachtet, so ist die Schubspannung beim Schneiden eines Teilchens proportional zur Wurzel des Teilchenradius, während beim Umgehen die Schubspannung proportional zum Kehrwert vom Radius ist [48]. Eine Auswertung dieser Zusammenhänge zeigt das Diagramm in Abb. 14. Für beide Überwindungs-Mechanismen sind hierbei die Schubspannungen in Abhängigkeit des Teilchendurchmessers als Kurven dargestellt. Aus den Kurven wird der Bezug zwischen der Teilchengröße und der Form der Überwindung nochmals deutlich. Da zum Schneiden kleiner Teilchen eine geringere Schubspannung benötigt wird als zum Umgehen, ist in diesem Fall der Mechanismus nach Kelly-Fine maßgebend. Bei größeren Teilchen wird in umgekehrter Weise zum Schneiden eine im Vergleich zum Umgehen größere Schubspannung nötig. Der Überwindungsvorgang wird dabei durch den Orowan-Mechanismus bestimmt.

Aus dem Diagramm wird weiterhin deutlich, dass sich beide Kurven in einem Punkt schneiden. Dieser Schnittpunkt mit dem Teilchendurchmesser $d_{crit.}$ definiert die Grenze zwischen beiden Mechanismen. Teilchen mit diesem Durchmesser werden energetisch betrachtet mit gleicher Energie und somit mit „gleicher Wahrscheinlichkeit“ [7, P. 224] geschnitten wie umgangen. Nach ALTENPOHL beträgt der Grenzwert etwa $d_{crit.} = 15\ nm$ [12].

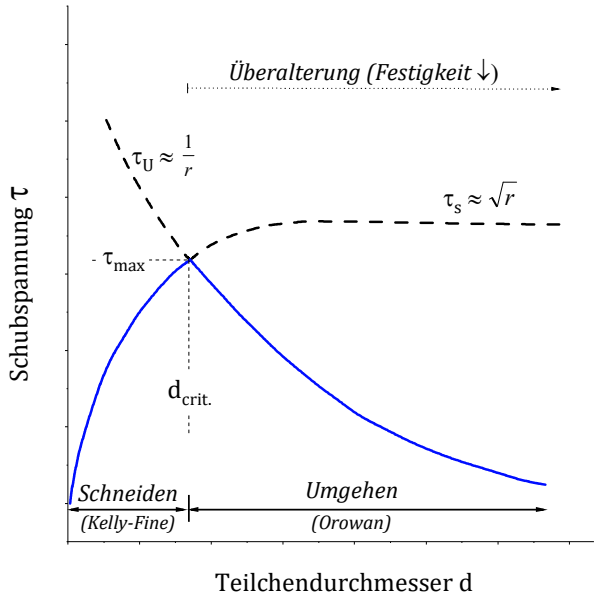


Abb. 14 Schubspannung beim Schneiden und Umgehen in Abhängigkeit der Teilchengröße [49, P. 52]

Auch wenn auf den ersten Blick die Teilchengröße einen erheblichen Einfluss auf die Form der Überwindung hat, so spielt - wie einleitend bereits angesprochen - die Kohärenz bzw. Inkohärenz zwischen den Kristallgittern der Teilchen und dem des Grundmaterials ebenso eine wichtige Rolle [15]. Da inkohärente Teilchen eine von der Matrix abweichende Gitterstruktur besitzen, können diese Teilchen, egal wie groß sie sind, nur umgangen werden. Ein Durchschneiden ist nach RÖSLER nicht möglich [44]. Kohärente Teilchen hingegen besitzen eine mit der Matrix übereinstimmende Gitterstruktur. Bei ihnen ist aufgrund übergehender Gleitebenen ein Durchschneiden möglich. Ebenso können teilkohärente Teilchen durchschnitten werden. Allerdings ist die Versetzung hierbei unter Umständen gezwungen zuvor auf benachbarte Gleitebenen zu wechseln, da bei diesen Teilchen nicht alle Gleitebenen mit denen der Matrix übereinstimmen [44].

Der Einfluss von Teilchengröße und Phasengrenze auf die Art wie eine Versetzung ein Teilchen überwindet, steht im Zusammenhang damit, dass bei zu langer Auslagerungsdauer eine Überalterung des Materials einsetzt. Die in Kapitel 2.2.4.2 vorgestellte Ausscheidungsfolge zeigt, dass innerhalb der Auslagerung mehrere Ausscheidungsstadien durchlaufen werden. Aufgrund dessen, dass sich die Ausscheidungen der jeweiligen Stufe u. a. in Größe und Art unterscheiden, werden sie auch unterschiedlich von den Versetzungen überwunden. So werden die GP-II-Zonen und die teilkohärenten Ausscheidungen der Übergangsphase aufgrund ihrer Größe und Phasengrenze bevorzugt geschnitten, während die Ausscheidungen der inkohärenten Gleichgewichtsphase nur umgangen werden können. Die Überalterung des Materials setzt mit der Bildung der Gleichgewichtsphase ein. Durch das Zusammenwachsen der Ausscheidungen bei weiterer Auslagerung nimmt die Größe der Teilchen stetig zu. Aus dem Diagramm der Abb. 14 geht hervor, dass mit dieser Zunahme die nötige Schubspannung zum Umgehen der Teilchen abnimmt, was wiederum zu einer Verminderung der Materialfestigkeit führt.

2.3 Schweißtechnische Verarbeitung von Aluminiumwerkstoffen

Das folgende Kapitel beschäftigt sich mit der schweißtechnischen Verarbeitung von Aluminiumwerkstoffen. Grundsätzlich kann Aluminium nach allen bekannten Verfahren geschweißt werden [50]. Da vorwiegend das WIG- und MSG-Verfahren in der Fertigungstechnik Anwendung finden [7], beziehen sich die nachfolgenden Ausführungen schwerpunktmäßig auf diese beiden Schweißverfahren.

Einleitend in die Ausführungen werden in Kapitel 2.3.1 die physikalischen Eigenschaften des Aluminiums und die des Eisens einem Vergleich hinsichtlich bestehender Unterschiede in der schweißtechnischen Verarbeitung unterzogen. In Kapitel 2.3.2 stehen hingegen die chemischen Eigenschaften des Aluminiums und die damit einhergehenden Besonderheiten beim Schweißen im Blickpunkt. Die Auswirkungen der Schweißwärme auf die Festigkeitswerte sind Gegenstand von Kapitel 2.3.3.

2.3.1 Einflussnahme physikalischer Eigenschaften auf das Schweißen

Dem Vergleich der physikalischen Eigenschaften in Bezug auf bestehende Unterschiede in der schweißtechnischen Verarbeitung von Aluminium und Eisen wird die Tab. 1 (Seite 7) zugrunde gelegt. In der Tabelle sind die wichtigsten physikalischen Eigenschaften beider Metalle gegenübergestellt.

Aus der genannten Gegenüberstellung geht hervor, dass die Wärmeleitfähigkeit von Aluminium wesentlich höher ist als die von Eisen. Infolgedessen fließt bei Aluminium die Wärme leichter aus der Schweißzone in den umliegenden Grundwerkstoff ab [15], was sich in unterschiedlichen Isothermenfeldern widerspiegelt. Für beide Metalle sind die Felder in Abb. 15 dargestellt. Aus den Isothermenlinien und den zugehörigen Zahlenangaben wird ersichtlich, dass der Temperaturgradient beim Aluminium um die Schweißstelle herum kleiner ist als beim Eisen. Aus diesem Grund wird trotz tiefer liegendem Schmelzpunkt beim Aluminiumschweißen im Vergleich zum Schweißen von Eisen die annähernd gleiche Wärmemenge benötigt. [7] Die hohe Wärmeleitfähigkeit und der damit verbundene schnelle Wärmeabfluss kann bei Verbindungsstößen von Bauteilen unterschiedlicher Dicke dazu führen, dass die Nahtflanke beim Bauteil mit größerem Querschnitt unzureichend angeschmolzen wird. Ein Bindefehler, der zu einer reduzierten Tragfähigkeit der Schweißkonstruktion führt, wäre die Folge.

Neben der höheren Wärmeleitfähigkeit besitzt Aluminium auch eine höhere thermische Dehnung. Beide Eigenschaften vereint führen dazu, dass es bei gleicher Verbindungsform und Wärmeeintrag beim Aluminium zu einem größeren Verzug der verschweißten Teile kommt [17]. Wird der Verzug konstruktionsbedingt oder durch Einspannungen behindert, reduziert sich die Verzugsgröße. Nur ist in diesem Fall darauf zu achten, dass mit zunehmender Schrumpfbehinderung die Eigenspannungen ansteigen und die Rissgefahr wächst.

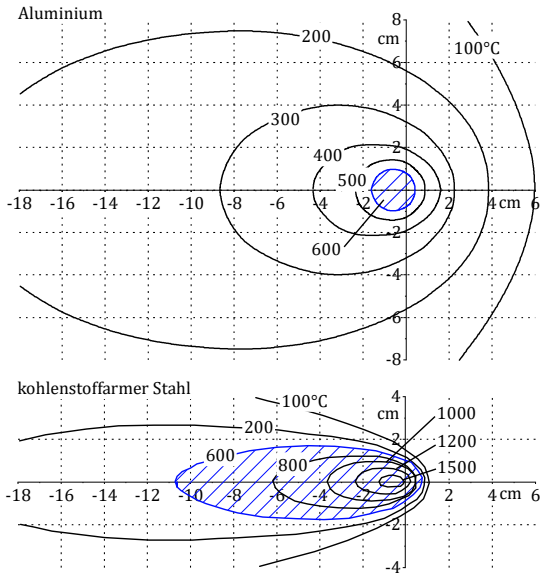


Abb. 15 Isothermenfelder beim Schweißen von Aluminium und Stahl [7, P. 230]

2.3.2 Einflussnahme chemischer Eigenschaften auf das Schweißen

Aluminium besitzt im Gegensatz zu Stahl eine hohe Affinität zu Sauerstoff. Diese Eigenschaft führt dazu, dass sich an der metallisch blanken Aluminiumoberfläche eine dünne Schutzschicht, die im Wesentlichen aus amorphen Al_2O_3 besteht, bildet. Die Entstehung dieser Oxidschicht erfolgt innerhalb kürzester Zeit. Die durch die Schicht bewirkte Passivierung verschafft dem Aluminium seine „bemerkenswerte“ [21, P. 222] Korrosionsbeständigkeit. Für die schweißtechnische Verarbeitung stellt diese „chemisch und thermisch sehr beständige, hochschmelzende ($T_S = 2050\,°C$)“ [43, P. 532] Schicht jedoch eine Herausforderung dar. Wird während des Schweißprozesses die Schicht aufgebrochen, sinken aufgrund ihres spezifischen Gewichts die Oxidhäute im Schmelzbad nach unten, wodurch rissähnliche Fehlstellen im Gefüge entstehen können [21]. Aus diesem Grund muss die Oxidhaut vor dem Schweißen entfernt werden. Als Vorbereitung der Werkstücke wird neben mechanischen Verfahren wie Bürsten, Schleifen und Fräsen auch das Beizverfahren zum Ablösen der Oxidschicht eingesetzt. Innerhalb des Schweißprozesses erfolgt die Beseitigung der Oxidschicht mit Hilfe des Reinigungseffekt [7] (auch „Lichtbogeneffekt“ [50, P. 4] genannt). Hierzu wird unter Gleichstrom das Werkstück negativ und die Elektrode positiv gepolt. Durch diese Anordnung wandern die Elektronen zur Elektrode und die im Vergleich zu den Elektronen schwereren Ionen zum Werkstück. Beim Auftreffen der schweren Ionen auf die Werkstückoberfläche wird die Oxidschicht aufgebrochen und zerstört. Das Werkstück wird bei dieser Polung jedoch nur wenig erwärmt, was zu einem flachen Einbrand führt [17]. Wohingegen die Elektrode durch die auftreffenden Elektronen stark erhitzt wird. Damit bei dem WIG-Schweißverfahren die Wolfram-Elektrode nicht überhitzt, wird bei diesem Verfahren vorwiegend Wechselstrom zum Schweißen verwendet [21]. In der positiven Halbwelle tritt dabei der zuvor beschriebene Reinigungseffekt auf, während in der negativen Halbwelle die Wolfram-Elektrode kurz abkühlen kann. Weiterhin wird in der negativen Halbwelle durch das Auftreffen der Elektronen auf das Werkstück ein tieferer Einbrand begünstigt.

Die hohe Affinität des Aluminiums zu Sauerstoff führt auch dazu, dass zur Unterdrückung von Oxidationsvorgängen im Schweißbad inerte Schutzgase zumeist aus Argon oder aus einem

Gemisch aus Argon und Helium eingesetzt werden. Nur in seltenen Fällen wird ein Gas aus 100 % Helium zum atmosphärischen Schutz angewendet. Aufgrund des Ionisationspotenzials von Helium bewirkt es eine große Lichtbogenunruhe. [17]

Neben der ausgeprägten Affinität zu Sauerstoff besitzt Aluminium eine weitere Eigenschaft, die innerhalb der schweißtechnischen Verarbeitung Beachtung verlangt. Die Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium sinkt mit abnehmender Temperatur und verringert sich bei der Erstarrung sprunghaft um den 20-fachen Wert [21]. Hierdurch können gleichmäßig verteilte Poren entstehen [17]. Aus diesem Grund sollten das Grundmaterial und der Zusatzwerkstoff sauber und trocken sein. Der Eintrag von Feuchtigkeit durch Arbeitsmaterialien und der Schweißanlage ist zu vermeiden.

2.3.3 Einfluss der Schweißwärme auf die Festigkeit des Grundwerkstoffs

Das Abfließen der Wärme aus der Schweißzone in den angrenzenden Grundwerkstoff wurde bereits in Kapitel 2.3.1 betrachtet. Der Blickpunkt lag dabei vor allem auf die Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums und die damit verbundene Wärmemenge beim Schweißen. Die nachfolgenden Ausführungen thematisieren hingegen die Auswirkungen der in den Grundwerkstoff eingetragenen Wärme auf die Festigkeit. Im Schwerpunkt werden dabei aushärtbare Aluminiumlegierungen betrachtet. Obwohl kaltverfestigte Aluminiumlegierungen hinsichtlich des Wärmeeintrags und einer damit einhergehenden Festigkeitsreduktion gleichbedeutend sind [7] UND [17], stützt sich die fokussierte Betrachtung auf die der Arbeit zugrunde gelegten Aluminiumlegierung EN AW-7020, die der Gruppe der aushärtbaren Legierungen zuzuordnen ist (vgl. Kapitel 4.1).

Durch das Abfließen der Wärme aus der Schweißzone in den angrenzenden Grundwerkstoff kommt es zu einer thermischen Belastung des benachbarten Bereichs. Dieser Bereich lässt sich dabei in zwei verschieden belastete Zonen unterteilen [29]. Die Grenze zwischen beiden Zonen wird durch die Solvustemperatur definiert. Ausgehend vom unbeeinflussten Grundmaterial, das nur leicht erhöhten Temperaturen ausgesetzt ist, berücksichtigt die angrenzende Niedertemperaturzone den Bereich in den Temperaturen bis unterhalb der Solvustemperatur erreicht werden. Infolge der dort auftretenden Materialerwärmung kann es zu einer Überalterung des ausgehärteten Metalls kommen. Der Bereich in dem die Solvustemperatur überschritten wird, wird als Hochtemperaturzone bezeichnet. Durch die starke Erwärmung des Materials kommt es in diesem Bereich zu einer Auflösung der durch die Ausscheidungshärtung gebildeten Teilchen. Die Legierungselemente gehen wieder in feste Lösung über, wodurch der festigkeitssteigernde Effekt aufgehoben wird. In Bezug auf die Ausscheidungshärtung kann dieser Bereich auch als lösungsgeglühte Zone betrachtet werden.

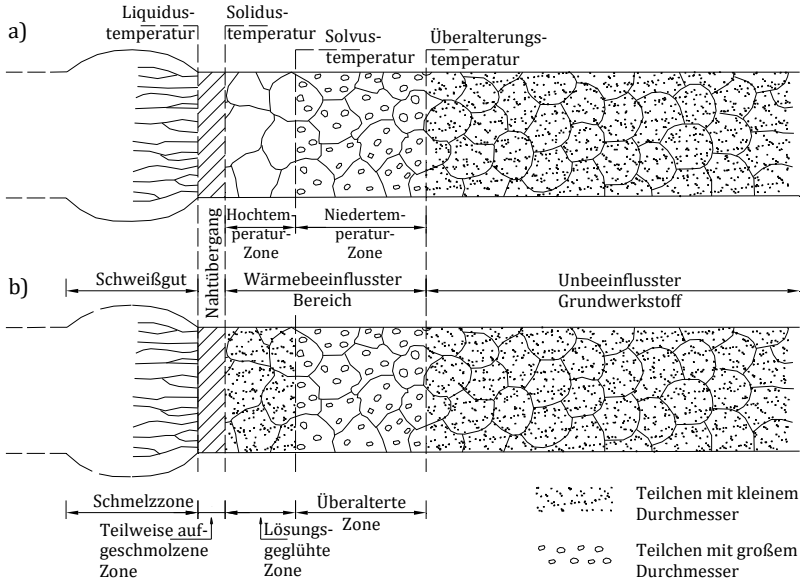


Abb. 16 Gefügeveränderung beim Schweißen von aushärtbaren Aluminiumlegierungen mit a) hoher Abschreckempfindlichkeit und b) geringer Abschreckempfindlichkeit in Anlehnung an [29]

Eine Aufhebung des durch die Schweißwärme verursachten Festigkeitsverlusts kann nach grundsätzlich nur durch eine erneute Wärmebehandlung - bestehend aus den Teilschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern - (vgl. Kapitel 2.2.4) erfolgen [7]. Begründet liegt diese Aussage in der hohen Abschreckempfindlichkeit vieler aushärtbarer Aluminiumlegierungen. Da während des Schweißprozesses die lösungsgeglühte Zone nicht hinreichend schnell abkühlt, entsteht kein übersättigter Mischkristall als Voraussetzung zur Bildung von festigkeitssteigernden Teilchen. Entgegen diesem Verhalten kann bei Aluminiumlegierungen mit geringer Abschreckempfindlichkeit diese Voraussetzung geschaffen werden. Das solche Legierungen existieren, wurde bereits in Kapitel 2.2.4.1 angesprochen. Ein in der Literatur häufig genannter Vertreter dieser Legierungen ist die Aluminiumlegierung EN AW-7020. Zur erneute Aushärtung der Hochtemperaturzone ist bei dieser Legierung eine Auslagerung allein bei Raumtemperatur ausreichend. Eine mit dem Grundwerkstoff vergleichbare Festigkeit wird nach drei Monaten erreicht [21]. Hinsichtlich der Korrosionsbeständigkeit wird jedoch eine Warmauslagerung der geschweißten Konstruktion empfohlen [39] UND [21]. Auf die Thematik der Korrosionsbeständigkeit geschweißter Aluminium-Konstruktionen wird im Folgenden nicht weiter eingegangen. U. a. geben dahingehend OSTERMANN und HUFNAGEL vertiefte Auskunft [21] UND [14].

Der durch die Schweißung hervorgerufene Festigkeitsverlust ist bei der Bemessung von Konstruktionen aus Aluminium nach dem DEUTSCHEN INSTITUT FÜR NORMUNG E.V. zu berücksichtigen [6]. Die Norm sieht dabei eine Reduktion der Festigkeitswerte bei kaltverfestigten oder lösungsgeglühten und warmausgelagerten Legierungen in der gesamten Wärmeeinflusszone vor. Die Fähigkeit der Legierung EN AW-7020 bei Raumtemperatur wieder zu erhärten, wird innerhalb der Normung durch eine zeitliche Beschränkung der reduzierten Festigkeitswerte erfasst. Für diese Legierung sind dabei 30 Tage festgelegt. Nach dieser Zeitdauer können für die Wärmeeinflusszone die legierungsspezifischen Festigkeitswerte wieder ohne Reduktion

herangezogen werden. Vorausgesetzt wird dabei jedoch, dass die Werkstofftemperatur in der gesamten Zeitdauer über 10 °C liegt.

3 Problemstellung und Zielsetzung

Aus dem Kapitel 2.1.4 geht hervor, dass das Wachstum der Aluminiumproduktion im Großteil auf den Transportsektor zurückzuführen ist. Daher beschränkt sich die Entwicklung neuer Aluminiumlegierungen zumeist auch auf diesen Sektor. Durch stets verändernde Anforderungen hat sich mittlerweile ein umfangreiches Angebot an unterschiedlichen Aluminiumlegierungen am Markt etabliert. Dies ermöglicht dem Bauwesen sektorübergreifend auf ein großes Angebot unterschiedlichster Aluminiumlegierungen zurückgreifen zu können. Zu beachten ist dabei, dass innerhalb des Nutzungsverhaltens der Sektoren ein bedeutender Unterschied bestehen kann, der sich unter Umständen auf die eigene Bauteil- und Systemzuverlässigkeit auswirkt. Die in anderen Sektoren eigens dafür entwickelten Legierungen können den Ansprüchen des Bauwesens wahrscheinlich nicht immer vollumfänglich gerecht werden, was vorrangig an der unterschiedlichen Nutzungsdauer liegt. So weisen die aus dem Transportsektor hervorgehenden Produkte, wie z. B. Personenkraftwagen oder Luftfahrzeuge, eine im Vergleich zu Bauwerken viel geringere Nutzungsdauer auf. Eine graphische Darstellung der Nutzungsdauern ausgewählter Transportprodukte und Bauwerke stützt diese Aussage (s. Abb. 17). Es zeigt sich, dass die mit 100 *Jahren* am höchsten veranschlagte Nutzungsdauer der Brücken die der Schienenfahrzeuge um den Faktor 4 übertrifft. Wobei die Schienenfahrzeuge das Transportprodukt mit dem größten Nutzungsdauerwert in der Graphik darstellten.

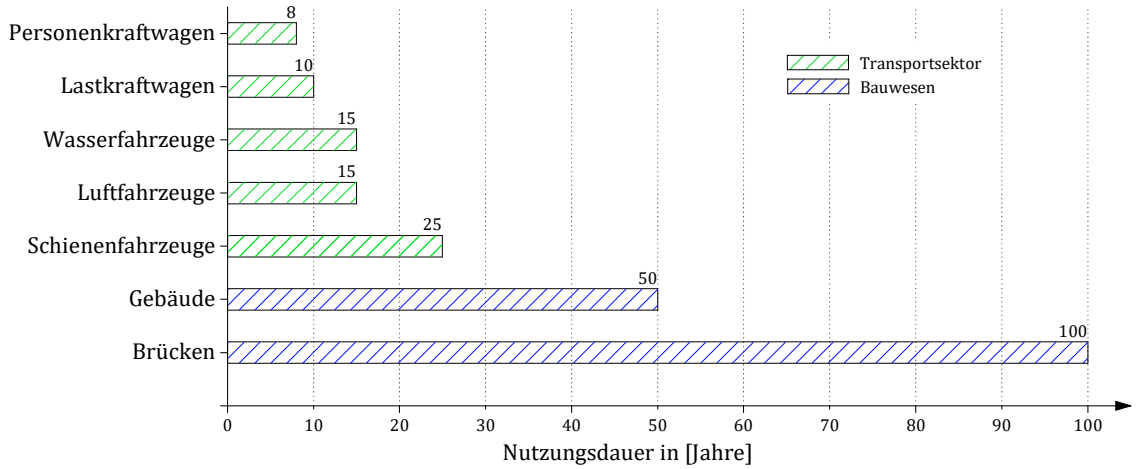


Abb. 17 Geplante Nutzungsdauern ausgewählter Transportprodukte nach [51] im Vergleich zu Nutzungsdauern zweier Bauwerke nach [52]

Die in der Zusammenstellung aufgeführten Nutzungsdauerwerte der Transportprodukte beruhen auf Festlegungen des Bundesministeriums für Finanzen [51]. Da im Gegensatz zum Bauwesen der Transportsektor im Großteil dem gesetzlich nicht geregelten Bereich[5] zugeordnet ist, bestehen keine Vorgaben über Zeitdauern, in denen das Produkt seinen vorgesehenen Zweck zu erfüllen

[5] „Als gesetzlich nicht geregelt gelten […] die Bereiche, in denen keine Rechtsvorschriften der EU oder nationale Rechtsvorschriften existieren und alle Aktivitäten freiwillig auf Vertragsbasis geregelt werden." [105]

hat und keine Vorgaben über Zeitpunkte wann ein Produkt durch ein neues zu ersetzen ist. Die gesetzlich festgeschriebene Garantie und Gewährleistung mit ihren vergleichsweisen kurzen Zeitspannen bleiben dabei unberücksichtigt.

Die hingegen betrachteten Nutzungsdauern für Gebäude und Brücken wurden dem geltenden Regelwerk [52] entnommen. Die hierin festgelegten Werte sind angenommene Zeitdauern, in denen *„[…] zeitabhängige Veränderungen der Eigenschaften das Verhalten des Tragwerks während der geplanten Nutzungsdauer nicht unvorhergesehen verändern“* [52, P. 25].

Vor dem Hintergrund, dass die Nachfrage von Aluminium im Bauwesen steigt und dass sich sein Einsatz mittlerweile auch vermehrt auf tragende Strukturen ausweitet (s. Kapitel 2.1.4), ist die Notwendigkeit gegeben, das Langzeitverhalten von Aluminium zu untersuchen und hinsichtlich bauwerksspezifischer Nutzungsdauern zu beurteilen. Dabei stehen vor allem aushärtbare Aluminiumlegierungen im Blickfeld. Es ist bereits bekannt, dass diese Art von Legierungen durch unkontrollierte Wärmeeinwirkung überaltern und infolgedessen ihre Festigkeit und Zähigkeit metallphysikalisch bedingt verlieren [43]. Da der diesem Effekt zugrundeliegende Mechanismus jedoch nicht nur von der Zeit, sondern auch von der Temperatur bestimmt wird, ist die Beurteilung des Aluminiums hinsichtlich bauwerksspezifischer Nutzungsdauern durch mögliche Temperatureinwirkungen zu ergänzen.

In dieser Arbeit werden Versuche und deren Ergebnisse vorgestellt, mit denen das Langzeitverhalten einer aushärtbaren Aluminiumlegierung hinsichtlich bauwerksspezifischer Nutzungsdauern beurteilt werden soll. Stellvertretend für die Gruppe der aushärtbaren Aluminiumlegierungen wird hierzu die Legierung EN AW-7020 untersucht. Diese Legierung ist als Werkstoff für tragende Bauteile in der Norm [6] gelistet. Im Vergleich zu weiteren im Bauwesen zugelassenen Legierungen wird ihr der höchste Festigkeitswert zugeschrieben. Über die Beurteilung des Grundmaterials hinaus wird anhand der schweißtechnischen Verarbeitung dieser Legierung der Wärmeeinfluss als mögliche Temperatureinwirkung betrachtet und bezüglich der Bauteil- und Systemzuverlässigkeit bewertet. In diesem Zusammenhang wird auch der Einfluss von mehrfachen Schweißungen auf die Legierung untersucht. Von Bedeutung ist dies vor allem, wenn Struktur-Komponenten über die Lebensdauer eines Bauteils ausgetauscht werden müssen oder wenn Profile wiederholt eingesetzt werden. Bereiche, in denen sich von verschiedenen Schweißnähten die durch den Schweißvorgang beeinflussten Zonen überschneiden, sind in der Hinsicht ebenso von Bedeutung.

Da bis lang keine Studien über das Langzeitverhalten der Legierung EN AW-7020 vorliegen, ergibt sich hieraus ein Forschungsbedarf. Nur mit gesicherten Kenntnissen über das Langzeitverhalten kann die Standsicherheit von Bauwerken über die Lebensdauer hinweg gewährleistet werden.

4 Experimentelle Durchführung

Zur Charakterisierung des Langzeitverhaltens aushärtbarer Aluminiumlegierungen werden die Eigenschaften von zwei unterschiedlich alten und aus derselben Legierung bestehenden Materialien miteinander verglichen. Hierzu werden Materialproben aus einer 39 Jahre alten Brücke und aus einem unmittelbar aus der Produktion stammenden Strangpressprofil entnommen und analysiert. Sowohl die Brücke als auch das Profil bestehen aus der Aluminiumlegierung EN AW-7020. Bezugnehmend auf das Alter werden fortführend die Materialproben aus der Brücke als älteres und die aus dem Strangpressprofil als jüngeres Versuchsmaterial bezeichnet.

In Kapitel 4.1 wird zunächst die Aluminiumlegierung EN AW-7020 vorgestellt. Hierbei stehen sowohl das Legierungssystem als auch die Steigerung der Festigkeit durch Ausscheidungen und deren Verhalten bei Warm- und Kaltauslagerung im Blickpunkt. Im darauffolgenden Kapitel 4.2 werden das jüngere und ältere Versuchsmaterial näher beschrieben. Darüber hinaus werden Besonderheiten bei der Probennahme und bei der Fertigung der für die Untersuchungen nötigen Proben genannt. Anschließend werden in Kapitel 4.3 alle Materialversuche, die zur Analyse des Grundmaterials[6] durchgeführt werden, vorgestellt. Die Versuchsergebnisse beider Materialien sind im nachfolgenden Kapitel 5 zusammengefasst und gegenübergestellt.

Neben der Beurteilung des Langzeitverhaltens wird auch der Einfluss durch die schweißtechnische Verarbeitung der Legierung EN AW-7020 untersucht. Hierbei werden Materialproben von Schweißnähten aus der Brücke entnommen und analysiert. Die Beschreibung und die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind Inhalt des Kapitels 5.2.

4.1 Vorstellung der Versuchslegierung EN AW-7020

Die Legierung EN AW-7020 gehört zu der Gruppe der aushärtbaren Aluminiumlegierungen. Als Knetwerkstoff weist sie mittlere bis hohe Festigkeitswerte auf [21]. Ihre Schweißeigenschaften werden in der Fachliteratur [43], [21], [17] UND [53] als gut beurteilt, da die durch den Schweißvorgang erzeugte Wärmeeinflusszone bei Raumtemperaturlagerung von selbst wieder aushärtet. Aus diesem Grund wird die Legierung häufig zur Herstellung von geschweißten Konstruktionen herangezogen.

Die Formgebung erfolgt bei Produkten dieser Legierung hauptsächlich durch Walzen, Schmieden oder Strangpressen. Letzteres ermöglicht eine Vielzahl an Querschnitten, die zu einem hohen Grad an Ausnutzung und gestalterischer Vielfalt führen. Die Anwendungsgebiete reichen dabei vom Fahrzeug- und Flugzeugbau über den Brücken- und Maschinenbau bis hin zur Wehrtechnik. [17]

Die Bezeichnung EN AW-7020 unterliegt einem international festgelegten numerischen System. Neben dieser Bezeichnung kann die Legierung alternativ auch unter der expliziten Angabe der chemischen Zusammensetzung mit „EN AW-AlZn4,5Mg1“ nach [54, P. 14] benannt werden. Ferner ist die Legierung unter dem Markennamen „Unidur 102“ [55] vorrangig in der Schweiz bekannt.

[6] Material ohne Wärmebelastung infolge schweißtechnischer Verarbeitung (s. ergänzend Kap. 2.3)

4.1.1 Legierungssystem

Die chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung EN AW-7020 ist der Tab. 3 zu entnehmen. Die Grenzwerte der einzelnen Legierungselemente sind dabei als Bereich und die von Verunreinigungen als Höchstwert angegeben.

Element	Zn	Mg	Cr	Mn	Fe	Si	Cu	Ti	Zr	Ti+Zr
Anteil in [Gew.-%]	4,0-5,0	1,0-1,4	0,10-0,35	0,05-0,5	0,4	0,35	0,2	0,05	0,09-0,2	0,08-0,25

Tab. 3 Grenzwerte der chemischen Zusammensetzung für die Aluminiumlegierung EN AW-7020 [54]

Aus den Angaben der Tabelle ist abzuleiten, dass die Legierung EN AW-7020 überwiegend aus Aluminium sowie aus Zink und Magnesium als Legierungselemente besteht. Die Löslichkeit von Zink in Aluminium ist erheblich. Bei $275°C$ werden 30,6 $Gew.-\%$ Zink im α-Mischkristall gelöst. Mit abnehmender Temperatur verringert sich die Löslichkeit auf 10,0 $Gew.-\%$ bei $195°C$ und 5,1 $Gew.-\%$ bei $110°C$ [21]. Die abnehmende Löslichkeit von Zink in Aluminium bei sinkender Temperatur bildet dabei die Voraussetzung für die Verfestigung durch Ausscheidungen (s. Kapitel 2.2.4).

Durch den Zusatz von Magnesium wird das Verfestigungsvermögen noch deutlich gesteigert, da das Magnesium die Löslichkeit von Zink im α-Mischkristall stark reduziert [21]. Wenngleich die Zugabe von Magnesium der Legierung zu höheren Festigkeiten verhilft, sind dieser Grenzen gesetzt. Denn nach HUFNAGEL beeinflusst der zusammengefasste Gehalt an Zink und Magnesium als auch deren Verhältnis die Abschreckempfindlichkeit [14]. Als Beispiel ist die mittlerweile nicht mehr genormte Legierung AlZnMg3 genannt. „[…] Mit einem um etwa 30 % größeren Gehalt an Zn und Mg und einem um etwa 50 % kleineren Zn : Mg - Verhältnis war [diese Legierung im Vergleich zu EN AW-7020] wesentlich abschreckempfindlicher“ [14, P. 144].

Ergänzend zu den primären Legierungselementen enthält EN AW-7020 auch geringe Mengen an Chrom, Mangan und Zirkonium. Diese Elemente dienen als Dispersionsbildner. Neben der Kontrolle des Korngefüges haben sie Auswirkungen auf das Korrosionsverhalten sowie auf die Abschreckempfindlichkeit als auch auf die Kinetik der Kalt- und Warmaushärtung [21]. Der Einfluss von Chrom und Mangan auf die Festigkeit wird mit 4,90 bis 6,86 N/mm^2 für je 0,1 % Cr oder Mn [28, P. 774] angegeben.

Weitere in der Legierung enthaltene Elemente, wie z. B. Eisen oder Silizium sind Begleitelemente aus dem Herstellungsprozess. Die Eisenanteile gelten als Verunreinigung. Aufgrund ihrer geringen Löslichkeit von 0,052 $Gew.-\%$ im festen Zustand, bilden sie mit Aluminium und Silizium intermetallische Verbindungen, die aus dem flüssigen Zustand primär ausgeschieden werden (sog. Primärausscheidungen). [21] Die Auflösung derartiger Verbindungen erfolgt - bezogen auf die maximale Löslichkeit - oberhalb von $655°C$ wie aus dem Zustandsdiagramm von ALTENPOHL [28, P. 640] hervorgeht. Neben Eisen und Silizium können aber auch nicht gelöste Anteile der Legierungszusätze Mangan und Chrom intermetallische Verbindungen mit Aluminium ausbilden. [14]

Die intermetallischen Verbindungen der Primärausscheidungen bilden im Gefüge Kristalle mit eigenen Phasen, die als heterogene Gefügebestandteile bezeichnet werden. Diese Phasen sind

meist sehr hart und spröde. Sie können aus zwei, drei oder mehreren Elementen bestehen, wodurch Verbindungen wie z. B. Al_3Fe, Al_6Mn *oder* Al_7Cr bzw. Al_8Fe_2Si *oder* $Al_2Mg_3Zn_3$ möglich sind. [14]

Die Einflussnahme der intermetallischen Verbindungen auf die Eigenschaften der Legierung wird durch die Menge, Größe, Form und Verteilung der heterogenen Gefügebestandteile bestimmt. Grundsätzlich sind dabei Veränderungen der physikalischen, chemischen und technologischen Materialeigenschaften möglich. [14] So können sich z. B. nach OSTERMANN intermetallische Phasen mit Aluminium, Eisen und Silizium entsprechend ihrem Volumenanteil und Partikelgröße auf die Duktilität und das Ermüdungsverhalten auswirken [21].

4.1.2 Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung

Wie bereits angesprochen, weist die Legierung EN AW-7020 mittlere bis hohe Festigkeitswerte auf. Die im Vergleich zum Reinaluminium gesteigerte Festigkeit beruht dabei auf dem in Kapitel 2.2.4 vorgestellten Mechanismus der Ausscheidungshärtung. Durch den gezielten Einbau von wirksamen Partikeln in das Kristallgitter wird die Versetzungsbewegung behindert, wodurch der Widerstand gegen die Verformung zunimmt und somit die Festigkeit steigt. Die Bildung der Partikel beruht hierbei auf einen aus mehreren Teilschritten bestehenden Wärmebehandlungsprozess, dessen Parameter von der zu härtenden Legierung abhängt. Angaben zu den Parametern üblicher Legierungen sind zumeist Bestandteil der Fachliteratur. Für die Legierung EN AW-7020 geben u. a. die Quellen [28], [14] UND [21] Auskunft. Da die der Untersuchung zugrunde gelegten Materialien ausschließlich einem Hersteller zu zuordnen sind, bilden die Werksvorgaben von CONSTELLIUM die Grundlage der weiteren Beschreibung. Der Prozessablauf der Wärmebehandlung und die dazugehörigen Parameter sind in Abb. 18 dargestellt.

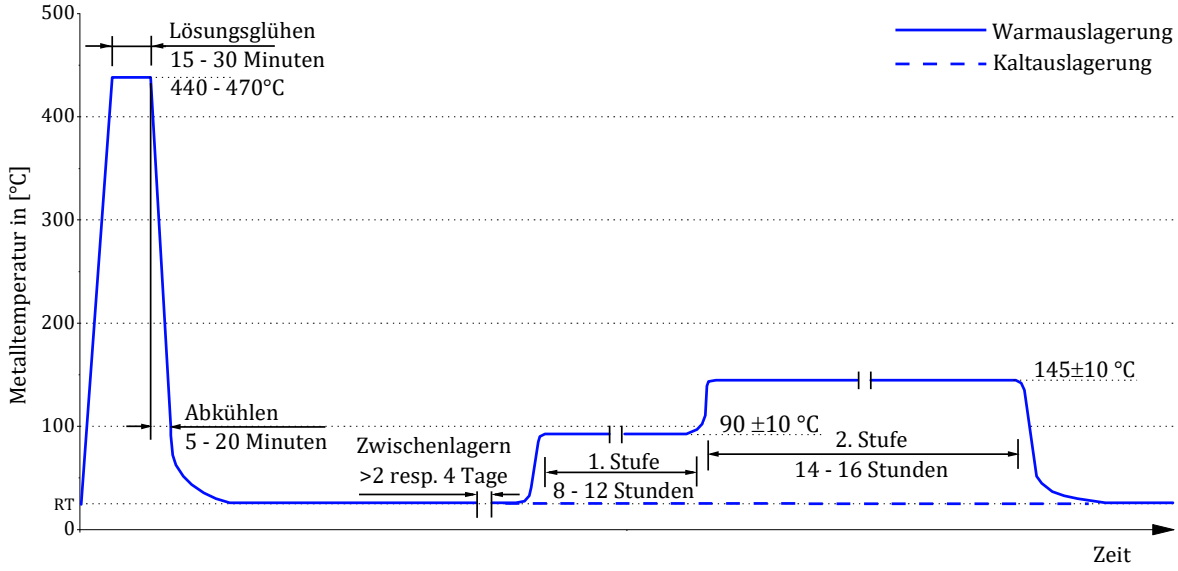


Abb. 18 Schematische Darstellung der Ausscheidungshärtung von EN AW-7020 nach [55]

Entsprechend den Vorgaben erfolgt das Lösungsglühen zwischen 440°C und 470°C für eine Dauer von 15 bis 30 $Minuten$. Die anschließende Abkühlung des Materials von Glühtemperatur auf

100 °C erfolgt in einem Zeitraum zwischen 5 und 20 $Minuten$. Ein zu schnelles Abschrecken würde zu erhöhten inneren Spannungen führen und die Empfindlichkeit des Materials für Spannungsrisskorrosion steigern. Schroffes Abschrecken mit Wasser ist aus diesem Grund unzulässig. Ein zu langsames Abkühlen hingegen hat zur Folge, dass das Material nicht die geforderten Festigkeitswerte erreicht. Gerade bei dickeren Werkstücken ist darauf zu achten, dass das Material in der vorgegebenen Zeit auf das ausreichende Maß - gegebenenfalls unter Zuhilfenahme von Ventilatoren - abgekühlt wird. Nach dem Abschrecken folgt die Auslagerung des Materials. Hierbei ist zwischen der a) Kalt- und b) Warmauslagerung zu unterscheiden (s. Kapitel 2.2.4).

a) Kaltauslagerung

Die Kaltauslagerung der Legierung EN AW-7020 erfolgt nach dem Abschrecken bei Raumtemperatur. Der Verlauf der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer ist in Abb. 19 dargestellt. Die Festigkeit nimmt zu Beginn der Auslagerung schnell zu, die Steigerungsrate nimmt jedoch mit zunehmender Zeitdauer ab. Die Bruchdehnung hingegen nimmt zu Beginn stark ab und weist dann einen nahezu konstanten Wert auf. Dieses Verhalten ist entsprechend dem Kapitel 2.2.4 typisch für die Verfestigung durch Ausscheidungen.

Über die Dauer der Kaltauslagerung herrscht Uneinigkeit. Der GESAMTVERBAND DER ALUMINIUMINDUSTRIE gibt hierfür eine Zeit von mindestens 90 Tagen an [39]. CONSTELLIUM hingegen verweist in seinem Merkblatt auf circa einen Monat [55]. Die Festigkeitswerte sollen nach dieser Zeit dem Zustand kaltausgehärtet genügen. ALTENPOHL berichtet in diesem Zusammenhang von einem Zeitraum von einigen Wochen [12].

Unabhängig von der Festigkeit wird der Zustand kaltausgehärtet jedoch für diese Legierung nicht empfohlen [21], da sie in diesem Zustand empfindlich gegen Spannungsrisskorrosion ist und zu Schichtkorrosion neigt. „Der kaltausgehärtete Zustand ist nur als Übergangszustand für den warmausgehärteten Zustand zu sehen“ [55, P. 6]. Aus diesem Grund lässt die Norm [6] Produkte dieser Legierung auch nur im Wärmebehandlungszustand T6 (lösungsgeglüht und warmausgelagert) zu. In der Norm ist dahingehend sogar vermerkt, dass der Einsatz der Legierung im Zustand T4 (lösungsgeglüht und kaltausgelagert) bei Fertigerzeugnissen zu vermeiden ist [56].

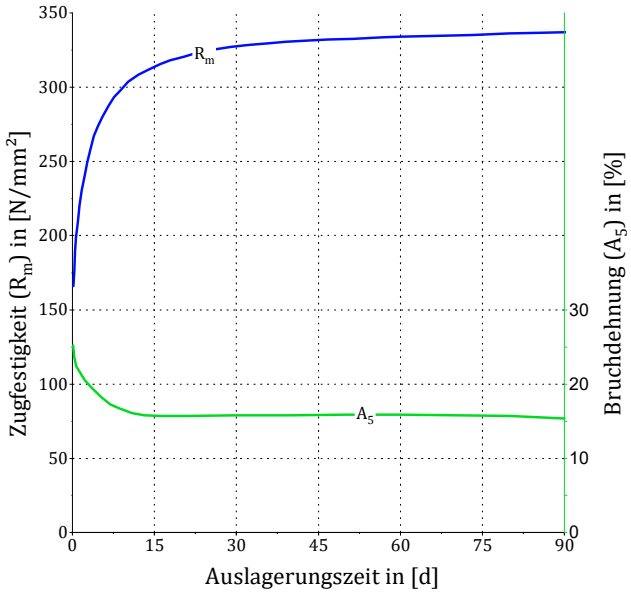


Abb. 19 Verlauf der Kaltaushärtung von EN AW-7020 [14, P. 144]

b) Warmauslagerung

Entsprechend der schematischen Darstellung in Abb. 18 ist der eigentlichen Warmauslagerung eine Zwischenlagerung bei Raumtemperatur für mindestens 2 Tage (bzw. 4 Tage bei Blechen) vorangestellt. Nach dieser Zeit wird die Legierung zunächst für 8 bis 12 h bei $90 \pm 10\,°C$ und anschließend für 14 bis 16 h bei $145 \pm 10\,°C$ ausgelagert. Die zweite Auslagerungsstufe kann alternativ auch bei 155 bis 165 $°C$ für 12 bis 14 h erfolgen. Nach dem Abkühlen der Legierung auf Raumtemperatur ist der Prozess der Warmauslagerung abgeschlossen. Ausgewählte Grenzwerte der mechanischen Eigenschaften, die die Legierung in diesem Zustand nun zu entsprechen hat, zeigt Tab. 4.

Durch die Warm- bzw. Stufenauslagerung wird die Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion erhöht [14]. Nach CONSTELLIUM wird der nach der Warmauslagerung erreichte Zustand hinsichtlich der Beständigkeit sogar als „optimal“ [55, P. 7] bezeichnet.

Alternativ zur Stufenauslagerung würde eine langsame Erwärmung des Materials auf Auslagerungstemperatur zu vergleichbaren Ergebnissen führen (s. Kapitel 2.2.4.). In [21] wird diesbezüglich eine Aufwärmgeschwindigkeit von $30°C/h$ empfohlen.

Werkstoff-zustand	Wand-/Nenndicke t in $[mm]$	Zugfestigkeit R_m in $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$		Dehngrenze $R_{p0,2}$ in $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$		Bruchdehnung $A\ bzw.\ A_{50\,mm}$ in [%]		Härte HBW
		min.	*max.*	*min.*	*max.*	*A mind.*	*$A_{50\,mm}$ mind.*	
T6	$t \leq 40$	350	-	290	-	10	8	110
T651	$6{,}0 < t \geq 12{,}5$	350	-	280	-	-	10	104

Tab. 4 Ausgewählte mechanische Eigenschaften der Legierung EN AW-7020 für den Zustand T6 [57] und für den Zustand T651 [56]

4.1.3 Ausscheidungsverhalten bei Warm- und Kaltauslagerung

Die einzelnen Ausscheidungsphasen und ihre Bildungsvoraussetzungen wurden bereits in allgemeiner Form in Kapitel 2.2.4 vorgestellt. Hierbei zeigte sich, dass sich im Verlauf der Auslagerung anstelle der stabilen Gleichgewichtsphase zunächst verschiedene metastabile Phasen bilden, von denen letztendlich die Steigerung der Festigkeit ausgeht.

Da der Magnesiumgehalt der Legierung EN AW-7020 vergleichsweise niedrig ist, ergibt sich aus [21] für diese Legierung die nachstehend dargestellte Ausscheidungsfolge:

$$\alpha_{\text{übers.}} \rightarrow Cluster \rightarrow kohärente\ G.P.\text{-}Zonen \rightarrow \eta'(kugelförmig) \rightarrow \eta(MgZn_2)$$

Durch die Prozessparameter der Auslagerung werden die Ausscheidungsvorgänge des zuvor lösungsgeglühten und abgeschreckten Materials gezielt gesteuert. Da die Legierung EN AW-7020 sowohl kalt- als auch warmausgelagert werden kann, wird in der Beschreibung der einzelnen Ausscheidungsvorgänge hinsichtlich beider Auslagerungsvarianten unterschieden.

Kaltauslagerung

Die Kaltauslagerung wird von der Cluster- und G.-P.-Zonenbildung beherrscht [21]. Zu Beginn der Auslagerung bilden sich dabei zunächst Zn-reiche Cluster. Anschließend entstehen aus den Clustern kohärente GP-I-Zonen, in denen sich hauptsächlich Zink- aber auch Magnesiumatome aufgrund des geringen Gitterparameterunterschieds zur Matrix kugelförmig anordnen (s. Kapitel 2.2.4). Die Aushärtung der Legierung setzt hierbei „relativ rasch“ [55, P. 7] ein. OSTERMANN berichtet von etwa einer Stunde bei Raumtemperatur und darüber hinaus, dass sich diese Zeit jedoch bei höheren Auslagerungstemperaturen verkürzt [21].

Über die Dauer der Kaltauslagerung und deren Uneinigkeit wurde bereits in Kapitel 2.2.4.2 berichtet. Auch wenn hierfür unterschiedliche Angaben existieren, lässt sich das Ende der Auslagerung generell mit Erreichen der Mindestfestigkeit des kaltausgehärteten Zustands definieren. Der metallphysikalische Prozess der Aushärtung ist damit aber noch nicht abgeschlossen. Nach ALTENPOHL ist dieser Prozess auch nach Jahren noch nicht beendet [28]. OSTERMANN berichtet sogar, dass durch das anhaltende Wachstum der GP-Zonen eine Zunahme der Festigkeit auch noch nach sehr langer Zeit nachweisbar ist [21].

Warmauslagerung

In der Abb. 18 ist ersichtlich, dass die Warmauslagerung der Legierung EN AW-7020 letztendlich aus drei Schritten besteht. Beginnend mit einer längeren Zwischenlagerung bei Raumtemperatur wird das Material anschließend auf $90 \pm 10\,°C$ und schließlich auf die maßgebende Auslagerungstemperatur von $145\ \pm 5\,°C$ erwärmt.

Die Zwischenauslagerung ist für $AlZnMg$-Legierungen mit weniger als 2 % Mg charakteristisch [21]. Mit dieser Maßnahme wird dem Material die Zeit gegeben, sehr fein verteilte GP-I-Zonen in der Matrix zu bilden und diese über den Zeitraum der Zwischenlagerung wachsen zu lassen. Am Ende der Zwischenlagerung erreichen die Ausscheidungen eine Größe, die bei der Temperatur der ersten Auslagerungsstufe ($90 \pm 10\,°C$), wachstumsfähig ist. Hierdurch wird die Umwandlung

in die nächst stabileren GP-II-Zonen ohne vorherige Rückbildung der GP-I-Zonen ermöglicht (s. Kapitel 2.2.4). Am Ende der ersten Auslagerungsstufe liegt ein Gefüge mit homogenverteilten GP-II-Zonen vor. Mit der anschließenden Erwärmung des Materials auf $145 \pm 5\ °C$ wandeln sich diese Zonen nun in Ausscheidungen der η'- Phase um. Wenn zu diesem Zeitpunkt noch vereinzelte GP-I-Zonen in der Matrix existieren, bilden sich diese Zonen zurück. Infolgedessen entstehen örtlich mit Legierungselementen angereicherte Gebiete, in denen durch Keimbildung ebenfalls η'-Ausscheidungen entstehen. Mit den Ausscheidungen der η'- Phase wird das Härtemaximum erzeugt [21].

Bei anhaltender Auslagerung kommt es zur Überalterung des Materials. Dabei bildet sich aus der η'- Phase die stabile η-Phase ($MgZn_2$). Das Wachstum dieser Phase kann nach OSTERMANN *„auf eine höhere Konzentration von Legierungselementen infolge der geringeren Löslichkeit der stabileren Phase gegenüber der metastabilen Phase und infolge der Auflösung von metastabilen η'-Phasen mit unterkritischer Größe“* [21, P. 146] zurückgeführt werden.

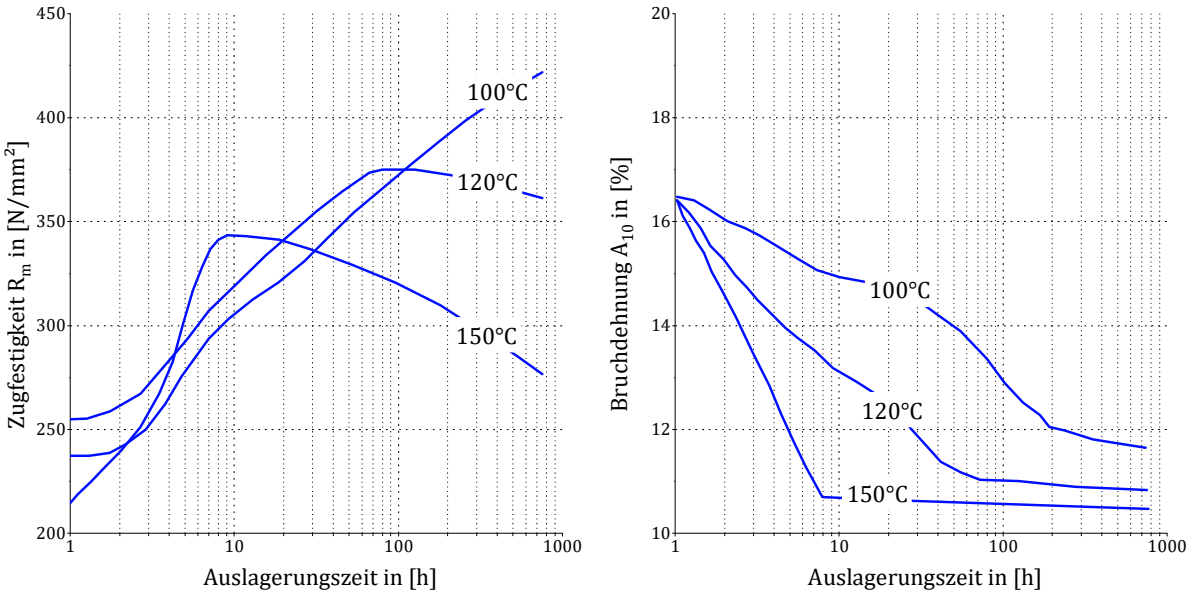


Abb. 20 Einfluss der Auslagerungstemperatur auf die Festigkeitsentwicklung (links) und auf die Bruchdehnung (rechts) von EN AW-7020 [58]

Die, während der Warmauslagerung zur Anwendung kommenden, Temperaturen unterliegen dabei den in Kapitel 2.2.4 vorgestellten Bildungsräumen der einzelnen Phasen. In diesem Zusammenhang werden unabhängig vom Gehalt der Legierungen in [21] für $AlZnMg(Cu)$-Legierungen den einzelnen Phasen zugeordnete Temperaturbereiche vorgestellt. Demnach bilden sich die GP-I-Zonen von Raumtemperatur bis etwa $60\ °C$ und die GP-II-Zonen von $60\ °C$ bis $120\ °C$. Zwischen $100\ °C$ und $250\ °C$ kommt es zur Bildung der teilkohärenten Übergangsphase η' und ab $150\ °C$ können bereits erste Ausscheidungen der stabilen Gleichgewichtsphase η entstehen. Ihr Bildungsraum reicht bis $300\ °C$.

Werden die Temperaturwerte beider Auslagerungsstufen den Bildungsräumen der Phasen gegenübergestellt, so zeigt sich, dass die Höhe der Temperaturen zuzüglich der Toleranz zugleich

die untere Temperaturgrenze der nächstfolgenden Phase ist. Mit dieser Festlegung wird die Bildung der in der jeweiligen Stufe zu erzielenden Phase hinsichtlich Auslagerungstemperatur optimiert, die Bildung der nächsten Phase jedoch noch unterdrückt.

4.2 Versuchsmaterial, Probenahme und -herstellung

Um das Langzeitverhalten der Legierung EN AW-7020 beurteilen zu können, werden Untersuchungen an Proben aus zwei unterschiedlich alten Materialien durchgeführt. Ausgangspunkt der Beurteilung ist das Jahr 2020. Die Proben des älteren Materials werden aus einer im Jahr 1981 gefertigten Behelfsbrücke entnommen. Die Proben des jüngeren Materials werden hingegen aus einem im Jahr 2017 hergestellten Hohlkammerprofil der Firma Constellium (ehemals Alusuisse) gewonnen. Die Entscheidung auf Produkte von Constellium zurückzugreifen, beruht in Anlehnung an die zum Bau der Behelfsbrücke verwendeten Halbzeuge, deren Herkunft auf diesen Hersteller zurückgeführt werden kann. Bezugnehmend auf das Jahr 2020 beträgt das Alter des älteren Versuchsmaterials 39 Jahre und das des jüngeren Versuchsmaterials 3 Jahre. Es ergibt sich ein Altersunterschied von 36 Jahren.

In den Kapiteln 4.2.1und 4.2.2 werden die Behelfsbrücke und das Hohlprofil vorgestellt. Da an der Behelfsbrücke nicht nur das Grundmaterial, sondern auch einzelne Schweißnähte untersucht werden, wird der Vorstellung der Brücke eine besondere Bedeutung zugesprochen.

4.2.1 Versuchsmaterial aus dem Jahr 1981 (Behelfsbrücke)

Die der Untersuchung zur Verfügung stehende Behelfsbrücke wurde im Jahr 1981 hergestellt. Sie gehört zu einem Brückenlegesystem, dessen Hauptaufgabe im schnellen Überwinden von Geländeeinschnitten - wie Gewässer und Schluchten - besteht. Konzipiert und zugelassen ist die Brücke für ein Fahrzeuggewicht von 55 Tonnen. Die Lastgeschichte der Brücke ist unbekannt.

Aus konstruktiver Sicht setzt sich die Brücke aus zwei symmetrischen Brückenhälften zusammen, die wiederum aus jeweils zwei Brückenvierteln bestehen. Während des Transports liegen die jeweils elf Meter langen Brückenhälften horizontal übereinander auf dem Haupt- und Heckausleger des Fahrzeugs. Der Verlegevorgang entspricht einem horizontalen Freivorbau. Hierzu wird zunächst die obere Brückenhälfte angehoben und die untere nach vorn - in Richtung des Geländeeinschnitts - verschoben. Nach dem anschließenden Absenken der oberen Brückenhälfte werden beide Hälften miteinander gekuppelt. Im Anschluss daran wird die zweite Hälfte der Brücke mittels des Hauptauslegers über den Geländeeinschnitt verschoben. Abschließend wird die Brücke über den zu überwindenden Einschnitt abgelegt.

Informationen über den zum Bau der Brücke verwendeten Werkstoff in Form von Zeugnissen oder Bescheinigungen liegen nicht vor. Das Werkstoffalter wird im Rahmen der Beurteilung auf 39 Jahre festgesetzt. Dieses Alter beruht auf dem an der Brücke vermerkten Baujahr und wurde durch die bereitstellende Institution bestätigt.

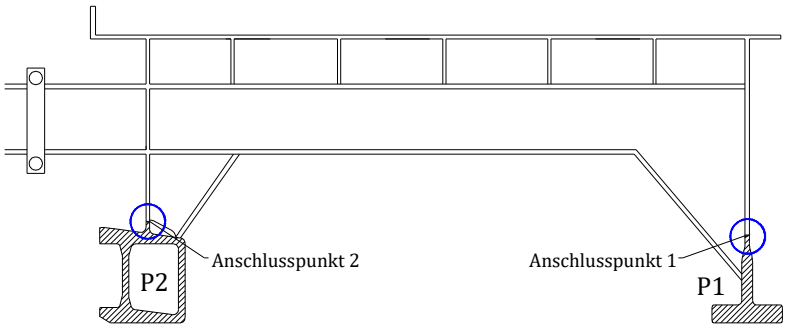


Abb. 21 Prinzip-Querschnitt des Brückenviertels; gekennzeichnet sind die Gurtprofile P1 und 2 sowie deren Anschlusspunkte (blau markiert) zum jeweiligen Stegblech

Die Abb. 21 zeigt den Schnitt durch ein Brückenviertel. Hier wird deutlich, dass die unteren Gurtprofile unterschiedliche Querschnitte besitzen. Das in der Abbildung mit P1 bezeichnete außen liegende Profil besitzt einen T-förmigen Querschnitt. Das mit P2 gekennzeichnete Profil hingegen weist einen C-förmigen Querschnitt mit anschließender Hohlkammer auf. Beide Gurtprofile sind stranggepresste Profile. Durch Stupfnähte sind sie mit dem jeweiligen Stegblech verbunden.

Bei Bedarf kann das C-förmige Profil im Rahmen von Instandhaltungsmaßnahmen ausgetauscht werden. Bei dieser Maßnahme wird das alte Profil vom Stegblech getrennt und das neue wieder mit dem Blech verschweißt. Anschließend wird das gesamte Brückenviertel warmausgelagert. Bei dem Brückenviertel, aus dem die Werkstoffproben entnommen werden, wurde dieser Austausch zweimal durchgeführt. Der letzte Austausch erfolgte im Jahr 1998.

Die Proben zur Charakterisierung des Werkstoffs werden vorwiegend aus dem Flansch des Gurtprofils P1 entnommen. Darüber hinaus werden Proben aus dem Bereich der Anschlusspunkte beider Gurtprofile zum Steg herausgetrennt. Diese dienen der Beurteilung des Grundmaterials beider Stumpfnähte hinsichtlich des durch den Schweißprozess induzierten Wärmeeintrags. Die Anschlusspunkte beider Profile sind in der Abb. 21 blau gekennzeichnet.

4.2.2 Versuchsmaterial aus dem Jahr 2017 (Hohlkammerprofil)

Die Werkstoffproben aus dem jüngeren Material werden - wie einleitend erwähnt - aus einem unmittelbar aus der Produktion stammenden Hohlkammerprofil entnommen. Der Querschnitt des Profils ist in Abb. 22 dargestellt. Zur Entnahme der Proben ist dabei vor allem der in der Abbildung schraffierte untere Teil des dreieck-förmigen Profils von Bedeutung. Zur Herstellung der Proben weist gerade dieser Bereich die nötige Wandstärke auf.

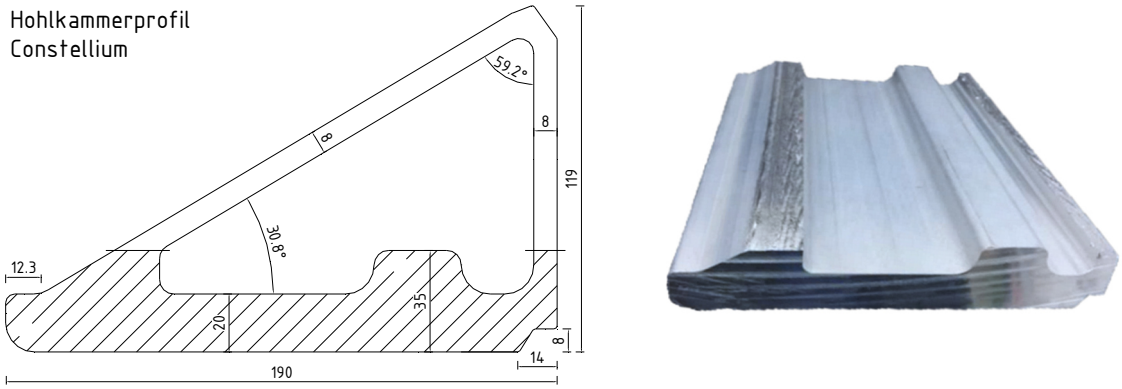


Abb. 22 Querschnitt des 2017 produzierten Hohlkammerprofils [59] (links) und Profil-Ausschnitt zur Entnahme von Materialproben (rechts)

Über das im Jahr 2017 von Constellium in Singen produzierte Hohlkammerprofil, liegt eine Werkstoffprüfbescheinigung in Form eines Abnahmeprüfzeugnisses [60] vor. In dieser Bescheinigung wird dem Werkstoff eine Zugfestigkeit von 397 N/mm^2, eine Streckgrenze von 340 N/mm^2 und eine Bruchdehnung von 16 % im Mittel - beruhend auf Messwerten sechs unabhängiger Proben - zugesprochen.

Neben der Überprüfung der mechanischen Materialeigenschaften wurde der Werkstoff auch hinsichtlich seiner chemischen Zusammensetzung untersucht. Die dabei ermittelten Elementanteile sind der Tab. 5 zu entnehmen.

Element	Zn	Mg	Cr	Mn	Fe	Si	Cu	Ti	Zr	Ti+Zr
Anteil in [Gew.-%]	4,51	1,17	0,12	0,31	0,19	0,053	0,16	0,018	0,15	0,168

Tab. 5 Chemische Zusammensetzung der in 2017 produzierten Aluminiumlegierung [60]

4.2.3 Probennahme und Probenherstellung

Da es sich bei der zu untersuchenden Aluminiumlegierung um eine aushärtbare Legierung handelt, wird bei der Materialentnahme als auch bei der Fertigung der Proben dem Wärmeeintrag durch die mechanische Bearbeitung eine besondere Bedeutung beigemessen. Um Veränderungen in den Materialeigenschaften infolge der Bearbeitung ausschließen zu können, wird die Temperatur des Materials während aller Bearbeitungsmaßnahmen kontrolliert.

Die Begrenzung des Wärmeeintrags wird in der Werkstatt durch eine ausreichende Kühlung ermöglicht. Da dies bei der Entnahme von Proben aus der Panzer-Schnellbrücke nur schwer umsetzbar ist, werden aus der Brücke zunächst größere Elemente unter Zuhilfenahme einer Säbelsäge herausgetrennt (s. Abb. 23, rechts). Die Weiterverarbeitung dieser Elemente erfolgt in der Werkstatt, wo die bereits genannten Maßnahmen zur Begrenzung des Wärmeeintrags angewandt werden können. Die durch den Trennvorgang mit der Säbelsäge erzeugte Wärmeeinflusszone wird großzügig entfernt.

Neben den werkstattüblichen Verfahren wird zur Herstellung kleinerer Proben-Geometrien das Drahterodieren eingesetzt. Beispielgebend hierfür zeigt die linke Ablichtung der Abb. 23 die Herstellung der SEN-Versuchsproben. Aus einem vierseitig gefrästen Aluminiumblock mit Versuchskerbe werden die Proben mit Hilfe des Verfahrens auf das abschließende Maß geschnitten. Da dieses Verfahren nahezu temperaturneutral ist, kommt es während des Schneidvorgangs zu keinem wesentlichen Wärmeeintrag. Gegenüber herkömmlichen werkstattüblichen Verfahren stellt dieses Schneidverfahren gerade bei kleineren Probengeometrien einen großen Vorteil dar. Neben der Herstellung der SEN-Versuchsproben wird das Verfahren auch bei der Fertigung der V-Kerbproben eingesetzt.

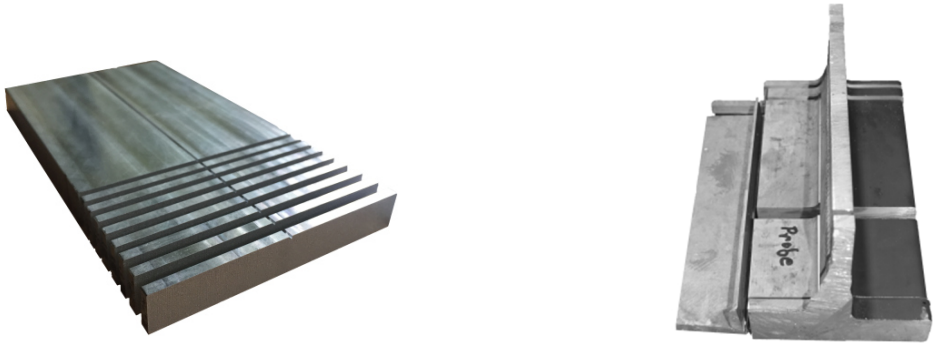


Abb. 23 Gefräster Aluminiumblock zur Herstellung von SEN-Versuchsproben mittels Drahterodieren (links) und Probe vom Gurtprofil P1 zur Weiter-verarbeitung in der Werkstatt (rechts)

4.3 Untersuchungsverfahren

Zur Beurteilung des Langzeitverhaltens der Aluminiumlegierung EN AW-7020 werden verschiedene Versuche an den unterschiedlich alten Versuchsmaterialien durchgeführt. Die Versuchsergebnisse beider Materialien werden anschließend gegenübergestellt und miteinander verglichen. In den Abschnitten a) bis f) werden neben der chemischen Zusammensetzung und dem mikrostrukturellen Aufbau die Spannungs-Dehnungs-Beziehung, die Härte der Materialien in verschiedenen Zuständen, die Kerbschlagzähigkeit sowie das Rissfortschrittsverhalten betrachtet. Im Folgenden werden die zu untersuchenden Eigenschaften kurz beschrieben und darüber hinaus wird erläutert, weshalb gerade diese Eigenschaften für die Beurteilung des Langzeitverhaltens betrachtet werden. Die Vorstellung der Versuche erfolgt im Anschluss, gegliedert nach den Eigenschaften in den Kapiteln 4.3.1 bis 4.3.6.

a) Chemische Zusammensetzung

Als erstes wird die chemische Zusammensetzung des älteren Versuchsmaterials experimentell ermittelt und mit den Grenzwerten der Aluminiumlegierung EN AW-7020 abgeglichen. Diese Untersuchung ist erforderlich, da keine Werkstoffbescheinigungen - über die zum Bau der Schnellbrücke verwendeten Materialien - vorliegen. Anhand eines Abgleichs erfolgt die Verifizierung der verwendeten Aluminiumlegierung. Daran anschließend werden die chemischen Zusammensetzungen beider Versuchsmaterialien gegenübergestellt. Die Zusammensetzung des jüngeren Materials wird dabei dem vorliegenden Prüfzeugnis entnommen. Durch einen Vergleich der Massenanteile der Elemente ist festzustellen, ob Unterschiede zwischen den beiden verschieden alten Materialien vorhanden sind und wenn ja, welchen Einfluss sie auf die Eigenschaften haben könnten.

b) Mikrostruktureller Aufbau

Da die Eigenschaften eines Werkstoffs im Wesentlichen von der Mikrostruktur abhängen, wird im Anschluss an die chemische Zusammensetzung der mikrostrukturelle Aufbau beider Versuchsmaterialien untersucht und beurteilt. Im Schwerpunkt der Beurteilung stehen dabei die Größe, Form und Verteilung erkennbarer Ausscheidungen. Zur Charakterisierung der Phasen werden darüber hinaus rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen sowie energiedispersive Röntgenanalysen zur Bestimmung der chemischen Elemente durchgeführt.

c) Spannungs-Dehnungs-Beziehung

Nach der Untersuchung des mikrostrukturellen Aufbaus wird die zügige Spannungs-Dehnungs-Beziehung beider Versuchsmaterialien analysiert. Hierzu werden u. a. Zugversuche durchgeführt, aus denen die Festigkeit und das Verformungsvermögen abgeleitet werden. Die Untersuchung der zügigen Spannungs-Dehnungs-Beziehung und der daraus zu gewinnenden materialspezifischen Eigenschaften bilden die Grundlage für die rechnerische Nachweisführung von quasi statisch beanspruchten Tragstrukturen. Mit Hilfe der Zugversuche soll festgestellt werden, ob Unterschiede zwischen dem älteren und jüngeren Material bestehen. Sollte die Festigkeit oder das Verformungsvermögen des älteren Materials vermindert sein, ist zu beurteilen, inwieweit dies Einfluss auf die Sicherheit bzw. Zuverlässigkeit von Strukturen haben könnte. Über die zügige

Spannungs-Dehnungs-Beziehung hinaus wird auch die zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung beider Versuchsmaterialien experimentell ermittelt. Diese Beziehung spielt vor allem bei dynamisch beanspruchten Tragstrukturen eine wichtige Rolle.

d) Härte in verschiedenen Zuständen

Die Festigkeit von aushärtbaren Aluminiumlegierungen wird im Wesentlichen durch die Ausscheidungshärtung bestimmt. Neben diesem Verfahren zur Verfestigung wurde in Kapitel 2.2.4 auch die Überalterung als ein Prozess vorgestellt, bei dem die Festigkeit wieder fallen kann. Zur Überprüfung, ob und wie weit eine Überalterung bei den Versuchsmaterialien vorliegt bzw. vorangeschritten ist, werden die Festigkeiten beider Materialien in verschiedenen Zuständen ermittelt und miteinander verglichen. Neben dem Ausgangszustand werden dabei die Härte sowohl im lösungsgeglühten als auch im ausgelagerten Zustand bestimmt und daraus die Festigkeiten ermittelt. Im Vergleich zum Zugversuch ist bei der Härtemessung der experimentelle Aufwand geringer. Da die Härtewerte jedoch „in etwa mit der Zugfestigkeit korrespondieren“ [12, P. 134] ist die Härtemessung „für Vergleichsmessungen gut geeignet“ [37, P. III]. An dieser Stelle sei zu erwähnen, dass empirisch nachgewiesene Beziehungen zwischen der Zugfestigkeit und der Härte, wie sie z. B. für unlegierte Stähle in der EN ISO 18265 (früher DIN 50150) in Form von Umwertungstabellen abgedruckt sind, für Aluminium nicht existieren [14].

e) Kerbschlagzähigkeit

Dass die Spannungs-Dehnungs-Beziehung für die Auslegung von Tragstrukturen - die einer quasi statischen Beanspruchung unterliegen - von Bedeutung ist, wurde bereits angesprochen. Wird die Struktur darüber hinaus, vor allem bei niedrigen Temperaturen, schlagartig belastet, spielt die Kerbschlagzähigkeit des Materials eine ebenso wichtige Rolle. Aus diesem Grund wird die Kerbschlagzähigkeit von beiden Versuchsmaterialien bei verschiedenen Temperaturen experimentell ermittelt und gegenübergestellt. Im Rahmen der Auswertung ist zu klären, ob einerseits Unterschiede existieren und andererseits, ob eine Versprödung des älteren Materials zu erkennen ist. Ein Verlust an Zähigkeit würde unweigerlich zu einem verformungsarmen Bruch führen. Ein Versagen der Tragstruktur ohne Vorankündigung ist in diesem Fall nicht auszuschließen.

f) Rissfortschritt

Der Ermüdungsvorgang ist ein fortlaufender Prozess innerhalb eines Bauteils. Dabei wird der Verlauf der Ermüdung in die Phase der Risseinleitung, des stabilen Rissfortschritts und des instabilen Restbruchs eingeteilt. Die Phase der Risseinleitung bezieht sich auf einen Bereich, der kleiner als die Korngröße ist. Bevorzugt tritt die Rissbildung an Stellen örtlicher Spannungserhöhung auf, d. h. an Kerben, Werkstoffimperfektionen, Einschlüssen, Hohlräumen und schon vorhandenen Anrissen. Erreicht die Risslänge in etwa die Abmessungen eines Kornes wird der Riss als Mikroriss (oder Kurzriss) bezeichnet. Mit anhaltender zyklischer Beanspruchung wächst der Riss bis zu einer Länge, ab der die Linear-Elastische Bruchmechanik angewandt werden kann. Ab dieser Risslänge wird dann von einem Makroriss (oder Langriss) gesprochen. Untersuchungen haben gezeigt, dass vor allem dem Kurzrissstadium ein bedeutender Anteil der

Gesamtlebensdauer zuzusprechen ist. Schließlich tritt nach einer statischen Überbelastung des Restquerschnitts der Restbruch ein. [61]

Hinsichtlich der Sicherheit eines ermüdungsbeanspruchten Bauteils kann der Phase des stabilen Rissfortschritts eine besondere Bedeutung zugesprochen werden. In dieser Phase ist die Tragfähigkeit des Bauteils zumeist noch gegeben, wenngleich die Risse bereits eine Länge haben, dass diese durchaus mit dem bloßen Auge erkannt werden können. Werden in dieser Phase Risse entdeckt, kann sowohl durch Sanierungs- bzw. Verstärkungsmaßnahmen als auch durch Herabsetzen der zyklischen Beanspruchung ein Bauteilversagen verhindert werden. Unter dieser Betrachtung steigt die Sicherheit eines Bauteils umso länger die Phase des stabilen Rissfortschiritts andauert, da in diesem Fall die Wahrscheinlichkeit steigt, dass Risse rechtzeitig erkannt werden.

Durch die Untersuchung des Rissfortschrittsverhaltens des jüngeren und älteren Materials und einem Vergleich der Versuchsergebnisse wird beurteilt, inwieweit das Materialalter Einfluss auf die Phase des stabilen Rissfortschritts nimmt. Würde sich die Phase mit zunehmender Zeit unter vergleichbarer Beanspruchung verkürzen, könnten Risse unentdeckt bleiben und Bauteile ohne die Möglichkeit eines Erkennens der Schädigung durch Risse versagen.

4.3.1 Chemische Zusammensetzung

Die Bestimmung der chemischen Bestandteile des älteren Materials erfolgt unter Zuhilfenahme eines Funkenspektrometers. Das dabei zur Anwendung kommende Verfahren gehört zur Gruppe der optischen emissionsspektrometrischen Analyseverfahren. Hierbei werden Atome der chemischen Elemente durch Energiezufuhr auf ein höheres Energieniveau gebracht. Die äußeren Elektronen der Atome nehmen dabei freie Plätze auf energiereicheren Schalen der Elektronenhüllen ein. Beim anschließenden Übergang in energieärmere Zustände emittieren sie Lichtquanten mit definierten Wellenlängen. Da jedes chemische Element sein eigenes, unverkennliches Linienspektrum besitzt, ist die qualitative Bestimmung einzelner Elemente möglich. Durch die Messung der Intensität der absorbierenden Strahlung können darüber hinaus quantitative Aussagen über die jeweiligen chemischen Bestandteile getroffen werden. [62]

Das zur Anwendung kommende Funkenspektrometer vom Typ Spectromaxx LMF05 der Firma Spectro ist auf der linken Ablichtung der Abb. 24 dargestellt. Auf der rechten Teilabbildung ist der Arbeitstisch mit aufgelegter Probe während der Analyse zu sehen.



Abb. 24 Funkenspektrometer Spektromaxx (links) und Detailaufnahme vom Arbeitstisch während der Analyse (rechts)

Aus der Schnellbrücke werden insgesamt drei Materialproben entnommen, aus denen zylindrische Probekörper mit einem Durchmesser von 35 *mm* und einer Höhe von 10 *mm* gefertigt werden.

4.3.2 Mikrostruktureller Aufbau

Zur Beurteilung des mikrostrukturellen Aufbaus werden lichtmikroskopische Untersuchungen an geschliffenen und polierten Probenkörpern der um 1981 und 2017 produzierten Legierung durchgeführt. Im Schwerpunkt der Beurteilung stehen die Anzahl, Größe, Form und Verteilung erkennbarer Ausscheidungen an Längs- und Querschliffen. Zur Charakterisierung der Partikel werden darüber hinaus rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen sowie energiedispersive Röntgenanalysen (EDX) zur Bestimmung der chemischen Elemente durchgeführt.

Für die lichtmikroskopische Untersuchung wird ein ZEISS Axiophot und für die rasterelektronische Untersuchung ein REM vom Typ ZEISS Ultra 55 verwendet. Die energiedispersive Röntgenanalyse (EDX) erfolgt mit einem am Elektronenmikroskop montierten Detektor der Firma BRUKER Nano. Die Bestimmung der chemischen Elemente mit Hilfe dieser Methode wird anhand von Spektren, in denen die Signalintensität in Abhängigkeit von der Energie der Röntgenquanten aufgetragen wird, abgeleitet. Die in diesen Spektren ersichtlichen Peaks sind elementspezifisch, wodurch die chemische Zusammensetzung des analysierten Bereichs ermöglicht wird.

Die Untersuchungen erfolgen an würfelförmigen Proben mit einer Kantenlänge von 20 *mm*. Die metallographischen Schliffe werden nach einem auf diese Legierung abgestimmten Präparationsverfahren angefertigt. Die Proben werden dazu mit feiner werdendem SiC-Nassschleifpapier geschliffen und mit einer wasserfreien Diamantsuspension mit einer Korngröße von 9 und 3 µm poliert. Abschließend werden die Proben mit einer Oxid-Polier-Suspension (OPS) mit einer Korngröße von 0,05 µm nachpoliert. (s. Abb. 25).

Zur besseren Orientierung zeigt die rechte Teilabbildung der Abb. 25 die Lage des Längs- und Querschliffs in einem stranggepressten Profil. Aus der Abbildung geht hervor, dass beim Längsschliff die Schliffläche parallel und beim Querschliff senkrecht zur Strangpressrichtung liegt. Zur Werkstückebene sind beide Schliffe senkrecht orientiert.

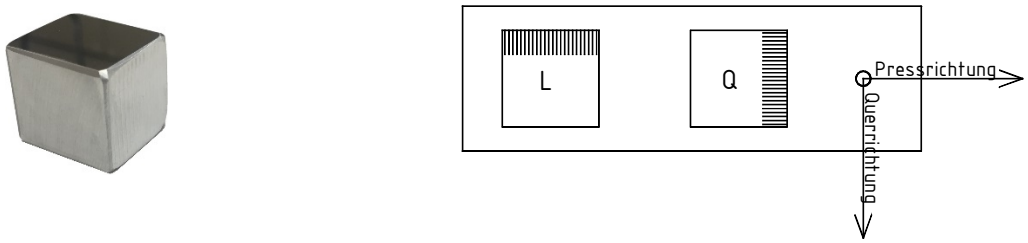


Abb. 25 Probekörper mit Querschliff (links) und Schlifflage mit Längsschliff „L“ und Querschliff „Q“ eines stranggepressten Profils, wobei die Schraffur die anzuschleifende Seite angibt [63, P. 14] (rechts)

Die zur Herstellung der Prokörper nötigen Materialproben werden für die jüngere Legierung aus dem Hohlkammerprofil (s. Abb. 22) und die für die ältere Legierung aus dem Gurtprofil P1 (s. Abb. 21) gewonnen. Aus den Proben werden für beide Legierungen jeweils zwei Probekörper gefertigt. An einem der beiden Probekörper wird ein Längsschliff und an den anderen ein Querschliff zur Begutachtung vorbereitet.

Zur Bewertung der Mikrostruktur werden mit dem Lichtmikroskop je Legierung sowohl 8 Bilder vom Längsschliff als auch 8 Bilder vom Querschliff aufgenommen. Anhand des jeweils ersten Bildes erfolgt eine Betrachtung unter qualitativen Gesichtspunkten. Hierbei stehen vor allem die Verteilung, Form und chemische Zusammensetzung der Ausscheidungen im Blickpunkt. Mit Hilfe der übrigen 7 Bilder wird die Struktur quantitativ bewertet. Die Anzahl und die Größe der Teilchen werden dabei über eine repräsentative Fläche ausgewertet. Berücksichtigt werden Teilchen mit einer Fläche von min. 1 μm^2. Kleinere Teilchen lassen sich aufgrund der Auflösung der optischen Mikroskopie nicht untersuchen.

Die Bezeichnung der Aufnahmen setzt sich aus dem Material, der Schlifflage und einer fortlaufenden Zahl zusammen. Während das „A“ auf das alte Material und somit für die in 1981 produzierte Aluminiumlegierung verweist, steht das „J“ für das jüngere Material und demnach für die in 2017 produzierte Aluminiumlegierung. Das „L“ und „Q“ geben Auskunft von welcher Schlifflage die Aufnahme stammt. Die Aufnahme A-L-1 beispielweise ist die erste Aufnahme vom Längsschliff des älteren Materials.

4.3.3 Spannungs-Dehnungs-Beziehung

Die Untersuchung der Spannungs-Dehnungs-Beziehung erfolgt sowohl unter rein monotoner als auch unter zyklischer Beanspruchung. Durch die unterschiedlichen Beanspruchungsarten ist es möglich beide Materialeien hinsichtlich ihrer zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Beziehung zu beurteilen und miteinander zu vergleichen. In Kapitel 4.3.3.1 wird der durchzuführende Versuch für die zügige und in Kapitel 4.3.3.2 der für die zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung vorgestellt.

4.3.3.1 Zügige Spannungs-Dehnungs-Beziehung

Für die experimentelle Ermittlung der zügigen Spannungs-Dehnungs-Beziehung werden Zugversuche an insgesamt sieben Rundproben durchgeführt. Vier der sieben Proben werden dabei aus dem um 1981 und drei aus dem im Jahr 2017 produzierten Material gefertigt. Die Zugproben mit Gewindeköpfen (Form B) nach [64] haben einen Nenndurchmesser d_0 von 10 mm und eine Messlänge L_0 von 50 mm. Weitere Geometrie-Kennwerte können der bemaßten Probe der Abb. 26 entnommen werden.

Alle Zugversuche werden mit einer elektromechanischen Zugprüfmaschine vom Typ Z400 der Firma Zwick durchgeführt. Nach dem Einbau der Proben werden diese durch eine einachsige und kontinuierlich ansteigende Zugbeanspruchung bis zum Probenbruch gedehnt. Die dabei eintretende Längenänderung wird mit einem Extensometer MFL 800-B der Firma Mess- und Feinwerktechnik GmbH und die Kraft durch einen in der Prüfmaschine integrierten Kraftaufnehmer gemessen. Aus den Messwerten der Längenänderung und Kraft lassen sich im Anschluss an die Versuche bezogen auf den Probenanfangs-Querschnitt die Nennspannung σ_n und bezogen auf die Anfangs-Messlänge die Dehnung ε berechnen. Der Zusammenhang zwischen

Spannung und Dehnung äußert sich bei dieser Form der Beanspruchung in einer zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve.

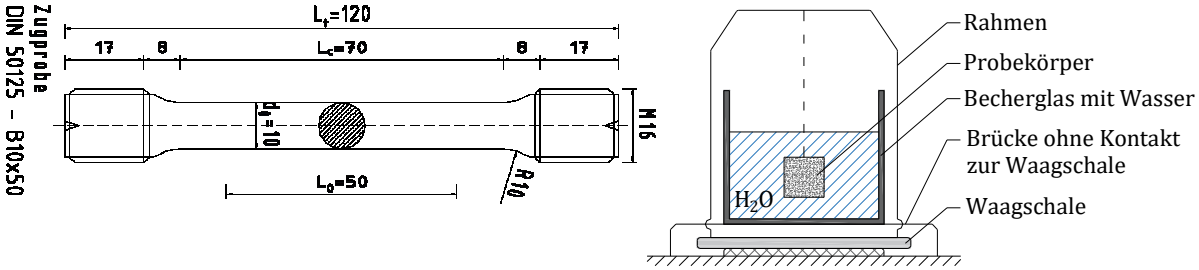


Abb. 26 Probengeometrie der Zugprobe (links) und schematische Darstellung des Versuchsaufbaus der Auftriebsmethode (rechts)

Zur Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens werden neben den Zugversuchen auch Ultraschallmessungen zur Bestimmung der Elastizitätsmodule beider Materialien durchgeführt. Hierzu werden zunächst die Schallgeschwindigkeiten der Materialien bestimmt. Mit Hilfe eines Messverstärkers und zweier Ultraschall-Prüfköpfe werden die Geschwindigkeiten der Longitudinal- und Transversalwellen unter Berücksichtigung der Probendicke ermittelt. Da die Ausbreitung des Schalls vom Elastizitäts- bzw. Schubmodul $E\ bzw.\ G$, der Querkontraktionszahl ν sowie von der Dichte ρ abhängt, werden im nächsten Schritt zunächst die Dichte-Werte beider Materialien experimentell ermittelt. Dies erfolgt nach der Auftriebsmethode, da hierbei von einer expliziten Bestimmung des Probekörper-Volumens abgesehen werden kann. Eine schematische Darstellung des Versuchsaufbaus kann der Abb. 26 entnommen werden. Aus den Wägewerten des Probekörpers an Luft W_{Luft} und unter Wasser W_{H_2O} sowie aus der Dichte des Wassers ρ_{H_2O} und die der Luft ρ_{Luft} kann die Dichte des Materials ρ nach der Berechnungsvorschrift Gl. (4.1) bestimmt werden [65]:

$$\rho = \left(\rho_{H_2O} - \rho_{Luft}\right) \cdot \frac{W_{Luft}}{W_{Luft} - W_{H_2O}} + \rho_{Luft} \tag{4.1}$$

Während die Dichte der Luft mit 0,001204 g/cm^3 weitgehend als temperaturunabhängig angenommen werden kann, ist bei der Dichte des Wassers die Temperatur zu berücksichtigen. In Abhängigkeit der Wassertemperatur $T_{H_2O}\ in\ [°C]$ kann die Dichte des Wassers mit der Beziehung (4.2) berechnet werden.

$$\rho_{H_2O} = 1{,}00029 - 2{,}47477 \cdot 10^{-6} \cdot T_{H_2O} - 5{,}0979 \cdot 10^{-6} \cdot {T_{H_2O}}^2 \tag{4.2}$$

Für die Ausbreitungsgeschwindigkeiten der Longitudinal- und Transversalwellen c_L und c_T gelten folgende Mathematischen Zusammenhänge (Gl. (4.3) und (4.4)) [62]:

$$c_L = \sqrt{\frac{E \cdot (1-\nu)}{\rho \cdot (1-\nu) \cdot (1-2\nu)}} \quad \rightarrow \quad E = \frac{{c_L}^2 \cdot \rho \cdot (1-\nu) \cdot (1-2\nu)}{(1-\nu)} \tag{4.3}$$

$$c_T = \sqrt{\frac{E}{2 \cdot \rho \cdot (1+\nu)}} \quad \rightarrow \quad E = 2 \cdot {c_T}^2 \cdot \rho \cdot (1+\nu) \tag{4.4}$$

Durch Gleichsetzen der nach E aufgelösten Gleichungen (4.3) und (4.4) kann die Querkontraktionszahl ν in Abhängigkeit der Schallgeschwindigkeiten ausgedrückt werden:

$$\nu = \frac{{c_L}^2 - 2 \cdot {c_T}^2}{2 \cdot ({c_L}^2 - {c_T}^2)} \tag{4.5}$$

Mit den experimentell ermittelten Schallgeschwindigkeiten kann nun mit (4.5) die Querkontraktionszahl und anschließend mit dieser und den versuchstechnisch bestimmten Dichte-Werten der E-Modul mit Gl. (4.3) bzw. (4.4) berechnet werden.

4.3.3.2 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung

Im Gegensatz zu der auf einer monotonen Beanspruchung beruhenden zügigen Spannungs-Dehnungs-Beziehung beschreibt die zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung das Verhalten eines Werkstoffs unter wechselnder Beanspruchung.

Für die experimentelle Erfassung dieser Beziehung existieren verschiedene Möglichkeiten. Eine dieser Möglichkeiten ist die Durchführung von mehreren Ermüdungsversuchen mit verschiedenen Dehnungsamplituden, bei denen jede Probe mit konstanter Dehnungsamplitude bis zum Bruch beansprucht wird. Da dieses Verfahren sehr aufwendig ist, wird bei der Untersuchung der Versuchsmaterialien auf den - in der Praxis bewährten [61] - Incremental-Step-Test zurückgegriffen. Bei dieser Methode wird nur ein Probekörper zyklisch mit einer Serie von Blöcken beansprucht. Innerhalb der einzelnen Blöcke wird die Dehnungsamplitude schrittweise bis zu einem Höchstwert gesteigert und dann wieder schrittweise vermindert. Die dabei ablaufenden Ver- und Entfestigungen im Werkstoff vollziehen sich zwar in ähnlicher, aber nicht in gleicher Weise wie im Ermüdungsversuch mit konstanter Dehnungsamplitude. Jedoch liefern schon nach wenigen auf und ab Folgen die Umkehrpunkte der Hystereseschleifen eine weitgehend stabilisierte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve mit einer vernachlässigbaren Abweichung zu derjenigen, die sich aus den Versuchen mit konstanter Dehnungsamplitude ergibt [66]. Auch wenn der Incremental-Step-Tests als ein Verfahren zur Erstellung zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven in der Fachliteratur, wie z. B. [61] oder [66] vorgestellt wird, ist die Beschreibung des Verfahrensablaufs und die zu verwendende Probengeometrie nicht eindeutig. Da die Probe sowohl Zug- als auch Druckbeanspruchungen unterworfen wird, kann es bei schlanken Proben unter Druckbelastung zum Ausknicken der Probe kommen. Für die durchzuführenden Versuche wird daher auf eine eher gedrungene Probenform zurückgegriffen. Ausgangspunkt für die Geometrie ist die Zugprobe mit der Form B für die Zugversuche der zügigen Spannungs-Dehnungs-Beziehung. Während der Nenndurchmesser mit $d_0 = 10\,mm$ beibehalten wird, werden die parallele Länge sowie die Messlänge verkürzt und der Übergangsradius vergrößert (s. Abb. 27).

Zur Bestimmung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Beziehung werden Versuche an insgesamt vier Proben durchgeführt. Zwei der vier Proben (Probe 1 u. 2) werden aus dem älteren und zwei (Probe 3 u. 4) aus dem jüngeren Material gefertigt. Die Entnahme des älteren Materials aus dem Gurtprofil P1 der Brücke (s. Abb. 21) erfolgt dabei in Auflagernähe, da in diesem Bereich die aus Überfahrten verursachte Biegebeanspruchung gering ist. Sowohl ver- bzw. entfestigende Vorgängen als auch Materialermüdung infolge dieser Überfahrten können eine hinreichend kleine Größe zugeschrieben werden, wodurch eine Vergleichbarkeit mit dem jüngeren Material gegeben ist.

Die Versuche werden mit einer servohydraulischen Prüfmaschine vom Typ PSB63 mit selbstzentrierender Einspannvorrichtung unter symmetrischer Zug- / Druckbelastung durchgeführt. Die Einspannvorrichtung gewährleistet einen annähernd biegespannungsfreien Zustand der Probekörper nach dem Einbau. Die Probendehnung wird mit einem angesetzten Dehnungsaufnehmer mit einer Ausgangsmesslänge von $L_0 = 10\,mm$ gemessen und damit auch der Versuch geregelt.

Die Belastungsblöcke des Incremental-Step-Tests setzten sich aus 19 Stufen zusammen. Die erste Stufe beginnt mit einer Dehnungsamplitude in Höhe von $\varepsilon_a = 0{,}2\ \%$. Darauf folgt die zweite Stufe mit $\varepsilon_a = 0{,}4\ \%$. In den weiteren Stufen wird die Dehnung um jeweils $\Delta\varepsilon = 0{,}1\ \%$ bis zu einem Wert von $\varepsilon_a = 1{,}1\ \%$ erhöht. Zum Erreichen der höchsten Stufe wird die die Dehnungsamplitude um weitere 0,05 % gesteigert. Anschließend werden die Dehnungsamplituden wieder schrittweise mit den gleichen Inkrementen reduziert. Die Abb. 27 zeigt beispielgebend für den gesamten Test den Dehnungs-Zeit-Verlauf eines Belastungsblocks.

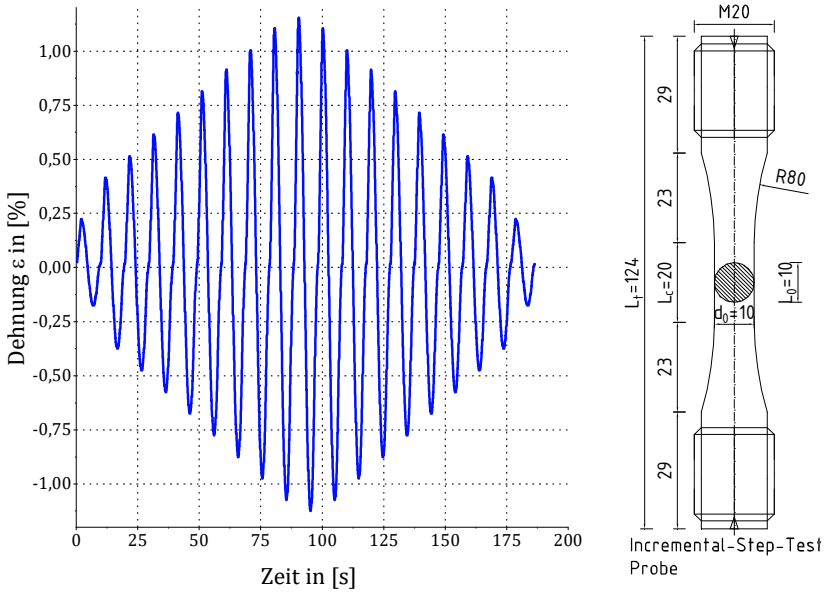


Abb. 27 Belastungsblock (links) und Probengeometrie (rechts) des Incremental-Step-Tests

Die Anzahl der aufzubringenden Belastungsblöcke wird innerhalb der Versuche nicht beschränkt. Alle Proben werden mit identischen Belastungsblöcken wiederkehrend bis zum Versagen belastet.

4.3.4 Härte

Innerhalb der Werkstoffprüfung existieren mehrere Verfahren zur Bestimmung der Härte. In der Praxis sind vor allem die Verfahren nach VICKERS, BRINELL und ROCKWELL verbreitet. [17]

Für die Messungen an den beiden Versuchsmaterialen kommt das Verfahren nach VICKERS zur Anwendung. Der Eindringkörper ist bei diesem Prüfverfahren eine quadratische Diamantpyramide, deren Seiten in einem Winkel von 136° zueinander orientiert sind. Die Bestimmung des Härtewerts erfolgt anhand der Prüfkraft F und der Diagonalen $d_{HV,1}$ und $d_{HV,2}$

des Eindrucks nach Belastung mit dem Eindringkörper. Zur Messung der Diagonalen besitzt die Prüfmaschine vom Typ Wolpert Diatestor 2Rc eine integrierte Optik. Das Prinzip der Härtemessung nach VICKERS, die Prüfmaschine und eine Detailaufnahme der Optik zur Vermessung der Diagonalen sind in den Teilabbildungen a) bis c) der Abb. 28 dargestellt.

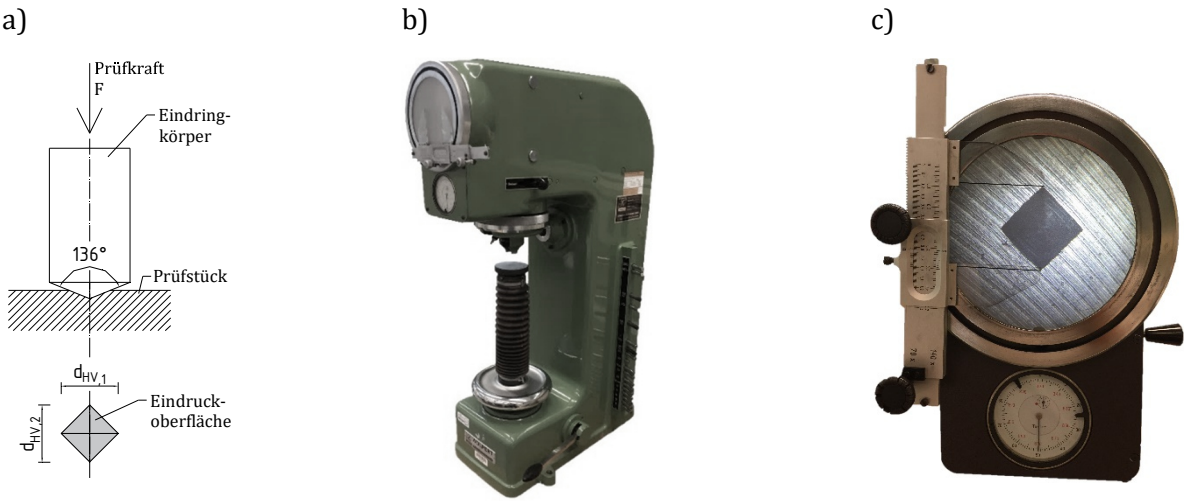


Abb. 28 Härteprüfung nach VICKERS: a) Messprinzip, b) Prüfmaschine und c) Optik der Prüfmaschine zur Messung der Diagonalen des Eindrucks

Die Berechnungsvorschrift zur Bestimmung der Härtewerte nach VICKERS lautet nach [67], wie folgt:

$$HV = \frac{1}{9{,}80665\,\frac{m}{s^2}} \cdot \frac{2 \cdot F \cdot \sin\frac{136°}{2}}{{d_{HV}}^2} \approx 0{,}1891 \cdot \frac{F}{d^2} \qquad mit\ d_{HV} = \frac{d_{HV,1}+d_{HV,2}}{2} \tag{4.6}$$

Die Prüfkraft wird mit $F = 40\ kp = 392{,}3\ N$ festgelegt. Dieser Wert führt zu einem für die Vermessungsoptik der Prüfmaschine idealen Eindruck. Die Aufbringzeit von 5 s wird durch den Prüfmechanismus der Prüfmaschine vorgegeben und bei jeder 10. Messung kontrolliert. Die Einwirkzeit wird mit 13 s definiert. Sowohl die Aufbringzeit als auch die Einwirkzeit erfüllen die Grenzwertvorgaben der Norm [67].

Zur Beurteilung der Versuchsmaterialien werden Härtewerte des älteren und des jüngeren Materials in verschiedenen Zuständen ermittelt und miteinander verglichen. Die ersten Messungen erfolgen dabei im Ausgangszustand. Anschließend werden die Materialien lösungsgeglüht und abgeschreckt. Ausgehend vom lösungsgeglühten Zustand werden dann Härteisothermen aufgenommen.

Die Wärmeführung zum Erreichen der einzelnen Zustände wird in Anlehnung an die vom Hersteller empfohlenen Parameter (s. Abb. 18, S. 35) durchgeführt. Da die vom Hersteller angegebenen Temperaturen und Zeitdauern Bereichsangaben sind, werden folgende Festlegungen getroffen: Das Lösungsglühen erfolgt bei 460 °C mit einer Zeitdauer von 25 $Minuten$. Das nachfolgende Abschrecken der Materialien von Glühtemperatur auf 100 °C wird auf 15 $Minuten$ festgesetzt. Für das anschließende Zwischenlagern bei Raumtemperatur

wird eine Zeitdauer von 3 $Tagen$ definiert. Die Warmauslagerung erfolgt in zwei Stufen, wobei in der ersten Stufe die Materialien für 12 $Stunden$ bei 90 °C und in der zweiten Stufe für 16 $Stunden$ bei 145 °C im Ofen ausgelagert werden.

Damit die Vergleichbarkeit der zu ermittelnden Härtewerte im lösungsgeglühten und ausgehärteten Zustand gegeben ist, erfolgt die Handhabung der aus dem älteren und jüngeren Material gefertigten Prüfstücke parallel. Darüber hinaus ist die Form beider Prüfstücke identisch, wodurch die Erwärmung und Abkühlung mit gleicher Rate stattfinden. Die Form der Prüfstücke weist die Geometrie eines Quaders mit den Kantenlängen $50x50x10$ mm auf.

4.3.5 Kerbschlagzähigkeit

Die Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit beider Versuchsmaterialien erfolgt im Kerbschlagbiegeversuch. Bei diesem Versuch werden einseitig gekerbte Proben im temperierten Zustand mit Hilfe eines Pendelschlagwerks zerschlagen. Die dabei verbrauchte Energie wird als Maß für die Zähigkeit angesehen [62].

Zur experimentellen Bestimmung der Zähigkeit werden insgesamt 33 Proben aus dem 1981 und 2017 produzierten Material getestet. Die Ermittlung von Zähigkeitswerten erfolgt dabei bei verschiedenen Prüftemperaturen zwischen -60 °C und 130 °C. Für Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur werden die Proben mit Hilfe eines Kühlthermostaten heruntergekühlt. Die Temperierung der Proben oberhalb der Raumtemperatur erfolgt mit einem Wärmeschrank. Bei den zuletzt genannten Proben wird darauf geachtet, dass diese den erhöhten Temperaturen nur der nötigen Dauer bis zum Erreichen der gewünschten Kerntemperatur ausgesetzt werden. Durch diese Maßnahme können Einflüsse infolge einer Überalterung nahezu ausgeschlossen bzw. auf ein hinnehmbares Maß reduziert werden. Die Überwachung der Kerntemperaturen der einzelnen Proben erfolgt während der Temperierung indirekt an einer vergleichbaren Kontrollprobe. Die Messung der Kerntemperatur der Kontrollprobe erfolgt dabei mit Hilfe eines Sensorstab-Thermometers in einer entsprechend positionierten Bohrung.

Alle Versuche werden an einer Schlagprüfmaschine vom Typ Roell Amsler RPK 450 mit einem 300 $Joule$ Pendelhammer durchgeführt. Die dabei zu testenden Proben sind 50 mm lang und besitzen einen quadratischen Querschnitt mit einer Seitenlänge von 10 mm. In der Mitte der Proben ist ein V-Kerb mit einem Kerbwinkel von 45° und einer Kerbtiefe von 2 mm eingearbeitet. Eine Darstellung sowohl der V-Kerb-Probe als auch der Kontrollprobe zeigt die Abb. 29.

Die Fertigung der Versuchsproben erfolgt in Anlehnung an die in Kapitel 4.2.3 beschriebene Herstellung der SEN-Proben. Aus einem gefrästen Block mit Versuchskerbe werden dabei unter Zuhilfenahme des Drahterodier-Verfahrens einzelne V-Kerb-Proben geschnitten.

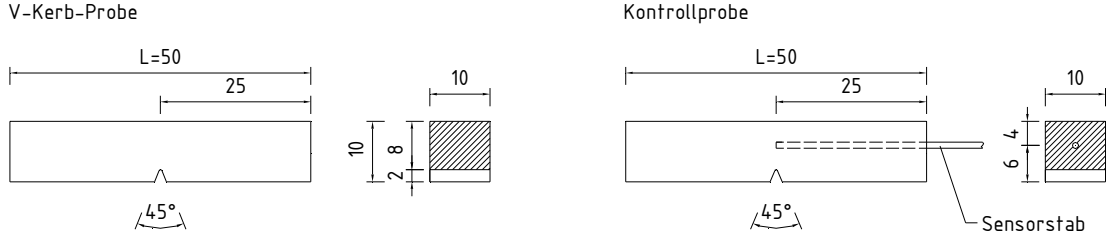


Abb. 29 V-Kerb-Probe (links) und Kontrollprobe (rechts)

4.3.6 Rissfortschrittsverhalten

Zur Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens beider Versuchsmaterialien unter zyklischer Belastung wird der Zusammenhang zwischen Lastspielzahl und Risslänge unter definierter Beanspruchung bestimmt. Im Folgenden wird der hierfür durchzuführende Versuch kurz beschrieben. Eine detaillierte Vorstellung der Prüfeinrichtung sowie der Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung kann dem von BÄR UND VOLPP veröffentlichten Artikel [68] entnommen werden.

Den Ausgangpunkt der experimentellen Untersuchung bildet eine servohydraulische Prüfmaschine mit einem speziellen Prüfaufbau zur Untersuchung des Rissfortschrittsverhaltens in definierten Atmosphären. Die Besonderheit der Maschine liegt in der Einspannvorrichtung mit paralleler Probenführung. Sie bewirkt eine Minimierung der Biegemomente und ermöglicht die Untersuchung des Rissfortschritts unter reiner Modus-I-Beanspruchung (Zugbeanspruchung senkrecht zur Rissebene). Der geringe Abstand von 40 mm zwischen der oberen und unteren Probeneinspannung ermöglicht zudem Ermüdungsversuche bei negativem Spannungsverhältnis, ohne die kritische Knicklast der Proben zu erreichen. Die Kammer der Prüfmaschine mit eingebauter Probe ist in der Abb. 30 dargestellt.

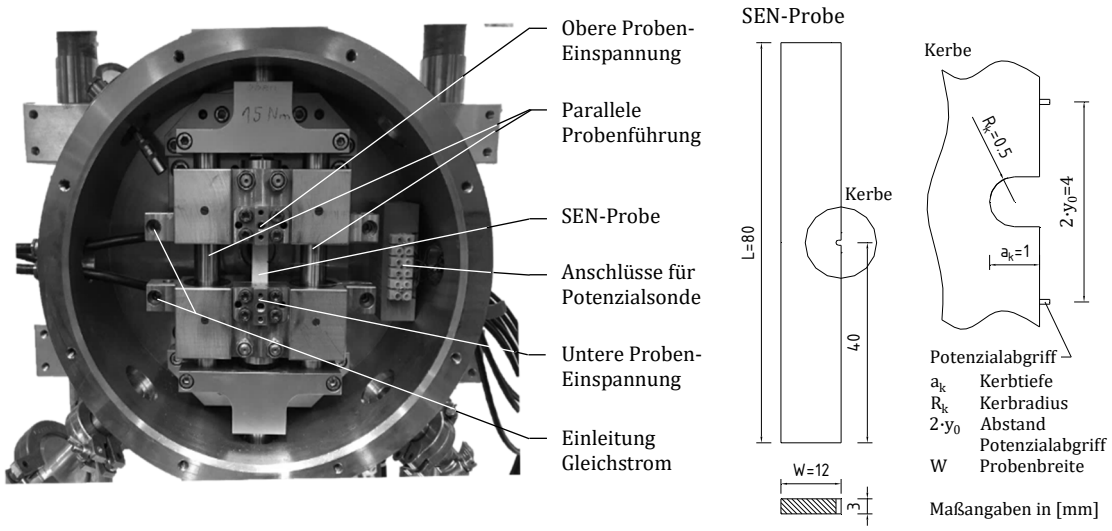


Abb. 30 Probenkammer der Prüfvorrichtung ERIKA (links) und Geometrie der SEN-Flachprobe (rechts)

Neben der Probenkammer ist in der Abb. 30 auch die Geometrie der zu verwendenden Versuchsproben dargestellt. Für die Untersuchung des Rissverhaltens wird eine einseitig gekerbte Flachprobe (Single-Edge-Notched, kurz SEN) verwendet. Die Kerbe bildet dabei einen definierten Ort der Spannungskonzentration und setzt den Beginn der Rissausbreitung fest.

Während der gesamten Versuche werden die Risslängen der Proben mit dem Potentialsondenverfahren bestimmt. Bei diesem Verfahren wird ein konstanter, zeitstabiler Gleichstrom $\vec{I}$ durch die Probe geleitet. Infolge des voranschreitenden Risses erfährt die Probe eine Verringerung des Querschnittes. Die kleiner werdende Querschnittsfläche und die damit verbundene Änderung der Geometrie bewirkt auf Höhe der Rissfront eine Verdichtung der Potentialfeldlinien. Dies führt im Bereich des Risses zu einem Anstieg der Spannung U. Mithilfe

von zwei symmetrisch angeordneten Potentialabgriffen, die sich oberhalb und unterhalb der Kerbe in einem Abstand von $2 \cdot y_0$ befinden, wird diese Potentialdifferenz bestimmt. Der Abgriff erfolgt dabei durch Kupferdrähte mit einem Durchmesser von $0{,}22\,mm$, die mit einem Laserschweißgerät an die Probe gefügt werden. In der Abb. 31 sind die beiden Schweißpunkte im Kerbbereich einer SEN-Probe dargestellt. Zum Schutz der Schweißpunkte werden diese nach dem Schweißen mit einer dünnen Lackschicht auf Cellulosenitrat-Basis überzogen.

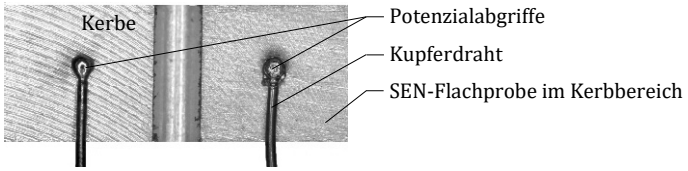


Abb. 31 Potenzialabgriffe an der SEN-Flachprobe

Der Zusammenhang zwischen der gemessenen Potentialänderung und der Risslänge a kann als eine von dem relativen Potenzial (U/U_0) und der Kerbtiefe abhängige Funktion ausgedrückt werden. Zur Lösung dieser funktionalen Korrelation wird das Potentialfeld, das sich mit den symmetrischen Potentialabgriffen bestimmen lässt, unter Verwendung der Laplace - Gleichung beschrieben. Die sogenannte Johnson - Formel (4.7) [69] liefert schließlich eine analytische Lösung der Laplace'schen Potentialgleichung und stellt die Verknüpfung zwischen der Risslänge und dem gemessenen Potentialanstieg her.

$$a = \frac{2 \cdot W}{\pi} \cdot acos\left[\frac{cosh\frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W}}{cosh\left(\frac{U}{U_0} \cdot acosh\ \frac{cosh\frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W}}{cos\frac{\pi \cdot a_K}{2 \cdot W}}\right)}\right] \tag{4.7}$$

Die Versuchssteuerung erfolgt mit einer Messelektronik vom Typ DOLI EDC 580V. Zur Messung des Potentials wird ein Messverstärker der Regelelektronik verwendet. Die Steuerung des Versuches wird mit der Steuerungssoftware Test & Motion durchgeführt. Der Gleichstrom für die Potentialmessung wird von einer Gleichstromquelle vom Typ TDK Lambda GENH 6-100 zur Verfügung gestellt. Eine detaillierte Darstellung zur Prüfmaschine und zur Versuchsdurchführung findet sich in [68].

Zur Untersuchung des älteren Materials werden aus dem Gurtprofil P1 der Brücke (s. Abb. 21) zwei Proben entnommen. Zum einen im Bereich der Brückenmitte und zum anderen im Bereich des Brückenauflagers. Aus den beiden Proben werden jeweils zwei SEN-Flachproben gefertigt und getestet. Während die Probekörper aus dem Auflagerbereich mit A-1-1 und A-1-2 benannt werden, erhalten die Probekörper aus Brückenmitte die Bezeichnung A-2-1 und A-2-2. Zur Überprüfung des jüngeren Materials werden analog zum älteren Material auch zwei SEN-Flachproben aus dem in Kapitel 4.2.2 vorgestellten Hohlkammerprofil hergestellt. Sie werden mit J-3-1 und J-3-2 bezeichnet. Innerhalb der Bezeichnungen verweist der Buchstabe „A" auf das alte Material und somit für die in 1981 produzierte Aluminiumlegierung. Der Buchstabe „J" steht für

das jüngere Material und demnach für die in 2017 produzierte Legierung. Die Längsachse aller Probekörper wird parallel zur Strangpressrichtung beider Profile ausgerichtet. Hierdurch ist der durch die Flachproben wachsende Riss orthogonal zur Pressrichtung orientiert.

Zur Bestimmung des Rissfortschrittsverhaltens werden alle Probekörper einer Wechselbeanspruchung mit sinusförmigen Kraftverlauf unterworfen. Das Kraftverhältnis zwischen oberer und unterer Prüfkraft beträgt $R = -1$. Die Beanspruchungs-Frequenz wird auf 20 Hz gesetzt.

Der zur Bestimmung der Risslänge benötigte Strom wird mit einer Stärke von 25 A durch die Probekörper geleitet. Dieser Wert stellt ein Optimum zwischen Messgenauigkeit und Empfindlichkeit dar [70]. Entsprechend der Stromstärke beträgt das Ausgangpotential $U_0 \approx 0{,}15\ mV$.

Die erste Phase des kraftgeregelten Versuchs bildet die automatische Anriss-Erzeugung. Der Probekörper wird dabei anfänglich mit einer Kraftamplitude von $F_A = 3{,}0\ kN$ belastet. Da die Risslänge a zu jedem Messzeitpunkt berechnet werden kann, setzt nach dem Erreichen eines Risses mit einer Länge von $a = 2\ mm$ die zweite Phase des Versuchs ein bei der die Belastung entsprechend der ASTM E399 [71] stufenweise abgesenkt wird. In dieser Phase wird bei einem Rissfortschritt von $\Delta a = 0{,}028\ mm$ die Kraft um 1,5 % reduziert (s. Abb. 32, links).

Die durch das Risswachstum initiierte stufenweise Absenkung der Kraftamplitude ist in Abb. 32 (rechts) noch einmal dargestellt. Des Weiteren resultiert aus der kraftgesteuerten Durchführung in Abhängigkeit der Risslängenänderung eine negativ exponentielle Kraft-Zyklen-Kurve über den gesamten Verlauf des Experimentes.

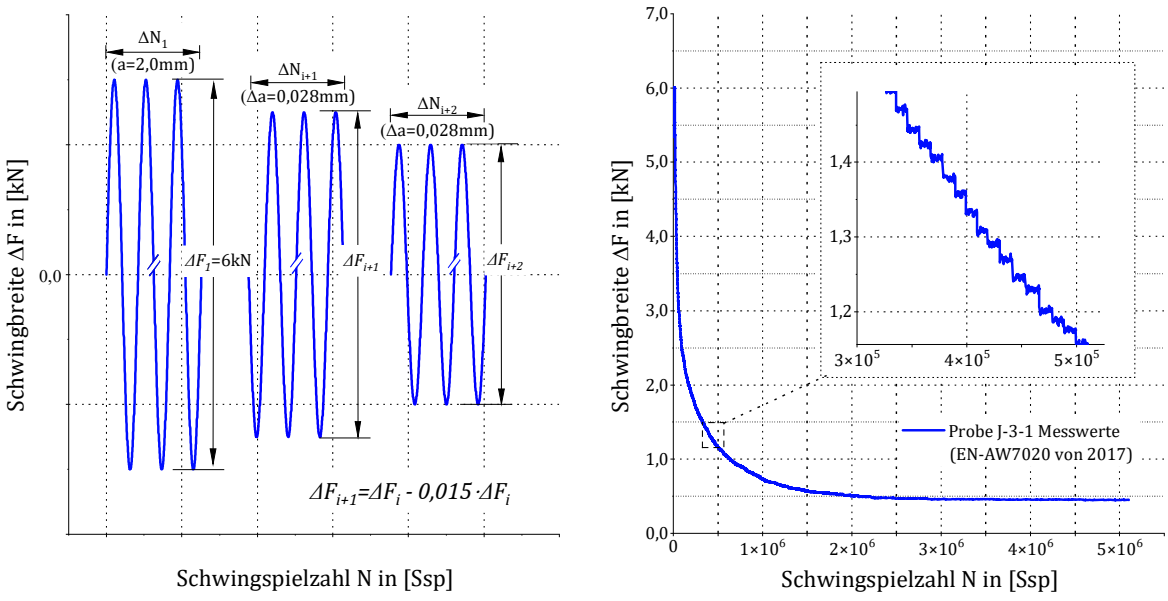


Abb. 32 Schematische Darstellung des Versuchsablaufs (links) und Schwingbreite in Abhängigkeit der Schwingspiele mit Fenster zur verbesserten Veranschaulichung der stufenweisen Kraftabsenkung (rechts)

Als Ergebnis der Versuche werden die Rissfortschrittsraten da/dN aller getesteten Probekörper als Funktion der zyklischen Spannungsintensitäten ΔK dargestellt. Die Rissfortschrittsraten

stellen die Längenänderungen des Risses bezogen auf die Anzahl der Schwingspiele dar und werden dabei entsprechend der Gl. (4.8) als Quotient zweier Differenzen berechnet.

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \tag{4.8}$$

Aufgrund der Wechselbeanspruchung kann es während der Druckbelastung zu einer Berührung der Rissflanken kommen, wodurch sich die stromdurchfließende Fläche vergrößert und die gemessene Spannung verringert. Daher werden in der Auswertung nur der Maximalwert des Potentials in jedem Zyklus zur Auswertung herangezogen. Schwankungen in der Potentialmessung können jedoch in der Auswertung zu „virtuellen“ Rissverkürzungen und somit zu negativen Rissfortschrittsraten führen. Diese werden im Zuge der Versuchsauswertung nicht weiter betrachtet. Darüber hinaus werden alle Werte der Risslänge a mithilfe der LOESS - Methode über einen Bereich von 200 Punkten geglättet. Der Algorithmus bildet einen gewichteten Mittelwert, bei dem die Werte weiter zur Mitte hingehend stärkeren Einfluss haben als die am Rand. Aufgrund dieser Überführung wird die Risslänge im Folgenden mit $smoothed\ a \mathrel{\widehat{=}} \tilde{a}$ definiert.

Die zyklische Spannungsintensität ΔK wird aus der Schwingbreite der Belastung ΔF, der Probenbreite W, der Probendicke B sowie der Risslänge $\tilde{a}$ mit der Gl. (4.9) bestimmt.

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B \cdot W} \cdot \sqrt{\pi \cdot \tilde{a}} \cdot f\left(\frac{\tilde{a}}{W}\right) \tag{4.9}$$

Für die SEN-Proben wird in Abhängigkeit der Risslänge und der Probenbreite die Spannungsintensität mittels der in Gl. (4.10) gegebenen Korrekturfunktion $f\left(\frac{\tilde{a}}{W}\right)$ korrigiert.

$$f\left(\frac{\tilde{a}}{W}\right) = \frac{5}{\sqrt{20 - 13 \cdot \left(\frac{\tilde{a}}{W}\right) - 7 \cdot \left(\frac{\tilde{a}}{W}\right)^2}} \tag{4.10}$$

5 Untersuchungsergebnisse

Im Folgendem werden die Ergebnisse der in Kapitel 4.3 beschriebenen Versuche vorgestellt. Werden Ergebnisse in einem Diagramm veranschaulicht bzw. Ergebnisse beider Materialien in einem Diagramm gegenübergestellt, so gilt grundsätzlich die Festlegung: Visualisierte Daten wie z. B. Linien oder Balken des älteren Materials sind in grüner und die des jüngeren Materials in blauer Farbe dargestellt.

5.1 Grundmaterial

5.1.1 Chemische Zusammensetzung

Die mit Hilfe des Funkenspektrometers ermittelten Elementanteile der beiden untersuchten Materialien sind in Tab. 6 aufgeführt. Darüber hinaus sind die Grenzwerte für die chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung EN AW-7020 - entsprechend der Tab. 3 (S. 34) - nochmals genannt. Ein Vergleich der Soll- mit den Istwerten verdeutlicht, dass die Masseanteile aller Legierungselemente in den vorgeschriebenen Grenzen liegen und dass die Grenzwerte der Verunreinigungen eingehalten sind. Auf Grundlage der Versuchsergebnisse kann das aus der Brücke entnommene und untersuchte Material eindeutig der Aluminiumlegierung EN AW-7020 zugeordnet werden.

Element	Zn	Mg	Cr	Mn	Fe	Si	Cu	Ti	Zr	Ti+Zr
Grenzwerte	*4,0-5,0*	*1,0-1,4*	*0,10-0,35*	*0,05-0,5*	*0,4*	*0,35*	*0,2*	*0,05*	*0,09-0,2*	*0,08-0,25*
EN AW-7020 von 1981	4,53	1,17	0,216	0,217	0,263	0,162	0,173	0,019	0,113	0,132
EN AW-7020 von 2017	4,51	1,17	0,12	0,31	0,19	0,053	0,16	0,018	0,15	0,168
Diff. Δ	*0,02 (+0,4 %)*	-	*0,096 (+80 %)*	*0,093 (-30 %)*	*0,073 (+38 %)*	*0,109 (+206 %)*	*0,013 (+8,1 %)*	*0,001 (+5,6 %)*	*0,037 (-25 %)*	*0,036 (-21 %)*

In der Tabelle genannte Werte entsprechen dem Anteil in [Gew.-%]

Tab. 6 Chemische Zusammensetzungen des in 1981 und 2017 produzierten Versuchsmaterials ergänzt durch die für die Aluminiumlegierungen EN AW-7020 festgesetzten Grenzwerte

Der Vergleich der Massenanteile beider Materialien lässt erkennen, dass die Anteile von Silizium (Si), Chrom (Cr), Mangan (Mn) und Eisen (Fe) im Vergleich zu den weiteren Elementen stärker voneinander abweichen.

Im Vergleich zum jüngeren Versuchsmaterial befindet sich im älteren Material in etwa dreimal so viel Silizium. Dass mit Zugabe von Silizium die Festigkeit von Aluminium steigt, wurde in Kapitel 2.2.1 beschrieben. Unter der Voraussetzung, dass nahezu alle Siliziumatome in der Legierung zur Mischkristallbildung beitragen, ergibt sich - auf Grundlage des in Abb. 7 dargestellten Diagramms - aus den verschiedenen Siliziumanteilen ein Unterschied in der Zugfestigkeit von etwa 3,2 N/mm^2. Bezogen auf die Mindestfestigkeit von 350 N/mm^2 (s. Tab. 4) ist dieser Unterschied auf < 1 % festzusetzen. Da im älteren Material der Anteil von Eisen ebenfalls erhöht

ist, kann jedoch davon ausgegangen werden, dass der Einfluss auf die Zugfestigkeit nicht in genannter Größe vorliegt. Durch Bildung von intermetallischen Phasen von Eisen mit Aluminium und Silizium (s. Kapitel 4.1.1) verringert sich die Anzahl der am Mischkristall beteiligten Siliziumatome, was zu einer geringeren Festigkeitszunahme führt.

Neben Silizium und Eisen zeigt sich - wie schon erwähnt - auch bei Chrom und Mangan ein deutlicher Unterschied zwischen beiden Materialien. Der Anteil an Mangan ist im jüngeren Material um etwa 0,1 *Gew*.-% größer, während der Anteil an Chrom um annähernd das gleiche Maß geringer ist. Da Mangan und Chrom in vergleichbarer Wirkung Einfluss auf die Festigkeit nehmen (s. Kapitel 4.1.1), heben sich deren Einflüsse infolge der unterschiedlichen Anteile wieder auf.

Die Gegenüberstellung der chemischen Zusammensetzungen lässt einen Vergleich der Versuchsmaterialien hinsichtlich der Beurteilung des Langzeitverhaltens zu. Die Hauptlegierungselemente Zink und Magnesium sind in beiden Materialien mit nahezu gleichem Anteil vorhanden. Auch wenn der erhöhte Siliziumanteil im älteren Material in Hinblick auf die Festigkeit zu berücksichtigen ist, kann sein Einfluss als gering bewertet werden. In Verbindung mit dem erhöhten Anteil an Eisen ist davon auszugehen, dass im älteren Material mehr und/oder größere Ausscheidungen aus intermetallischen Phasen von Aluminium, Eisen und Silizium vorhanden sind. Derartige Primärausscheidungen können sich entsprechend ihrem Volumenanteil und Partikelgröße auf die Duktilität und das Ermüdungsverhalten auswirken. Ob mehr oder auch größere Ausscheidungen im älteren Material vorhanden sind, wird durch die Untersuchung des mikrostrukturellen Aufbaus ermittelt.

5.1.2 Mikrostruktureller Aufbau

Im Folgenden werden die Analyseergebnisse der Gefügeuntersuchungen für beide Materialien getrennt vorgestellt. Während das Kapitel 5.1.2.1 Auskunft über das ältere Versuchsmaterial gibt, beschäftigt sich das Kapitel 5.1.2.2 mit dem jüngeren Material. In beiden Kapiteln wird zunächst die Mikrostruktur in a) qualitativer Hinsicht untersucht. Hierbei wird vor allem die Form und Zusammensetzung der sich im Gefüge befindlichen Ausscheidungen analysiert. Anschließend wird die Struktur in b) quantitativer Hinsicht beurteilt. Auf Grundlage von mehreren Aufnahmen stehen dabei die Verteilung und Größe der Ausscheidungen im Blickpunkt. Eine Gegenüberstellung der Versuchsergebnisse beider Materialien erfolgt in Kapitel 5.1.2.3.

5.1.2.1 Mikrostruktur EN AW-7020 aus dem Jahr 1981

a) qualitative Gefügeanalyse

Die zur qualitativen Bewertung der Mikrostruktur aufgenommenen Bilder beider Schlifflagen sind in den Abb. 33 und 34 jeweils in 200- und 1000-facher Vergrößerung dargestellt. Auf den Aufnahmen mit 200-facher Vergrößerung (Bild I) sind gleichmäßig verteilte Ausscheidungen zu erkennen. Auf den Aufnahmen mit 1000-facher Vergrößerung (Bild II) sind neben vielen kleinen Ausscheidungen auch wenige größere wahrzunehmen, die sich sehr deutlich von ihrer Umgebung abgrenzen. Die Verteilung der größeren Partikel ist sowohl im Quer- als auch im Längsschliff ungleichmäßig, was vermutlich auf die Größe der Ausscheidungen im Verhältnis zum abgebildeten Ausschnitt zurückzuführen ist. Die Form der größeren Partikel ist ungleichmäßig. Bei den meisten Partikeln sind scharfe Kanten und Ecken zu erkennen. Teilweise liegen mehrere Partikel sehr dicht beieinander, wodurch nicht auszuschließen ist, dass die erkennbaren Partikel Bruchelemente eines größeren Teilchens sind, welches durch das Strangpressen fragmentiert wurde. Eine solche Ansammlung von Ausscheidungen ist auf dem Bild II der Abb. 34 zu erkennen. Die Ansammlung befindet sich im oberen rechten Bildbereich.

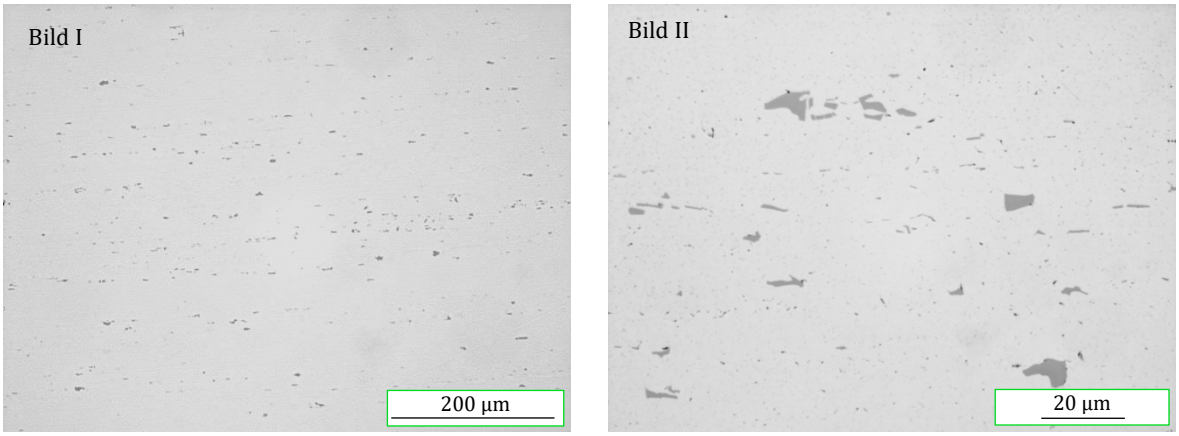


Abb. 33 Lichtmikroskopische Aufnahme A-Q-1 vom Querschliff des 1981 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts)

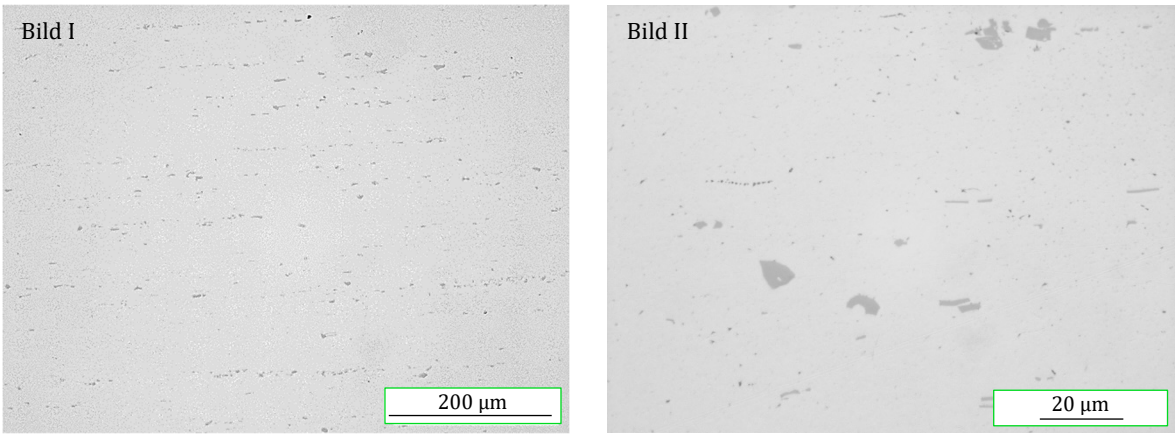


Abb. 34 Lichtmikroskopische Aufnahme A-L-1 vom Längsschliff des 1981 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts)

Für eine genauere Untersuchung der Ausscheidungen wurden ergänzend zu den lichtmikroskopischen Aufnahmen elektronenmikroskopische Aufnahmen von zwei ausgewählten Partikeln angefertigt. Die Aufnahmen können der Abb. 35 entnommen werden. Das Teilchen auf dem linken Bild besitzt eine Größe von 34,7 µm^{2}und das auf dem rechten 7,9 µm^2. Bei beiden Ausscheidungen lassen sich Abplatzungen erkennen. Darüber hinaus sind Risse innerhalb der Partikel wahrzunehmen. Dass größere Ausscheidungen zu Fragmenten zerbrochen sind, wird durch die deutlich erkennbaren Risse auf den detaillierten Aufnahmen bekräftigt.

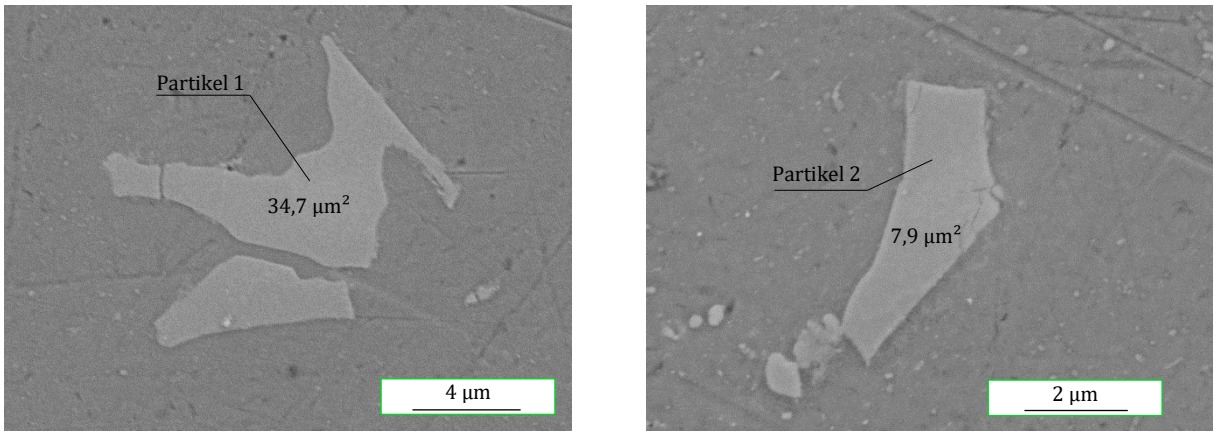


Abb. 35 Elektronenmikroskopische Aufnahmen von zwei Partikeln in dem 1981 produzierten Versuchsmaterial (links: Partikel 1 und rechts: Partikel 2)

Unter Zuhilfenahme der energiedispersiven Röntgenanalyse wurde die chemische Zusammensetzung der gezeigten Ausscheidungen bestimmt. Die hierfür erzeugten Spektren können der Abb. 36 entnommen werden.

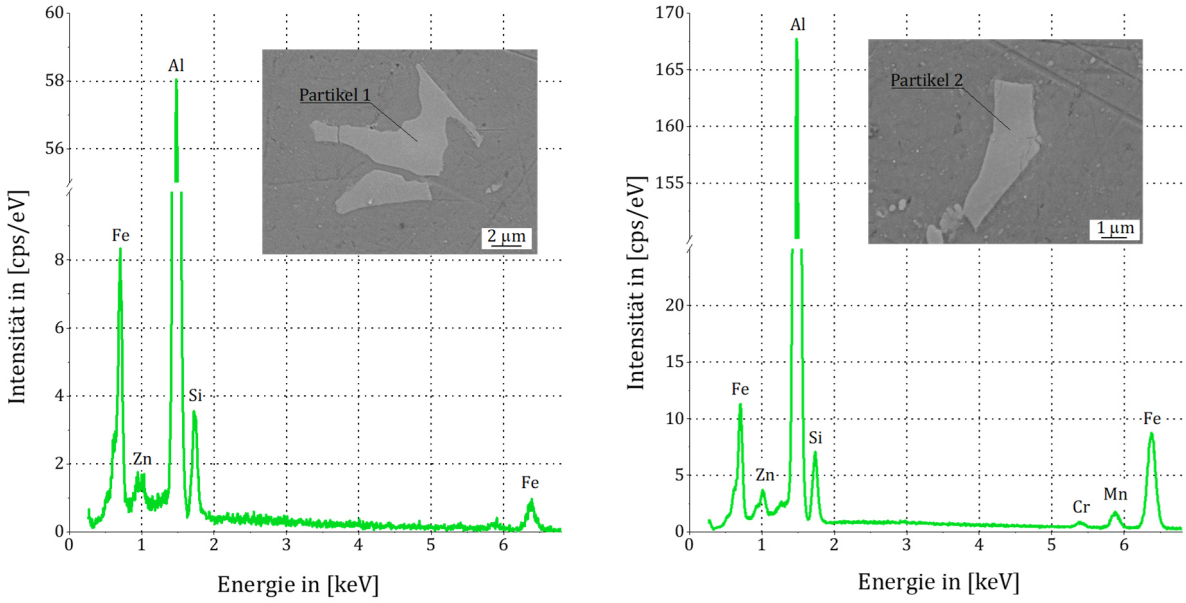


Abb. 36 EDX-Spektren zur Bestimmung der elementaren Zusammensetzung der im älteren Versuchsmaterial enthaltenen Partikel 1 (links) und 2 (rechts)

Ergänzend zu den aufgezeichneten EDX-Spektren sind in der Tab. 7 die Massen- und Stoffmengenanteile der in den Partikeln nachgewiesenen Elemente aufgeführt. Aus den einzelnen Anteilen geht hervor, dass die chemischen Zusammensetzungen beider Ausscheidungen annähernd vergleichbar sind. Neben dem Hauptelement Aluminium, lassen sich bei beiden Partikeln hauptsächlich Eisen aber auch die Begleitelemente Silizium, Mangan sowie Zink mit Massenanteilen von $w_i > 2$ % finden. Die Elemente Kupfer, Magnesium und Chrom sind ebenfalls auffindbar. Ihre Massenanteile sind kleiner als 2 %.

Element i (Ordnungszahl)		Al (13)	Fe (26)	Si (14)	Mn (25)	Zn (30)	Cu (29)	Mg (12)	Cr (24)
Partikel 1	w_i	61,67	27,78	3,01	2,63	2,62	1,24	0,46	0,61
	x_i	75,48	16,43	3,54	1,58	1,32	0,64	0,63	0,39
Partikel 2	w_i	65,00	22,54	2,87	3,66	2,48	0,90	0,65	1,89
	x_i	77,78	13,03	3,30	2,15	1,23	0,46	0,87	1,17

In der Tabelle genannte Massenanteile w_i in [Gew.-%] und Stoffmengenanteile x_i in [At.-%]

Tab. 7 Chemische Zusammensetzung der Partikel 1 und 2 im älteren Versuchsmaterial

Aufgrund der Vielzahl nachgewiesener Elemente ist grundsätzlich von einem komplexen Aufbau der untersuchten Partikel auszugehen. Unabhängig von Aluminium ist der Massenanteil von Eisen im Vergleich zu den restlichen Elementen signifikant erhöht. Dies deutet darauf hin, dass die Ausscheidungen aus einer eisenreichen Phase bestehen. Der tatsächliche Aluminiumanteil dürfte jedoch niedriger sein als gemessen. Bei der EDX-Analyse ist das Volumen, in dem die Röntgenstrahlen angeregt werden, birnenförmig. Dies führt dazu, dass auch Bereiche unterhalb von Ausscheidungen mit ausgewertet werden können. Sind die Ausscheidungen, wie bei der

durchgeführten Analyse in einer Aluminium-Matrix eingebettet, führt dies zu einer Überschätzung des Aluminiumanteils.

b) Quantitative Gefügeanalyse

Neben den bereits vorgestellten Aufnahmen A-L-1 und A-Q-1 wurden jeweils 7 weitere Bilder vom Längs- und Querschliff aufgenommen. Diese Bilder sollen Aufschluss über die Verteilung und Größe der Teilchen geben. Die optische Auswertung der Aufnahmen erfolgt mittels automatischer Gefügeanalyse. Die linken Teilabbildungen der Abb. 37 und 38 zeigen exemplarisch die erste der jeweils sieben Aufnahmen. Ihnen gegenübergestellt sind die Ergebnisse der Auswertungen. Grün hervorgehoben sind alle Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind.

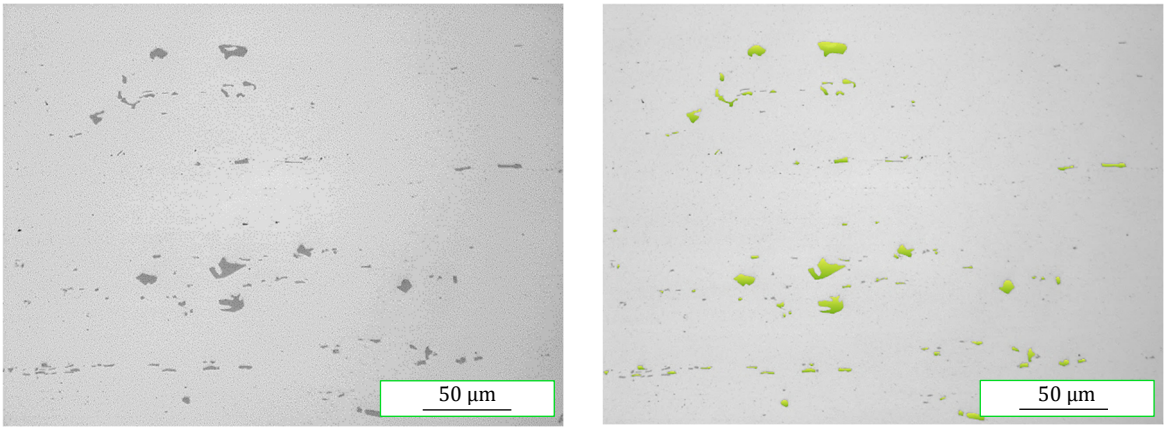


Abb. 37 Lichtmikroskopische Aufnahme A-L-2 vom Längsschliff des älteren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 µm² sind (rechts)

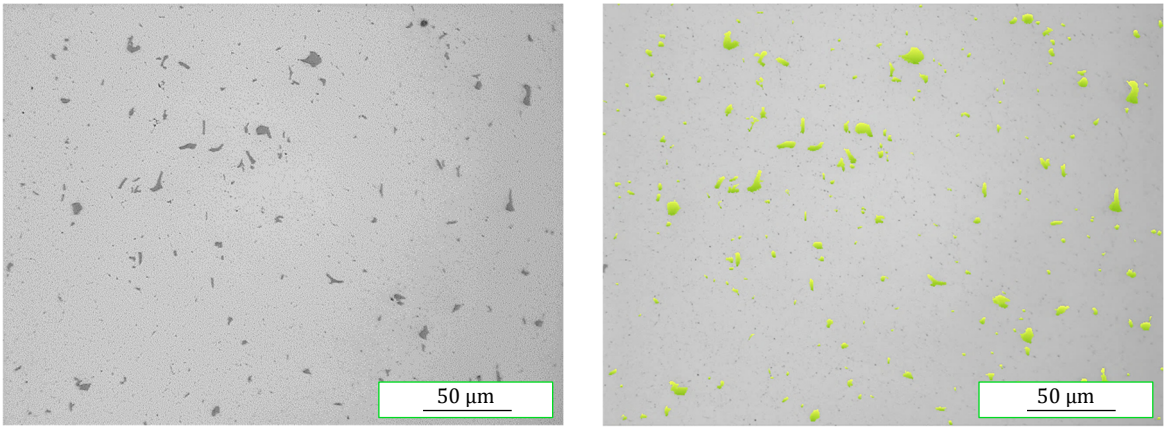


Abb. 38 Lichtmikroskopische Aufnahme A-Q-2 vom Querschliff des älteren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 µm² sind (rechts)

Im Zuge der Auswertung wurden verschiedene geometrische Kennwerte auf Grundlage der optischen Bildanalyse ermittelt. Getrennt nach Schlifflage wurden hierzu die jeweils 7 Bilder als

eine Referenzfläche zusammenfassend betrachtet und analysiert. In Tab. 8 sind diese Kennwerte sowohl für den Längs- als auch für den Querschliff des älteren Versuchsmaterials zusammengefasst. Aus den Werten der Tabelle zeichnet sich ab, dass zwischen den Schlifflagen Unterschiede in Anzahl und Größe der erkennbaren Teilchen vorhanden sind. Diese Unterschiede sind aller Wahrscheinlichkeit nach auf die Profilherstellung durch Strangpressen zurückzuführen, bei dem die Teilchen zum einen gebrochen werden und dann auch noch eine Ausrichtung in Strangpressrichtung erfahren.

Für das jüngere Versuchsmaterial werden identische Kenngrößen ermittelt. Ein Vergleich der ermittelten Werte beider Versuchsmaterialien erfolgt in Kap. 5.1.2.3.

Schlifflage	n_T	$\overline{A_T}$	$\overline{A_{T,10\%}}$	$\overline{A_{T,1\%}}$	$A_{T,\Sigma}$	ω_T
Längsschliff A-L-2 bis A-L-8	550	6,76 *± 10,96*	31,66 *± 20,44*	81,16 *± 20,65*	3719,8	0,93
Querschliff A-Q-2 bis A-Q-8	1553	5,42 *± 7,66*	23,76 *± 11,99*	51,68 *± 9,84*	8424,3	2,11

n_T	Anzahl der erfassten Teilchen in [-]	$A_{T,\Sigma}$	Teilchenflächen aufsummiert in [µm²]
$\overline{A_T}$	Durchschnittliche Größe der erfassten Teilchen (VG 1) in [µm²]	ω_T	Flächenanteil bezogen auf die ausgewertete Fläche von 399.109 µm² in [%]
$\overline{A_{T,10\%}}$	Durchschnittliche Größe der 10 % größten Teilchen (VG 2) in [µm²]		
$\overline{A_{T,1\%}}$	Durchschnittliche Größe der 1 % größten Teilchen (VG 3) in [µm²]	VG	Vergleichsgruppe

Tab. 8 Ermittelte Kennwerte aus den Aufnahmen A-L-2 bis A-L-8 und A-Q-2 bis A-Q-8 vom Längs- und Querschliff des um 1981 produzierten Versuchsmaterials

5.1.2.2 Mikrostruktur EN AW-7020 aus dem Jahr 2017

a) Quantitative Gefügeanalyse

Die Untersuchung und Beurteilung des strukturellen Aufbaus des im Jahr 2017 produzierten Versuchsmaterials erfolgt analog zur Untersuchung des älteren Versuchsmaterials.

Die lichtmikroskopischen Ablichtungen vom Quer- und Längsschliff sind in den Abb. 39 und 40 dargestellt. Auf den Bildern mit 200-facher Vergrößerung (Bild I) sind gleichmäßig verteilte Ausscheidungen zu erkennen. Auf den Aufnahmen mit 1000-facher Vergrößerung (Bild II) sind im Querschliff homogen verteilte Partikel ersichtlich. Im Längsschliff sind im Vergleich zum Querschliff weniger Ausscheidungen vorhanden. Die Anordnung dieser Ausscheidungen wirkt bezogen auf den dargestellten Bildausschnitt ungleichmäßig.

Auf dem Bild II der Abb. 39 lassen sich neben den grau erscheinenden Ausscheidungen wenige dunklere Partikel erkennen, die sich eindeutig von den anderen Teilchen abgrenzen. Die verschiedenen Kontraste geben einen Hinweis auf unterschiedliche chemische Zusammensetzungen.

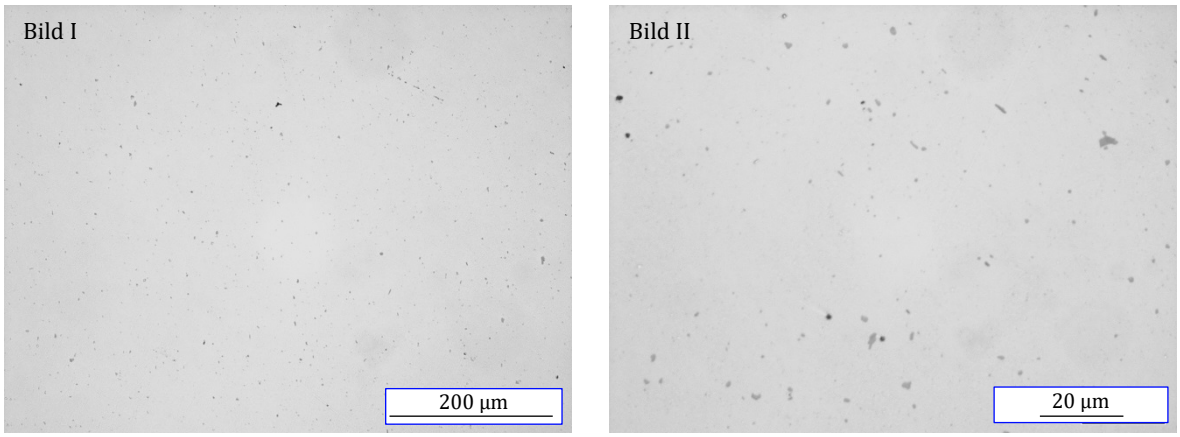


Abb. 39 Lichtmikroskopische Aufnahme J-Q-1 vom Querschliff des 2017 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts)

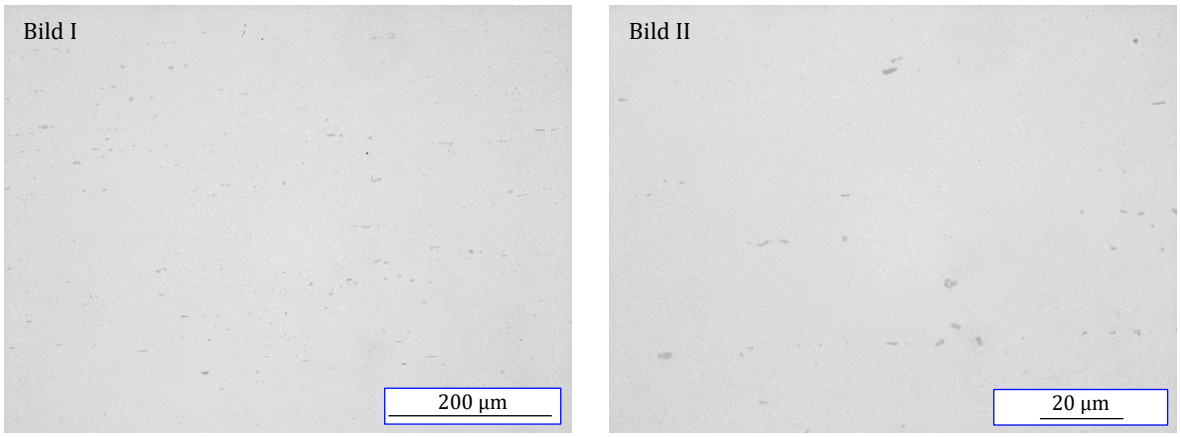


Abb. 40 Lichtmikroskopische Aufnahme J-L-1 vom Längsschliff des 2017 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts)

Für die genaue Analyse der erkennbaren Partikel wurden - wie auch schon beim älteren Versuchsmaterial - elektronenmikroskopische Aufnahmen von zwei ausgewählten Ausscheidungen erzeugt. Die Aufnahmen können der Abb. 41 entnommen werden. Das auf dem linken Bild dargestellte Partikel besitzt eine Größe von 10,5 μm^2 und das auf dem rechten Bild eine Größe von 2,8 μm^2. Die Form der untersuchten Ausscheidungen ist sehr kompakt. Scharfe Kanten und Ecken sind nur auf dem links abgebildeten Partikel erkennbar.

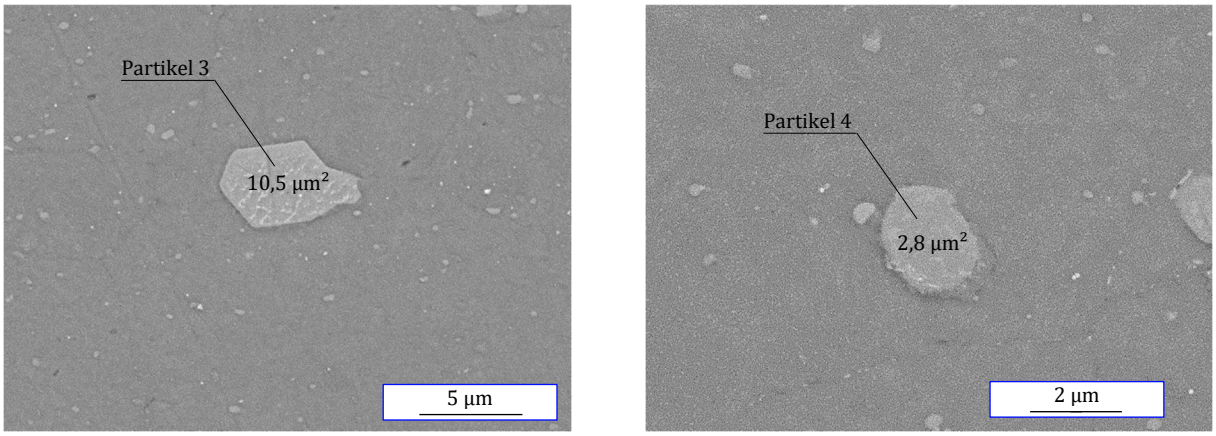


Abb. 41 Elektronenmikroskopische Aufnahmen von zwei im jüngeren Versuchsmaterial enthaltenen Partikeln (links: Partikel 3 und rechts: Partikel 4)

Die zur Beurteilung der chemischen Zusammensetzung aufgezeichneten EDX-Spektren der Partikel 3 und 4 können der Abb. 42 entnommen werden.

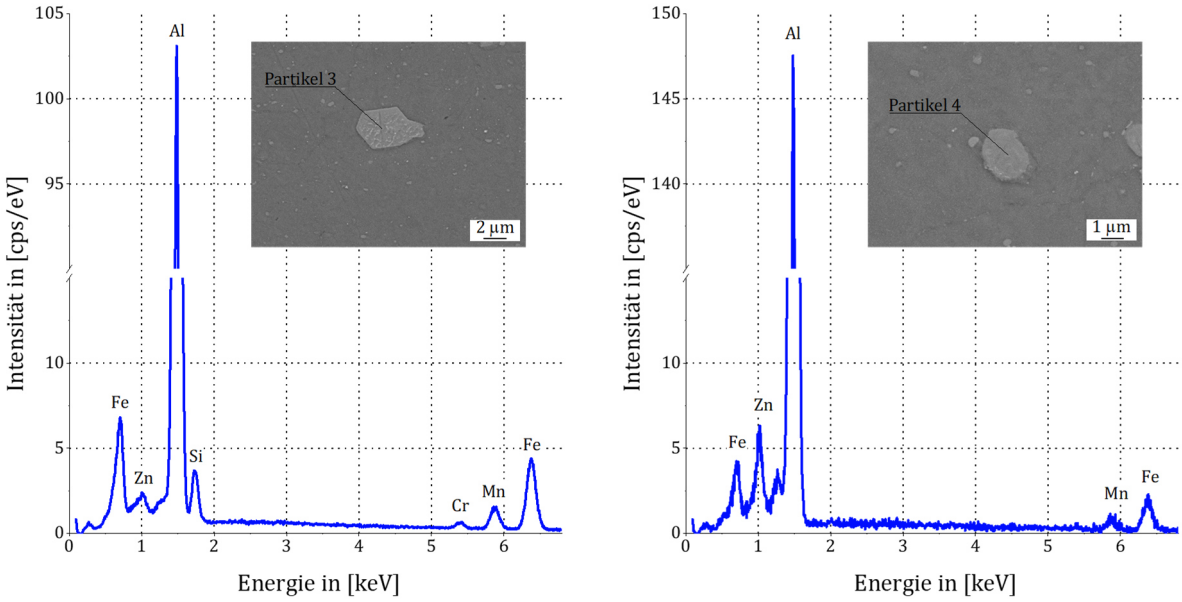


Abb. 42 EDX-Spektren zur Bestimmung der elementaren Zusammensetzung der Partikel 3 (links) und 4 (rechts)

Die Mengenanteile der in den Partikeln nachgewiesenen Elemente sind in Tab. 9 enthalten. Aus den einzelnen Anteilen geht hervor, dass die chemischen Zusammensetzungen beider Ausscheidungen annähernd vergleichbar sind. Neben dem Hauptelement Aluminium, lassen sich bei beiden Partikeln wieder überwiegend Eisen sowie die Begleitelemente Silizium, Mangan und Zink nachweisen. Die Massenanteile von Eisen, Silizium und Zink sind dabei im Partikel 3 im Vergleich zu Partikel 4 höher, wohingegen die Anteile von Eisen und Zink niedrigerer sind. Die

Elemente Kupfer, Magnesium und Chrom sind ebenfalls in beiden Partikeln nachweisbar. Ihre Massenanteile sind jeweils kleiner als 2 %.

Element i (Ordnungszahl)		Al (13)	Fe (26)	Si (14)	Mn (25)	Zn (30)	Cu (29)	Mg (12)	Cr (24)
Partikel 3	w_i	62,11	25,49	2,49	5,20	2,07	1,13	0,55	0,94
	x_i	75,92	15,05	2,93	3,12	1,05	0,59	0,75	0,60
Partikel 4	w_i	71,14	20,59	0,21	1,75	3,89	1,44	0,78	0,19
	x_i	83,37	11,65	0,23	1,01	1,89	0,72	1,02	0,11

In der Tabelle genannte Massenanteile w_i in [Gew.-%] und Stoffmengenanteile x_i in [At.-%]

Tab. 9 Chemische Zusammensetzung der Partikel 3 und 4 im jüngeren Versuchsmaterial

Aufgrund der Vielzahl nachgewiesener Elemente ist wie auch bei den Ausscheidungen des älteren Materials grundsätzlich von einem komplexen Aufbau der untersuchten Partikel auszugehen. Da die Massenanteile an Eisen im Vergleich zu den restlichen Elementen (ausgenommen Aluminium) deutlich erhöht sind, kann jedoch vorausgesetzt werden, dass auch diese Partikel hauptsächlich aus einer eisenreichen Phase bestehen. Der tatsächliche Aluminiumanteil dürfte wie schon bei den Ausscheidungen im älteren Material geringer sein, was auf die bereits beschriebene Charakteristik der EDX-Analyse zurückzuführen ist.

b) Qualitative Gefügeanalyse

In Analogie zum älteren Material wurden auch vom jüngeren jeweils 7 weitere Bilder sowohl vom Längs- als auch vom Querschliff aufgenommen, um die Verteilung und Größe der Teilchen in der Struktur quantitativ beurteilen zu können. Die linken Teilabbildungen der Abbildungen 43 und 44 zeigen exemplarisch die erste der jeweils sieben Aufnahmen. In der rechten Abbildung sind alle Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind grün markiert.

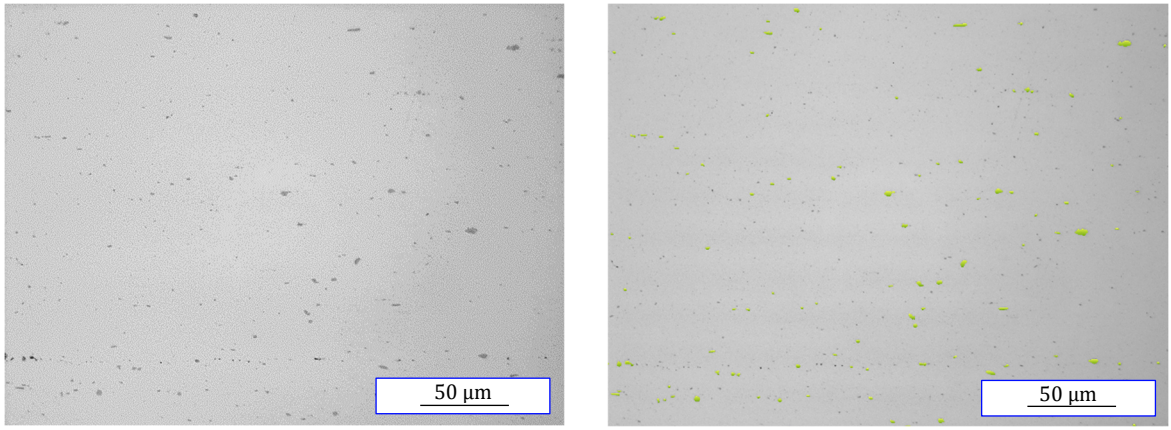


Abb. 43 Lichtmikroskopische Aufnahme J-L-2 vom Längsschliff des jüngeren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 µm² sind (rechts)

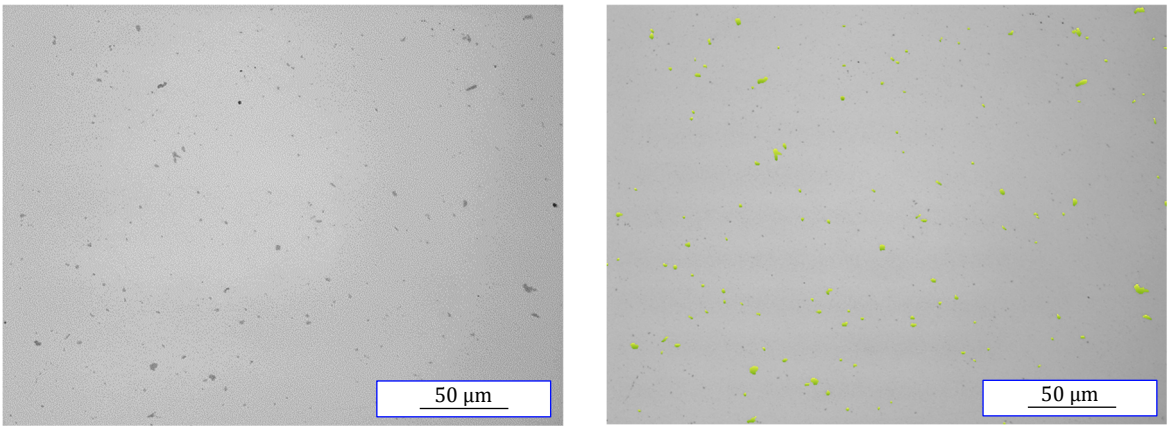


Abb. 44 Lichtmikroskopische Aufnahme J-Q-2 vom Querschliff des jüngeren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 µm² sind (rechts)

In Anlehnung an die Auswertung des älteren Versuchsmaterials wurden - getrennt nach Schlifflage - die jeweils 7 Bilder als eine Referenzfläche zusammenfassend betrachtet und analysiert. Die aus der optischen Analyse abgeleiteten Kennwerte können der Tab. 10 entnommen werden.

Da die der Auswertung zugrunde gelegten Referenzflächen beider Materialien gleich groß sind, können die ermittelten Kennwerte direkt miteinander vergleichen werden. Eine Gegenüberstellung der Kennwerte des jüngeren und des älteren Materials erfolgt in Kap. 5.1.2.3.

Schlifflage	n_T	$\overline{A_T}$	$\overline{A_{T,10\%}}$	$\overline{A_{T,1\%}}$	$A_{T,\Sigma}$	ω_T
Längsschliff J-L-2 bis J-L-8	935	2,90 *± 2,73*	9,58 *± 3,69*	18,06 *± 4,15*	2712,6	0,68
Querschliff J-Q-2 bis J-Q-8	525	2,64 *± 2,36*	8,32 *± 3,46*	16,31 *± 3,69*	1385,8	0,35

n_T	Anzahl der erfassten Teilchen in [-]	$A_{T,\Sigma}$	Teilchenflächen aufsummiert in [µm²]
$\overline{A_T}$	Durchschnittliche Größe der erfassten Teilchen (VG 1) in [µm²]	ω_T	Flächenanteil bezogen auf die ausgewertete Fläche von 399.109 µm² in [%]
$\overline{A_{T,10\%}}$	Durchschnittliche Größe der 10 % größten Teilchen (VG 2) in [µm²]		
$\overline{A_{T,1\%}}$	Durchschnittliche Größe der 1 % größten Teilchen (VG 3) in [µm²]	VG	Vergleichsgruppe

Tab. 10 Ermittelte Kennwerte aus den Aufnahmen J-L-2 bis J-L-8 und J-Q-2 bis J-Q-8 vom Längs- und Querschliff des 2017 produzierten Versuchsmaterials

5.1.2.3 Gegenüberstellung der Mikrostrukturen

In den Kapiteln 5.1.2.1 und 5.1.2.2 wurden getrennt nach dem älteren und jüngeren Versuchsmaterial sowohl licht- und rasterelektrodenmikroskopische Aufnahmen als auch EDX-Spektren von Ausscheidungen vorgestellt. Anhand der Ergebnisse wurden die Mikrostrukturen beider Materialien charakterisiert. Ein Vergleich zwischen beiden Strukturen wird im Folgenden gezogen.

Eine direkte Gegenüberstellung der lichtmikroskopischen Aufnahmen vom Längs- wie auch vom Querschliff beider Materialien zeigt deutliche Unterschiede in Größe, Form und Verteilung der Ausscheidungen. Im älteren Material sind größere Teilchen in höherer Dichte wahrnehmbar. Exemplarisch hierfür sind in der Abb. 45 die Aufnahmen A-Q-1 und J-Q-1 gegenübergestellt.

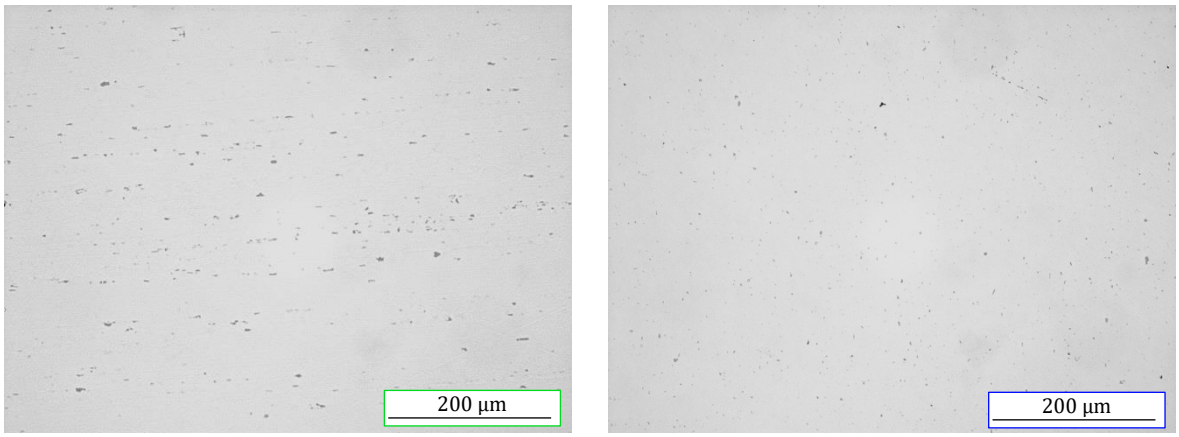


Abb. 45 Lichtmikroskopische Aufnahme A-Q-1 (links) und J-Q-1 (rechts) in der Vergrößerung V=200:1

Der erkennbare Unterschied zwischen beiden Materialien konnte auch quantitativ erfasst werden. In dem Balkendiagramm der Abb. 46 sind die durchschnittlichen Flächenwerte der Vergleichsgruppen 1 bis 3 aufgetragen. Die Daten stammen aus den Tab. 8 und 10. Während in der Vergleichsgruppe 1 alle detektierten Teilchen Berücksichtigung finden, werden in der Gruppe 2 nur 10 % und in der Gruppe 3 nur 1 % der größten Ausscheidungen betrachtet. Die Wahrnehmung, dass im älteren Material größere Teilchen vorhanden sind, wird durch die ermittelten Flächen-Werte bestätigt. Ein deutlicher Unterschied zwischen beiden Materialien besteht vor allem in den durchschnittlichen Flächen der Vergleichsgruppe 3. Mit einer Fläche von 81,16 μm^2 sind die Teilchen im Längsschliff des älteren Materials um etwa 4,5-fach größer als die im jüngeren Material mit einer durchschnittlichen Fläche von lediglich 18,06 μm^2.

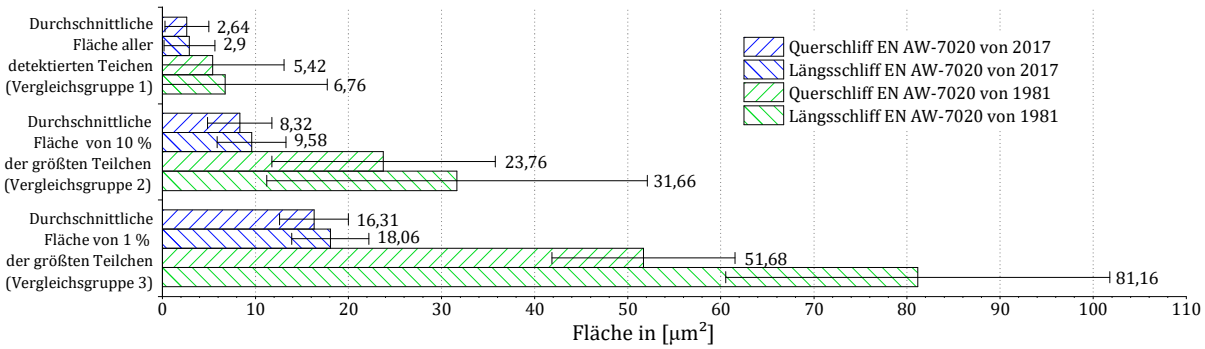


Abb. 46 Gegenüberstellung ermittelter Flächen von Ausscheidungen in der Mikrostruktur der in 1981 und 2017 produzierten Aluminiumlegierungen

Auf den Aufnahmen des älteren Materials sind lokale Ansammlungen von Partikeln ersichtlich. Aufgrund der Lage einiger Partikel zueinander, ist davon auszugehen, dass es sich hierbei um Bruchelemente handelt, die durch Fragmentierung größerer Teilchen entstanden sind. Auf den Aufnahmen des jüngeren Materials sind derartige Ansammlungen nicht vorhanden. Neben der Größe und Verteilung der Ausscheidungen zeigen sich auch Unterschiede in der Form der Partikel. Die Ausscheidungen des älteren Materials besitzen eine zerklüftete Form mit erkennbaren Rissen und abgeplatzten Fragmenten, wo hingegen die Ausscheidungen des jüngeren Materials sehr kompakt wirken. Risse und Abplatzungen sind bei den Ausscheidungen des jüngeren Materials nicht erkennbar.

Die Zusammensetzungen der untersuchten Ausscheidungen sowohl im älteren als auch im jüngeren Material sind qualitativ vergleichbar. Aufgrund der Vielzahl nachgewiesener Elemente ist von einem komplexen Aufbau der Partikel auszugehen. Der hohe Anteil an Eisen lässt jedoch den Schluss zu, dass alle Ausscheidungen vorrangig aus einer eisenreichen Phase bestehen und dass es sich demnach um sog. Primärausscheidungen handelt. Diese Ausscheidungen sind meist sehr hart und spröde (vgl. Kap. 4.1.1), was sich u. a. in den zerbrochenen Teilchen im älteren Material widerspiegelt.

Die größeren und in größerer Zahl vorliegenden Partikel im älteren Material könnten letztendlich Unterschiede in der Verformbarkeit und im Ermüdungsverhalten zwischen beiden Versuchsmaterialien begründen. Ob und in welchem Umfang Unterschiede vorhanden sind, wird anhand der Versuchsergebnisse in den Kapiteln 5.1.3 bis 5.1.6 beurteilt.

Sekundär ausgeschiedene Phasen konnten im Rahmen der Strukturuntersuchung nicht abgebildet werden. Betreffend den Größenunterschied der Primärausscheidungen im älteren und jüngeren Material werden im anschließenden Kapitel (Kap. 5.1.2.4) weiterführende Untersuchungen vorgenommen.

5.1.2.4 Primärausscheidungen in der Struktur

Die Untersuchung der Mikrostrukturen beider Versuchsmaterialien hat ergeben, dass im älteren im Vergleich zum jüngeren Material größere Primärausscheidungen mit höherem Volumenanteil vorhanden sind. Die Ausscheidungen bestehen aus einer eisenreichen Phase. Grundsätzlich gelten die Eisenanteile im Aluminium als Verunreinigung. Aufgrund ihrer geringen Löslichkeit im festen Zustand gehen sie während des Erstarrungsprozesses mit Aluminium Verbindungen ein und scheiden sich als grobe Primärausscheidungen aus.

Aus der Untersuchung der chemischen Zusammensetzungen (s. Tab. 6, S. 59) geht hervor, dass der Eisenanteil im älteren Material mit 0,26 $Gew.-\%$ um mehr als 38 % höher ist als im jüngeren Material mit 0,19 $Gew.-\%$. Der erhöhte Anteil an Eisen führt dazu, dass im älteren Material mehr Elemente enthalten sind, die intermetallische Verbindungen mit Aluminium bilden. Der erhöhte Volumenanteil an Primärausscheidungen im älteren Material könnte daher auf den erhöhten Eisenanteil in der Legierung zurückgeführt werden. Die Größe der Primärausscheidungen wird u. a. durch die Abkühlgeschwindigkeit des Barrens während der Erstarrung bestimmt. In Hinblick auf den Größenunterschied zwischen den Ausscheidungen beider Versuchsmaterialien wird im Folgenden untersucht, ob sich die Größe der Ausscheidungen im Verlauf der Zeit durch ggf. Ausscheidungs- und Diffusionsvorgänge ändern kann bzw. ob derartige Ausscheidungen im Verlauf der Zeit anwachsen können.

Für die Untersuchung werden zunächst 20 Ausscheidungen im Querschliff des jüngeren Materials vermessen und ihre sichtbaren Flächen ermittelt. Im nächsten Schritt wird das Material für 17 $Tage$ bei 210°C ausgelagert und im Anschluss daran werden die gleichen Ausscheidungen wiederholt vermessen. Ein Vergleich der Flächenwerte vor und nach der Wärmebehandlung gibt Aufschluss, inwieweit sich die Größe der Ausscheidungen verändert hat. Zur Markierung werden zwei Härteeindrücke in die Oberfläche eingebracht. In unmittelbarer Umgebung der Eindrücke werden jeweils 10 Ausscheidungen analysiert. Die Abb. 47 zeigt beispielgebend für die Untersuchung der Ausscheidungen die Aufnahme J-Q-9 von der Oberfläche des jüngeren Materials im Ausgangszustand. Die der Analyse zugrunde gelegten Ausscheidungen im Bereich der Markierung A sind durch Bildausschnitte vergrößert dargestellt.

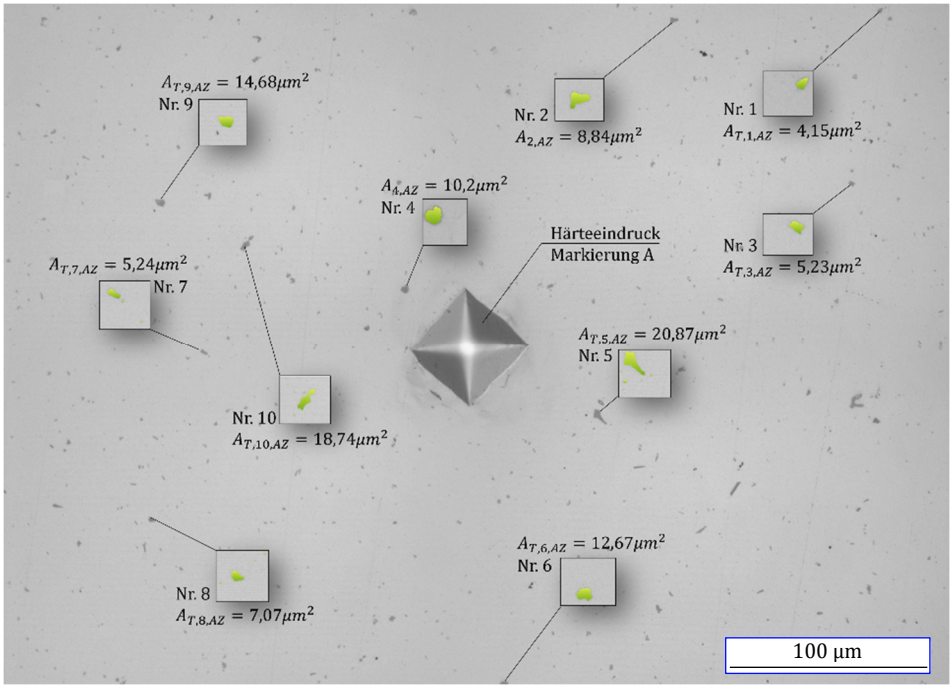


Abb. 47 Lichtmikroskopische Aufnahme J-Q-9 vom Querschliff des jüngeren Versuchsmaterials im Ausgangszustand (AZ) am Härteeindruck A mit hervorgehobenen Ausscheidungen 1 bis 10

In den Tab. 11 und 12 sind die Flächen der untersuchten Ausscheidungen im Ausgangszustand und nach der Wärmebehandlung gegenübergestellt. Die Ausscheidungen 1 bis 10 sind dabei im Bereich der Markierung A und die Ausscheidungen 11 bis 20 dem Bereich Markierung B zu zuordnen.

Ausscheidung i	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$A_{T,J\text{-}Q\text{-}9,i,AZ}$	4,15	8,84	5,23	10,02	20,87	12,67	5,24	7,07	14,68	18,74
$A_{T,J\text{-}Q\text{-}11,i,WB}$	4,01	9,02	5,26	10,09	20,78	12,23	5,5	7,8	15,41	20
Delta Δ	*-0,14*	*+0,18*	*+0,03*	*+0,07*	*-0,09*	*-0,44*	*+0,26*	*+0,73*	*+0,73*	*+1,26*

In der Tabelle genannte Flächenwerte in [μm^2]

Tab. 11 Gegenüberstellung der Flächenwerte ausgewählter Ausscheidungen im Ausgangszustand und nach der Wärmebehandlung (WB) am Härteeindruck A

Ausscheidung i	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
$A_{T,J\text{-}Q\text{-}10,i,AZ}$	16,41	3,34	4,5	6,47	10,88	8,11	19,86	8,1	13,1	4,82
$A_{T,J\text{-}Q\text{-}12,i,WB}$	17,47	3,63	4,95	6,99	11,98	8,48	19,6	8,18	13,48	4,87
$Delta\ \Delta$	*+1,05*	*+0,29*	*+0,45*	*+0,52*	*+1,1*	*+0,37*	*-0,26*	*+0,08*	*+0,38*	*+0,05*

In der Tabelle genannte Flächenwerte in [μm^2]

Tab. 12 Gegenüberstellung der Flächenwerte ausgewählter Ausscheidungen im Ausgangszustand und nach der Wärmebehandlung (WB) am Härteeindruck B

Die Summe der Flächen aller Ausscheidungen im Ausgangszustand beträgt 203,1 μm^2 und die der Flächen aller Ausscheidungen nach der Wärmebehandlung 209,7 μm^2. Hieraus ergibt sich eine Abweichung von 3,3 %, die im Bereich der Messunsicherheit liegt. Daher kann ein Wachstum der im Material vorhandenen Primärausscheidungen trotz der sehr langen Auslagerung bei hoher Temperatur nahezu ausgeschlossen werden. Sowohl natürliche Umwelteinflüsse als auch die durchgeführten Warmauslagerungen im Zuge der Brückenüberholungen können nicht mit dem vorhandenen Größenunterschied in Verbindung gebracht werden. Der höhere Anteil an Primärphasen sowie die höhere Größe ist mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die geringere Reinheit des älteren Materials zurückzuführen. Im jüngeren Material sind deutlich weniger Verunreinigungen wie Eisen, Silizium Chrom etc. enthalten, wodurch weniger und kleinere Primärphasen beim Guss gebildet wurden.

5.1.3 Spannungs-Dehnungs-Beziehung

Zur Untersuchung der Spannungs-Dehnungs-Beziehung wurden Versuche sowohl unter monotoner als auch unter zyklischer Beanspruchung durchgeführt. Durch die unterschiedlichen Beanspruchungsarten ist es möglich beide Materialeien hinsichtlich ihrer zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Beziehung zu beurteilen und miteinander zu vergleichen.

In den Kapiteln 5.1.3.1 und 5.1.3.2 werden die Ergebnisse der durchgeführten Versuche getrennt nach zügiger und zyklischer Spannungs-Dehnungs-Beziehung vorgestellt. Ein direkter Vergleich der Kurven erfolgt in Kapitel 5.1.3.2. Der Vergleich soll Auskunft über das zyklische Verfestigungsvermögen beider Materialien geben.

5.1.3.1 Zügige Spannungs-Dehnungs-Beziehung

Aus den Messwerten der durchgeführten Zugversuche wurden Kurven erstellt, die im Schaubild der Abb. 48 dargestellt sind. Zur besseren Vergleichbarkeit beider Versuchsmaterialien wurden aus den Kurven der einzelnen Proben sowohl für das ältere als auch für das jüngere Material Mittelwertkurven gebildet.

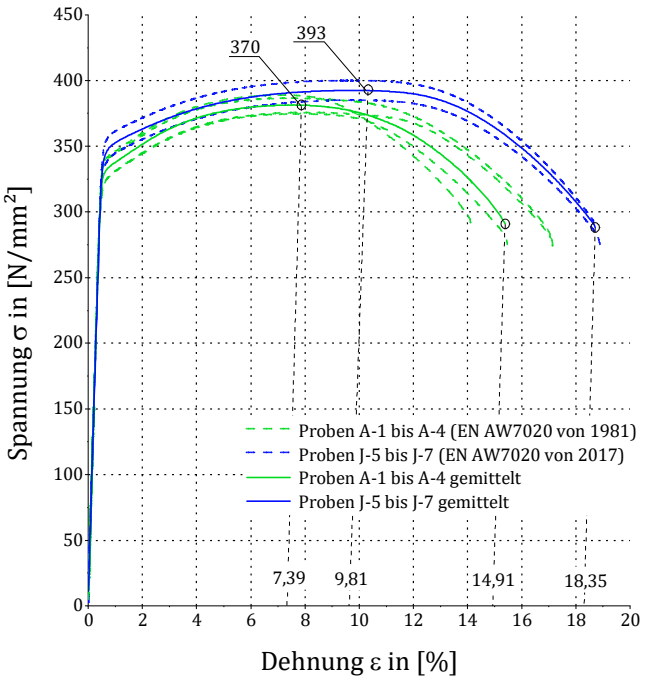


Abb. 48 Zügige Spannungs-Dehnungs-Kurven des älteren und jüngeren Versuchsmaterials

Die aus den Versuchen ermittelten Kurven des älteren und jüngeren Materials zeigen einen ausgeprägten elastischen Dehnungsbereich. Unterschiede zwischen den beiden Materialien sind in diesem Bereich nicht zu erkennen. Der anschließende Übergang in den plastischen Verformungsbereich erfolgt leicht versetzt. Während beim älteren Material der Beginn bei circa 325 N/mm^2 liegt, setzt der Übergang beim jüngeren Material bei etwa 340 N/mm^2 ein. Trotz unterschiedlich einsetzender Übergänge sind beide Übergänge kontinuierlich, was auf das kubisch-flächenzentrierte Gitter des Aluminiums zurückzuführen ist. Nach dem

Übergangsbereich steigen die Kurven sowohl des älteren als auch des jüngeren Materials bis zum Erreichen der Zugfestigkeiten vergleichbar weiter an. Anschließend kommt es zum Spannungsabfall, der auf die Verminderung des Probenquerschnitts infolge der Einschnürung zurückzuführen ist.

Aus den Mittelwertkurven sind zur Beurteilung der Materialien wichtige Größen mechanischer Eigenschaften abgeleitet worden. Die Tab. 13 zeigt eine Zusammenstellung dieser Größen sowie die geltenden Grenzwerte für die Legierung EN AW-7020 im Zustand T6.

Material	Dehngrenze $R_{p0,2}$ *in* $[N/mm^2]$	Zugfestigkeit R_m *in* $[N/mm^2]$	Gleichmaßdehnung A_g *in* [%]	Bruchdehnung $A_{50\,mm}$ *in* [%]
Grenzwerte	*min. 290*	*min. 350*	-	*min. 8*
EN AW-7020 von 1981	330	370	7,39	14,91
	-3 %	*-6 %*	*-25 %*	*-19 %*
EN AW-7020 von 2017	341	393	9,81	18,35

Tab. 13 Mechanische Eigenschaften der Aluminiumlegierung von 1981 und 2017 in Gegenüberstellung der Grenzwerte nach [57]

Die Gegenüberstellung der aufgeführten Größen lässt Unterschiede zwischen dem 1981 und im Jahr 2017 produzierten Material erkennen. Sowohl bei der Festigkeit als auch bei der Verformbarkeit weist das ältere im Vergleich zum jüngeren Material niedrigere Werte auf. Bei der Streckgrenze beträgt der Unterschied 3 % und bei der Zugfestigkeit 6 %. Weit größere Unterschiede zeigen sich in der Verformbarkeit beider Materialien. Beim älteren Material ist die Gleichmaßdehnung um 25 % und die Bruchdehnung um 19 % niedriger. Zusätzlich zeigen die Spannungs-Dehnungs-Kurven des älteren Materials eine deutlich größere Streuung als die des jüngeren.

Die bereits durchgeführte Untersuchung der Mikrostrukturen beider Versuchsmaterialien zeigte, dass im älteren Material größere Primärausscheidungen mit höherem Volumenanteil vorhanden sind. In diesem Zusammenhang wurde bereits auf die Abhängigkeit des Verformungsverhaltens von der Morphologie der Ausscheidungen hingewiesen (vgl. Kap. 5.1.2.3). Die geringere Verformbarkeit des älteren Materials könnte auf die größeren Ausscheidungen im Gefüge zurückgeführt werden. Die geringere Festigkeit des älteren Materials deutet hingegen auf eine Überalterung des Materials in Folge der mehrfach durchgeführten Warmauslagerungen hin. Ob und wie weit eine Überalterung beim älteren Material vorliegt bzw. vorangeschritten ist, wird anhand der in Kapitel 5.1.4 vorgestellten Härtemessungen beurteilt. An dieser Stelle ist hervorzuheben, dass obwohl die Festigkeit und Verformbarkeit des älteren Materials zwar niedriger sind, die geltenden Grenzwerten der aktuellen Norm jedoch eingehalten werden.

Zur abschließenden Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens wurden noch die Elastizitätsmodule beider Materialien bestimmt. Hierzu wurden zunächst die Dichte und anschließend die Ausbreitungsgeschwindigkeiten der Longitudinal- und Transversalwellen ermittelt. Die Messwerte zur Herleitung der Dichte-Werte können der Tab. 14 entnommen werden. Die Wägung unter Wasser erfolgte je Probekörper dreimal.

Material	W_{Luft} $in\ [g]$	$W_{H_2O,i}\ in\ [g]$ $W_{H_2O,1}$	$W_{H_2O,2}$	$W_{H_2O,3}$	$\overline{W_{H_2O}}$ $in\ [g]$	ρ $in\ [g/cm^3]$	$\Delta\rho$
EN AW-7020 von 1981	37,9715	24,3268	24,3284	24,3265	24,3272	**2,7752** ↑ *-0,14 %*	0,0003
EN AW-7020 von 2017	25,5692	16,3954	16,3943	16,3945	16,3947	**2,7792** |	0,0004

Temperatur des Wassers $T_{H_2O} = 21{,}1\ °C$
Dichte des Wassers nach Gl. (4.2) $\rho_{H_2O} = 0{,}998\ g/cm^3$
Dichte der Luft $\rho_{Luft} = 0{,}001204\ g/cm^3$

Tab. 14 Messwerte zur Bestimmung der Dichte des älteren und des jüngeren Versuchsmaterials

Es zeigt sich, dass zwischen den Dichte-Werten des älteren und jüngeren Materials kein signifikanter Unterschied besteht. Die Dichte des älteren Materials ist etwa 0,14 % niedriger als die des jüngeren. Die ermittelten Schallgeschwindigkeiten können der Tab. 15 entnommen werden. Anhand dieser und der Dichte konnten die Querkontraktionszahlen und die Elastizitätsmodule errechnet werden (s. Tab. 15).

Material	ρ $in\ [g/cm^3]$	c_L $in\ [mm/\mu s]$	c_T	ν $in\ [-]$	$\Delta\nu$	E $in\ [kN/mm^2]$	ΔE
EN AW-7020 von 1981	2,7752	6,242	3,085	0,3384	0,0078	**70,70** ↑ *+1,3 %*	1,70
EN AW-7020 von 2017	2,7792	6,222	3,06	0,3405	0,0078	**69,77** |	1,71

Tab. 15 Die Herleitung der Elastizitätsmodule der des älteren und jüngeren Versuchsmaterials

Aus der Tabelle geht hervor, dass sich die Elastizitätsmodule beider Materialien nur in einem geringen Maß unterscheiden. Der E-Modul des älteren Materials ist mit 70,70 kN/mm^2 um etwa 1,3 % höher als der des jüngeren Materials mit 69,77 kN/mm^2. In dem Schaubild der Abb. 48 ist diese Abweichung kaum erkennbar, da der hierfür maßgebende Bereich elastischer Dehnungen im Vergleich zum dargestellten Dehnungsbereich sehr klein ist.

5.1.3.2 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Beziehung

Im ersten Schritt der Auswertung der Incremental-Step Tests wurde auf Grundlage des aufgezeichneten Kraftsignals die Lebensdauern aller vier Proben bestimmt. Stellvertretend sind in der Abb. 49 sowohl der Kraft- als auch der Dehnungs-Zeit-Verlauf der Probe A-1 dargestellt. Anhand beider Verläufe wird ersichtlich, dass der Restbruch in Belastungsblock Nr. 17 eingetreten ist. Eine Ankündigung des Bruchs zeichnet sich bereits ab Block Nr. 15 ab. Die resultierende Kraft unter Zugbeanspruchung nimmt ab diesem Block kontinuierlich ab, was auf einen wachsenden Makroriss im Werkstoff zurückzuführen ist. Unter Druckbeanspruchung zeichnet sich keine Abnahme der aufgenommenen Kräfte ab, da diese Kräfte durch Überdrücken des Risses durch den gesamten Probenquerschnitt übertragen werden können. Da der Versuch

dehnungsgeregelt durchgeführt wurde, ergibt sich steuerungsbedingt aus dem Dehnungsverlauf keine frühzeitige Ankündigung des Restbruchs. Nur kurz vor dem Bruch ist ein Abfall der Dehnungen im Dehnungsbereich zu verzeichnen. Bei allen vier Proben war ein ähnliches Kraft- bzw. Dehnungsverhalten kurz vor dem Bruch zu erkennen.

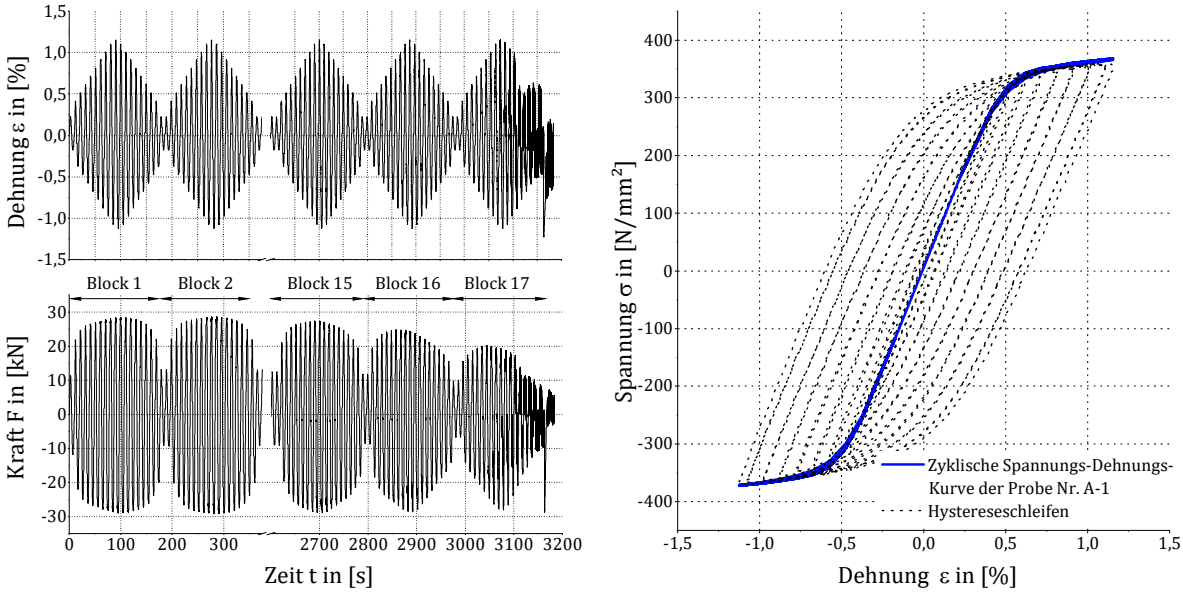


Abb. 49 Dehnungs- und Kraftverlauf im Incremental-Step-Test (links) und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve mit hinterlegten Hystereseschleifen (rechts) der Probe A-1

In der Tab. 16 sind die ermittelten Lebensdauern aller vier Proben notiert. Deutlich zeichnet sich ab, dass die Lebensdauern der aus dem älteren Material gefertigten Proben niedriger sind. Da aufgrund der gewählten Entnahmestelle der Proben eine Vorschädigung des Materials durch zyklische Beanspruchungen infolge von Brückenüberquerungen nahezu ausgeschlossen werden kann, könnten die bereits vorgestellten Unterschiede zwischen den beiden Materialien die unterschiedlichen Lebensdauern erklären. Hier könnten die deutlich größeren Primärphasen in der älteren Legierung für eine frühere Rissbildung und damit eine Verkürzung der Lebensdauer verantwortlich sein.

Versuchsmaterial	EN AW-7020 von 1981		EN AW-7020 von 2017	
Probe	*A-1*	*A-2*	*J-1*	*J-2*
Anzahl aufgenommener Blöcke	17	16	21	25

Tab. 16 Anzahl aufgenommener Belastungsblöcke bis zum Eintreten des Restbruchs der Incremental-Step Tests

Im zweiten Schritt wurden aus den Messwertaufzeichnungen die stabilisierten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven für beide Materialen konstruiert. Für jeden Belastungsblock wurden hierzu zunächst die sich aus der Kraft ergebende Spannung über der Dehnung

aufgetragen und die Umkehrpunkte der Hystereseschleifen zu einer Kurve verbunden. Exemplarisch ist dieses Vorgehen für die Probe A-1 in der Abb. 49 dargestellt. Ein Vergleich, der sich aus den einzelnen Blöcken abgeleiteten Kurven zeigt, dass sich bei beiden Materialien bereits nach wenigen Belastungsblöcken ein stabilisiertes Werksoffverhalten einstellt.

In der Abb. 50 sind die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven aller Proben gegenübergestellt. Im elastischen Bereich liegen alle Kurven sehr nah zusammen. Lediglich im plastischen Bereich lassen sich kleine Abweichungen erkennen. Zur besseren Veranschaulichung ist dieser Bereich sowohl für den Zug- als auch für den Druckbereich in Fenster 1 und 2 vergrößert dargestellt. Aus diesen geht hervor, dass im Mittel die Kurven der Proben aus dem jüngeren Material betragsmäßig minimal über denen der Kurven aus dem älteren Material liegen.

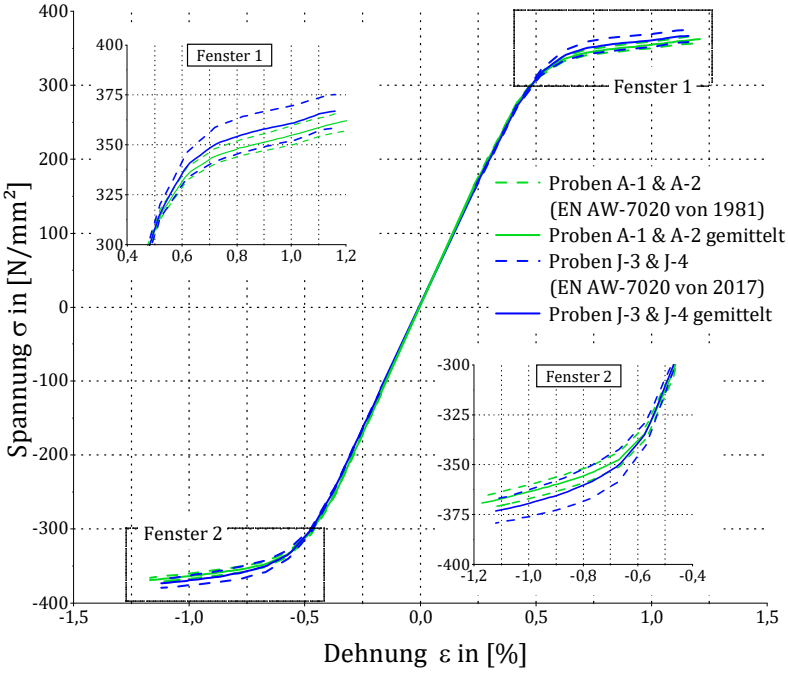


Abb. 50 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Proben A-1, A-2, J-1 und J-2

Zur Beschreibung des zyklischen Werkstoffverhaltens wurden im letzten Schritt der Versuchsauswertung die Ramberg-Osgood-Beziehung (5.1) [72] an die zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des älteren und jüngeren Materials angepasst und in den Schaubildern der Abb. 51 gegenübergestellt. Da den zügigen-Spannungs-Dehnungs-Kurven ein Zugversuch zugrunde liegt, beschränkt sich die Darstellung auf den Bereich der (positiven) Dehnung.

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{1/n} \quad \text{bzw.} \quad \varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{1/n'} \tag{5.1}$$

σ *Spannung*
n *Verfestigungsexponent*
K *Festigkeitskoeffizient*

σ_a *Spannungsamplitude*
n' *Zyklischer Verfestigungsexponent*
K' *Zyklischer Festigkeitskoeffizient*

In die Ramberg-Osgood-Beziehung fließen in den elastischen Anteil ε_{el} das Elastizitätsmodul E und in den plastischen Anteil ε_{pl} die Werkstoffkonstanten K und n ein. Während der Verfestigungsexponent n dimensionslos ist, kann der Festigkeitskoeffizient K als eine Spannung interpretiert werden, die einer bleibenden Dehnung $\varepsilon_{pl} = 1\,(100\%)$ entspricht [73]. Für die Anpassung wurde der mittels Ultraschalluntersuchungen ermittelte E-Modul verwendet. Die funktionalen Beziehungen nach Ramberg-Osgood sind für die entsprechenden Kurven in den Schaubildern aufgeführt. Zum Vergleich beider Materialien sind darüber hinaus die Konstanten K und n nochmals in der Tab. 17 gegenübergestellt.

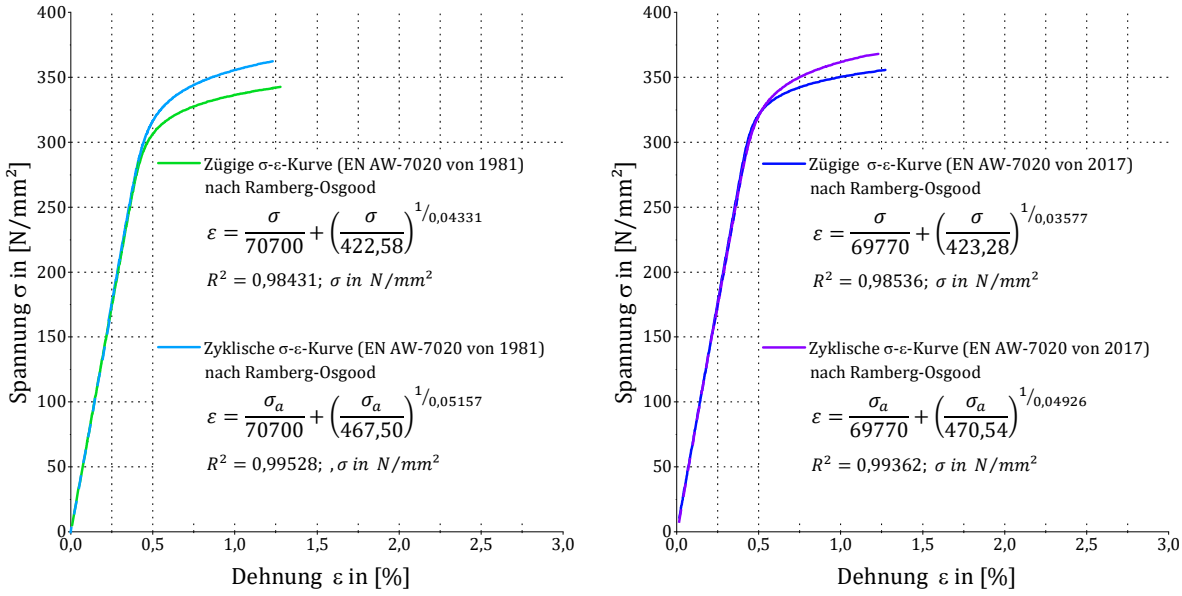


Abb. 51 Gegenüberstellung der zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung EN AW-7020 von 1981 (links) und von 2017 (rechts) nach Ramberg-Osgood

Aus beiden Schaubildern geht hervor, dass sowohl beim älteren als auch beim jüngeren Material die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve oberhalb der zügigen liegt. Dementsprechend ist beiden Materialien ein verfestigendes Materialverhalten zu zusprechen. Das Maß, um das sich die unterschiedlich alten Materialien jedoch verfestigen, ist verschieden. Bezogen auf einen Dehnungswert von $\varepsilon = 1{,}0$ % steigt die Spannung unter wechselnder Beanspruchung des älteren Materials um $\Delta\sigma = 20\ N/mm^2$ während beim jüngeren Material die Spannung lediglich um $\Delta\sigma = 10\ N/mm^2$ zunimmt.

Dass sich beide Versuchsmaterialien in einem unterschiedlichen Maß verfestigen, zeigt sich auch in den Werkstoffkonstanten K und n. Neben den Exponenten und Koeffizienten der einzelnen Kurven beinhaltet die Tab. 17 auch die Differenzen Δ zwischen den Konstanten. Anhand dieser Differenzen kann für jedes Material das Maß der Verfestigung infolge dynamischer Beanspruchung abgeschätzt werden. Ein Vergleich der Werte erfasst darüber hinaus den Unterschied im Verfestigungsvermögen beider Versuchsmaterialien. Die stärker ausgeprägte Verfestigung des älteren Materials lässt sich dabei vor allem auf den Unterschied zwischen den Verfestigungsexponenten der zügigen und zyklischen Kurve in Höhe von 39 % zurückführen.

Material	EN AW-7020 von 1981		EN AW-7020 von 2017	
Kraft	*zügig*	*zyklisch*	*zügig*	*zyklisch*
K *bzw.* K'	422,58 ←*Δ=44,92*→	467,50	423,28 ←*Δ=47,26*→	470,54
	← *-5 %*		→	
n *bzw.* n'	0,04331 ←*Δ=0,00826*→	0,05157	0,03577 ←*Δ=0,01349*→	0,04926
	← *-39 %*		→	

Tab. 17 Gegenüberstellung der Werkstoffkonstanten der Ramberg-Osgood-Beziehung

Wie die Werte in Tab. 17 zeigen, sind die Unterschiede in den Konstanten K und K' zwischen den beiden Werkstoffen sehr klein, wohingegen die Verfestigungsexponenten n und n' des jüngeren Materials deutlich niedriger sind.

5.1.4 Härte

Die Härtewerte von beiden Materialien sind getrennt nach den Zuständen in dem Balkendiagramm in Abb. 52 gegenübergestellt. Die angegebenen Werte sind Mittelwerte, die Fehlerbalken repräsentieren die Standardabweichung, die auf Grundlage von jeweils fünf gleichmäßig verteilten Härte-Eindrücken ermittelt worden sind.

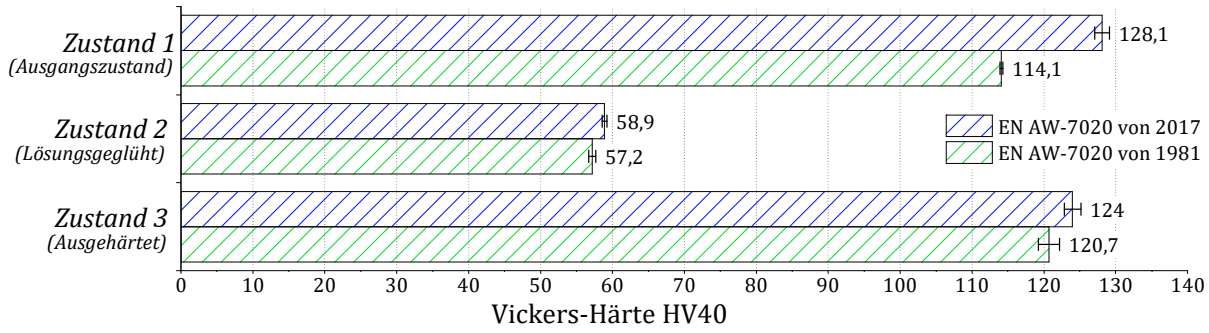


Abb. 52 Gegenüberstellung der Härtewerte der in 1981 und 2017 produzierten Aluminiumlegierungen in verschiedenen Zuständen

Ergänzend zum Balkendiagramm sind in Tab. 18 die ermittelten Härtewerte nochmals tabellarisch aufgeführt. Ihnen gegenübergestellt sind die in Kapitel 5.1.3.1 bereits vorgestellten bzw. ermittelten Zugfestigkeiten. Zur besseren Vergleichbarkeit ist jeweils das Verhältnis der Werte des älteren Materials zu denen des jüngeren angegeben.

Material	Vickers-Härte $HV40$			Zugfestigkeit in $[N/mm^2]$
Zustand	*1 (Ausgangszustand)*	*2 (Lösungsgeglüht)*	*3 (Ausgehärtet)*	*1 (Ausgangszustand)*
EN AW-7020 von 1981	114,1	57,2	120.7	370
	+56,9 →	*+63,5* →		
	-11 %	*-3 %*	*-3 %*	*-6 %*
EN AW-7020 von 2017	128,1	58,9	124,0	393
	+69,2 →	*+65,1* →		

Tab. 18 Härtewerte des älteren und jüngeren Materials in Gegenüberstellung der Streckgrenze und Zugfestigkeit

Aus der Tabelle geht hervor, dass die Härte des älteren Materials im Ausgangszustand um 11 % niedriger ist als die des jüngeren Materials. Im lösungsgeglühten und ausgehärteten Zustand sind ebenfalls die Härtewerte des älteren Materials niedriger. Der Unterschied beträgt in beiden Zuständen jeweils 3 %. Die ermittelten Härtewerte im Ausgangszustand korrelieren mit den ermittelten Zugfestigkeiten. Auch hier hatte sich gezeigt, dass dem älteren Material niedrigere Werte zu zuschreiben sind.

Weiterhin geht aus der Tabelle hervor, dass die Härtewerte im Ausgangszustand stark voneinander abweichen, während im lösungsgeglühten und ausgehärteten Zustand die Unterschiede zwischen den beiden Materialien mit 3% gering sind. Die Unterschiede in den

Härtewerten im Ausgangszustand können mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die Warmauslagerungen im Rahmen der Brücken-Überholungen zurückgeführt werden. Diese Wärmebehandlungen könnten zu einer Vergrößerung der Teilchen und somit zu einer Überhärtung des älteren Materials und damit zu einer Abnahme der Festigkeit geführt haben.

Nach dem Lösungsglühen weisen beide Materialien dann wieder nahezu die gleiche Härte auf. Durch die anschließende Warmauslagerung konnten die Festigkeiten beider Versuchsmaterialien um annähernd das gleiche Maß gesteigert werden. Beim älteren Material stieg die Härte um 63,5 HV und beim jüngeren um 65,1 HV. Der geringe Unterschied zwischen beiden Werten zeigt, dass das Alter des Materials keinen Einfluss auf den Mechanismus der Ausscheidungshärtung hat.

Der geringe Unterschied zwischen den Härtewerten im lösungsgeglühten und im ausgehärteten Zustand kann wahrscheinlich auf den höheren Anteil an Primärphasen im älteren Material zurückgeführt werden. Durch die Bildung dieser Phasen sinkt der Anteil der in der Aluminiummatrix gelösten Fremdatome, wodurch der festigkeitssteigernde Effekt durch Mischkristallverfestigung im älteren Material geringer ausfällt. Dieser Effekt könnte für die geringeren Härtewerte des älteren Materials sowohl im lösungsgeglühten als auch im ausgehärteten Zustand verantwortlich sein.

5.1.5 Kerbschlagzähigkeit

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche sind in dem in der Abb. 53 dargestellten Diagramm zusammengefasst. Für jede getestete Probe ist dabei die gemessene Kerbschlagarbeit als Funktion der Prüftemperatur aufgetragen. Ergänzend dargestellt sind die Mittelwerte, die für jede Temperatur aus den Ergebnissen der Einzelmessungen ermittelt worden sind.

Bei der niedrigsten Prüftemperatur von $T = -60\ °C$ besitzen die beiden Materialien eine nahezu gleiche Kerbschlagzähigkeit. Die gemessene Kerbschlagarbeit des älteren Materials beträgt bei dieser Temperatur 35 J und liegt ca. 2 J über der des jüngeren Materials. Bei einer Temperatur von $T = 25\ °C$ weisen beide Materialien mit 37 J eine identische Kerbschlagarbeit auf. Im Anschluss daran steigt die Kerbschlagarbeit des jüngeren Materials im Temperaturbereich zwischen 25 und 40 $°C$ auf einen Wert von etwa 50 J an. Beim älteren Material verharrt die Kerbschlagarbeit auch bei 40 $°C$ noch auf dem niedrigen Wert von ca. 37 J. Bei diesem Material kann erst bei einer Temperatur von 100 $°C$ eine höhere Kerbschlagarbeit von etwas mehr als 50 J gemessen werden. Ab dieser Temperatur zeigen beide Materialien eine nahezu konstante Kerbschlagarbeit.

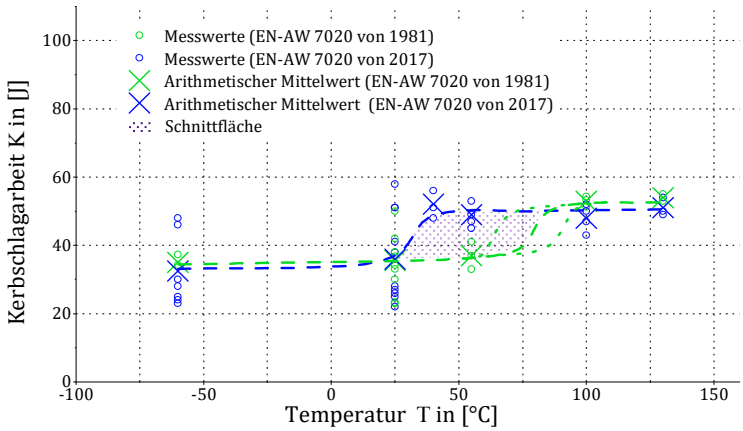
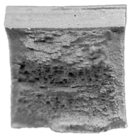
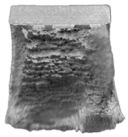
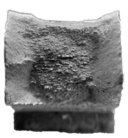


Abb. 53 Kerbschlagzähigkeits-Kurven des 1981 und 2017 produzierten Materials

Ergänzend zu den Messwerten der Abb. 53 zeigt die Tab. 19 repräsentative Bruchflächen einzelner Kerbschlagproben, die bei unterschiedlichen Temperaturen geprüft wurden. Die Aufnahmen eins bis vier sind dabei dem älteren und die Aufnahmen fünf bis acht dem jüngeren Material zu zuordnen.

Aus der Gegenüberstellung der einzelnen Aufnahmen ist zu erkennen, dass alle Bruchflächen gleichermaßen matt und grau erscheinen. Dies deutet auf einen Verformungsbruch hin. Glänzende Bereiche, die auf ein sprödes Bruchverhalten verweisen könnten, sind auf keiner Aufnahme zu erkennen. In Bezug auf die Oberflächenstruktur unterscheiden sich die Aufnahmen nur unwesentlich voneinander. Eine leichte Strukturabweichung deutet sich allenfalls zwischen den Proben der tiefsten und höchsten Prüftemperatur des jeweiligen Materials an. Die Oberflächen der Proben eins und fünf wirken im Vergleich zu den Proben vier und acht gleichmäßiger und weisen geringfügig weniger Furchen und Grate auf. Dieser Eindruck spiegelt sich in den gemessenen Kerbschlagenergien wider.

EN AW-7020 von 1981				EN AW-7020 von 2017			
Proben-Temperatur				*Proben-Temperatur*			
$-60°C$	$25°C$	$55°C$	$130°C$	$-60°C$	$25°C$	$55°C$	$130°C$
							
1	2	3	4	5	6	7	8
							

Tab. 19 Bruchflächen ausgewählter Kerbschlagproben bei verschiedenen Prüftemperaturen

Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse der durchgeführten Versuche nur geringe Unterschiede zwischen dem älteren und jüngeren Material. Da sich die Zunahme der Kerbschlagenergie beim älteren Material erst bei höheren Temperaturen abzeichnet, ergibt sich aus den Verläufen der Kerbschlagarbeit-Kurven eine Schnittfläche (s. Abb. 53). In diesem Bereich besitzt das jüngere Material eine höhere Sicherheit gegen verformungsarme Brüche. Die genaue Lage und Größe dieser Fläche können auf Grundlage der vorhandenen Messwerte nur grob abgeschätzt werden. Für die rechte Begrenzung sind im Diagramm daher drei mögliche Verläufe dargestellt. Weiterführende Versuche vor allem in den Temperatur-Grenzbereichen der Fläche könnten Aufschluss über die tatsächliche Existenz und das Ausmaß dieser Fläche geben.

5.1.6 Rissfortschrittsverhalten

In dem linken Diagramm der Abb. 54 sind die ermittelten Rissfortschrittsraten da/dN aller getesteten Probekörper als Funktion der zyklischen Spannungsintensität ΔK dargestellt. Zur Beschreibung und Auswertung der ermittelten Rissfortschrittskurven ist das Diagramm in zwei Bereiche unterteilt. Die typische Aufteilung erfolgt dabei in Anlehnung an u. a. [61] UND [66]. Die Bereiche werden in der genannten Literatur, wie folgt charakterisiert: Der rechte Bereich (Bereich II) bildet das stabile Risswachstum ab. Bei doppellogarithmischer Auftragung nähern sich die Kurven in diesem Bereich der sogenannten Paris-Geraden [74] an. Die Rissfortschrittsrate nimmt dabei proportional zum zyklischen Spannungsintensitätsfaktor zu. Im linken Bereich (Bereich I) nähern sich die Kurven mit abnehmender Spannungsintensität asymptotisch einem Schwellenwert ΔK_{th}. Bei Spannungsintensitäten unterhalb dieses Wertes erfolgt kein Risswachstum. [66]

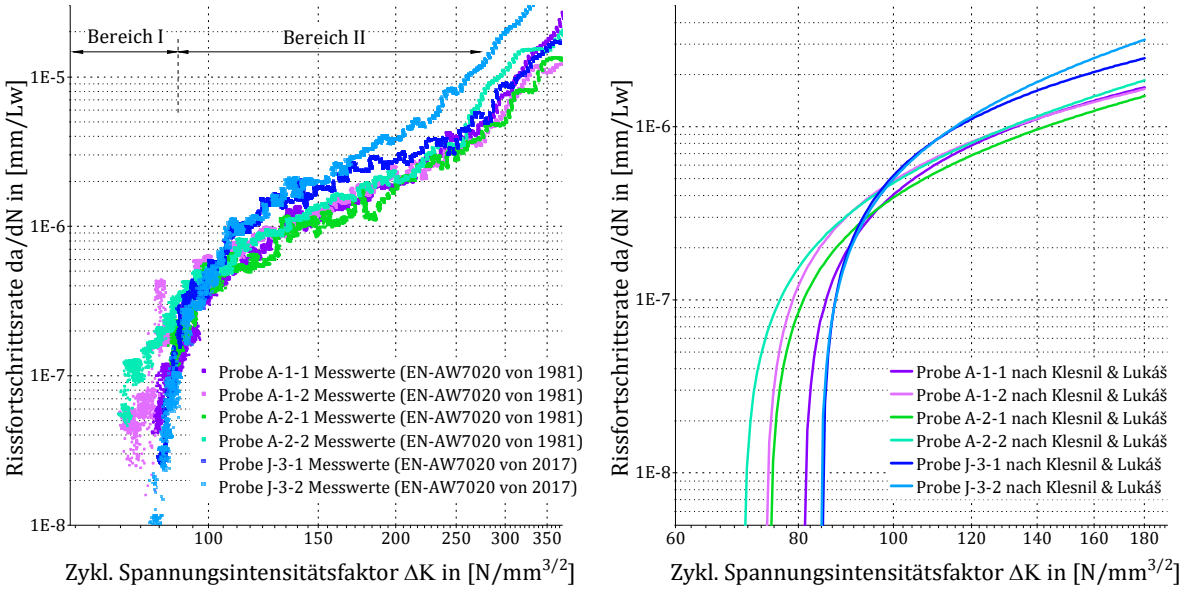


Abb. 54 Experimentell ermittelte Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit des zykl. Spannungsintensitätsfaktors (links) und an die Messwerte angepasste Kurven nach KLESNIL UND LUKÁŠ [75] (rechts)

Aus dem linken Diagramm der Abb. 54 geht hervor, dass die ermittelten Kurven im Wesentlichen den Merkmalen der Bereiche I und II folgen. Sowohl die Annäherung an eine Gerade im Bereich II als auch an einen Schwellenwert im Bereich I ist erkennbar. In Bezug auf die Messwert-Streuung zeigt sich jedoch ein Unterschied zwischen beiden Bereichen. Während im Bereich des stabilen Risswachstums die aufgetragenen Messwerte der jeweiligen Proben in einem schmalen Werte-Band liegen, zeigt sich im Bereich I eine deutliche Streuung der Messwerte der verschiedenen Proben. Die Proben aus dem älteren Versuchsmaterial besitzen im Vergleich zu denen aus dem jüngeren Material eine höhere Streubreite. Damit in diesem Bereich eine Vergleichbarkeit der Rissfortschrittskurven gegeben ist, wird die von KLESNIL UND LUKÁŠ vorgeschlagene Funktion (5.2) [75] an die Messwerte angepasst.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \tag{5.2}$$

Die angepassten Kurven sind im rechten Schaubild der Abb. 54 dargestellt. Die zugehörigen Parameter wie z. B. der Schwellenwert ΔK_{th}, unterhalb dessen kein Risswachstum stattfindet, sowie die Konstante C und der Exponent m können der Tab. 20 entnommen werden.

Probe i	A-1-1	A-1-2	A-2-1	A-2-2	J-3-1	J-3-2
R^2	*0,94*	*0,97*	*0,90*	*0,99*	*0,97*	*0,99*
C	$5{,}43 \cdot 10^{-9}$	$3{,}26 \cdot 10^{-9}$	$1{,}34 \cdot 10^{-9}$	$8{,}28 \cdot 10^{-10}$	$1{,}44 \cdot 10^{-8}$	$1{,}63 \cdot 10^{-9}$
m	0,3161	0,4345	0,7779	1,1597	0,19898	1,1526
ΔK_{th}	80,95	74,00	74,63	70,20	84,43	84,12
$\overline{\Delta K}_{th}$	$\overline{\Delta K}_{th,A-1} = 77{,}48$		$\overline{\Delta K}_{th,A-2} = 72{,}42$			
	$\overline{\Delta K}_{th,A} = 74{,}95$ ← -11 % →				$\overline{\Delta K}_{th,J} = 84{,}27$	

In der Tabelle genannte Schwellenwerte ΔK_{th} *in* $[N/mm^{3/2}]$

Tab. 20 Parameter der an die Messwerte angepassten Kurven nach KLESNIL UND LUKÁŠ

Ein Vergleich der einzelnen Rissfortschrittskurven untereinander zeigt, dass die dem älteren Material zugehörigen Kurven im Bereich des stabilen Risswachstums nah zusammenliegen. Ein Unterschied zwischen den Kurven der Proben aus dem Auflagerbereich und denen aus der Brückenmitte ist nicht zu erkennen. Die Rissfortschrittskurven des jüngeren Materials verlaufen in diesem Bereich in Richtung höheren Spannungsintensitäten leicht auseinander. Im Mittel liegen sie geringfügig oberhalb der Kurven des älteren Materials. Hieraus lässt sich ableiten, dass bei vergleichbarer Spannungsintensität dem jüngeren Material ein etwas größerer Rissfortschritt beizumessen ist.

Im Bereich I verlaufen die Kurven des jüngeren Versuchsmaterials nahezu deckungsgleich, während die Kurven des älteren Materials eine horizontale Verschiebung der Schwellenwerte einzelner Proben erkennen lassen. Entscheidend ist, dass alle dem älteren Material zugehörigen Kurven einen niedrigeren Schwellenwert besitzen als die Proben aus dem jüngeren Material. Auch der in Tab. 20 ersichtliche Unterschied zwischen den Proben aus dem Auflager und denen aus der Brückenmitte liegt noch innerhalb der Schwankungsbreite aller Proben aus dem alten Material. Der gemittelte Schwellenwert beträgt für die Proben des jüngeren Materials $\overline{\Delta K}_{th,J} = 84{,}27\ N/mm^{3/2}$ und für die Proben des älteren Materials $\overline{\Delta K}_{th,A} = 74{,}95\ N/mm^{3/2}$. Aus den Werten ergibt sich eine Abweichung in Höhe von 11 %.

Die verschiedenen Schwellenwerte beider Materialien führen letztendlich zu einer unterschiedlichen Rissfortschrittslebensdauer. Werden rissbehaftete Bauteile einer zyklischen Beanspruchung ausgesetzt, ist das Risswachstum von der Höhe der Beanspruchung abhängig. Aufgrund des geringeren Schwellenwerts wird der Riss in dem Bauteil aus dem älteren Material bereits bei kleinerer Beanspruchung weiterwachsen, wohingegen eine Rissverlängerung im Bauteil aus dem jüngeren Material erst bei größeren Beanspruchungen zu erwarten ist.

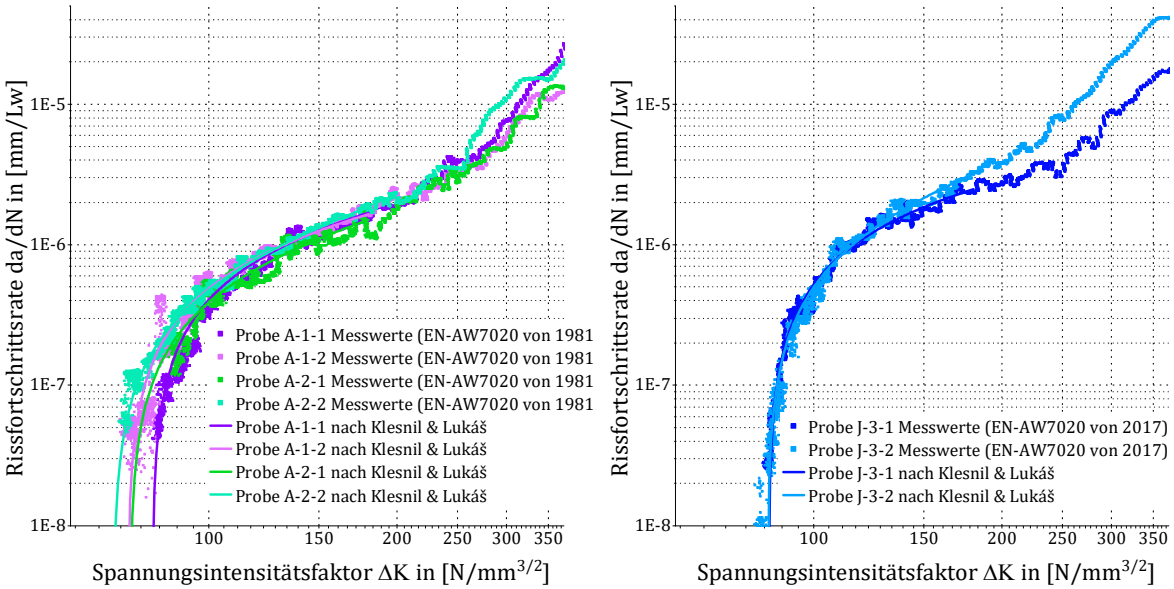


Abb. 55 Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit des zykl. Spannungsintensitätsfaktors und Anpassungskurven des älteren Materials (links) und des jüngeren Materials (rechts)

In den Diagrammen der Abb. 55 sind sowohl die ermittelten Rissfortschrittsraten in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors als auch die Anpassungskurven erneut dargestellt. Messwerte und Kurven des linken Diagramms sind dabei dem älteren und die des rechten Diagramms dem jüngeren Material zuzuordnen. Die Gegenüberstellung beider Diagramme soll nochmals die unterschiedliche Messwert-Streuung der untersuchten Materialien bei geringen Spannungsintensitäten verdeutlichen. Während die Werte der aus dem jüngeren Material bestehenden Proben jeweils in einem sehr schmalen, einheitlichen Streuband liegen, zeigt sich bei den Werten der aus dem älteren Material gefertigten Proben insbesondere im Bereich des Schwellenwertes eine deutliche höhere Streubreite.

5.2 Schweißnaht

In Kapitel 5.1 wurden die Eigenschaften von zwei unterschiedlich alten Versuchsmaterialien experimentell ermittelt und miteinander verglichen. Das ältere Material wurde dabei aus einer 39 Jahre alten Brücke entnommen. Die Entnahmestellen befanden sich in hinreichender Entfernung zu vorhandenen Schweißnähten, sodass eine Wärmebelastung infolge schweißtechnischer Verarbeitung ausgeschlossen werden konnte. Neben der Beurteilung des Langzeitverhaltens wird nun auch der Einfluss durch die schweißtechnische Verarbeitung der Legierung EN AW-7020 untersucht. Hierbei werden Proben von Schweißnähten aus der Brücke entnommen und analysiert.

5.2.1 Experimentelle Untersuchung

Im Folgenden werden zwei Schweißnähte analysiert, die zu verschiedenen Zeitpunkten hergestellt worden sind. Hierzu werden die Anschlusspunkte der Gurtprofile P1 und P2 an die Stegbleche begutachtet (s. Abb. 21, S. 42). Wie in der Vorstellung des Versuchsmaterials detailliert beschrieben, wurde das Profil P2 im Rahmen durchgeführter Brücken-Überholungen zweifach gewechselt. Mit jedem Wechsel wurde das alte Profil vom Stegblech getrennt und ein neues Profil angeschweißt. Anschließend wurde das gesamte Brückenviertel warmausgelagert. Das Gurtprofil P1 wurde in der gesamten Lebenszeit der Brücke nicht gewechselt. Das Alter der Schweißnaht am Anschlusspunkt A1 kann daher auf 39 Jahre festgesetzt werden. Sowohl die Stegbleche als auch das Profi P1 haben ebenfalls ein Alter von etwa 39 Jahren und können somit der Gruppe des älteren Versuchsmaterials zugeordnet werden. Das Alter der Schweißnaht am Anschlusspunkt A2 und des Gurtprofils P2 ist mit Blick auf den zuletzt durchgeführten Austausch auf etwa 22 Jahre anzusetzen.

Zur Analyse der Materialien werden Proben aus beiden Anschlussbereichen entnommen und hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung und Festigkeit untersucht. Die Anschlusspunkte 1 und 2 sind mit dem jeweils zugehörigen Gurtprofil in der Abb. 56 im Querschnitt dargestellt. Innerhalb der Querschnittsabbildungen sind die zu entnehmenden Prüfstücke mit einer Schraffur hervorgehoben. Nach dem Heraustrennen der Proben aus der Brücke werden die zu untersuchenden Seiten nach dem in Kapitel 4.3.2 beschriebenen Präparationsverfahren vorbereitet.

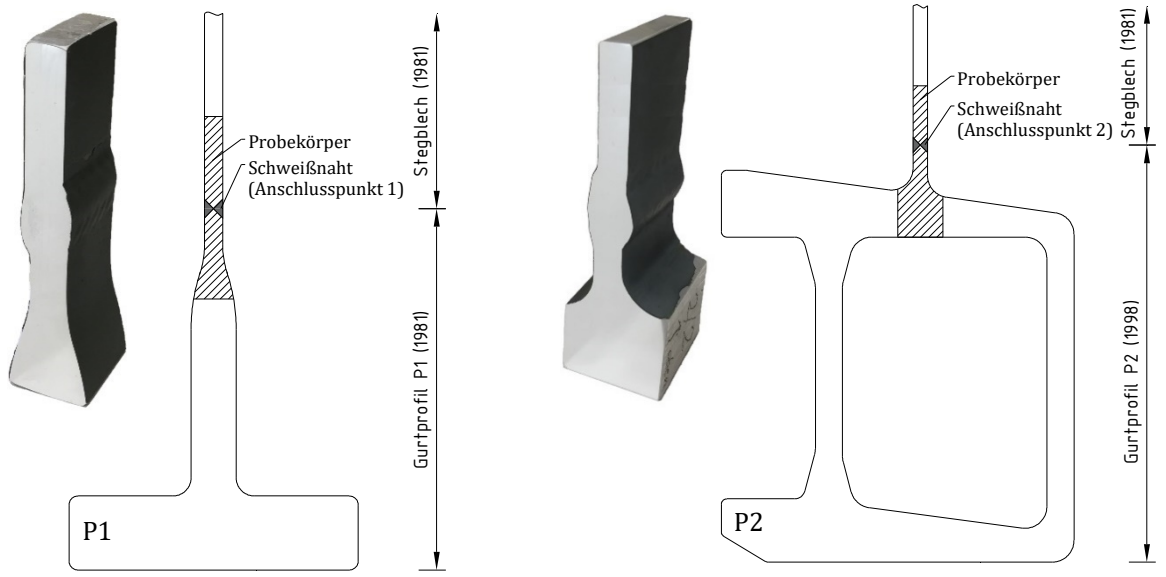


Abb. 56 Anschlusspunkt A1 mit präparierter Probe (links) und Anschlusspunkt A2 mit präparierter Probe (rechts)

Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung erfolgt in den Übergangsbereichen der Schweißnähte zu den Gurtprofilen beider Anschlusspunkte. In der Abb. 57 sind Übersichtsaufnahmen der untersuchten Bereiche dargestellt.

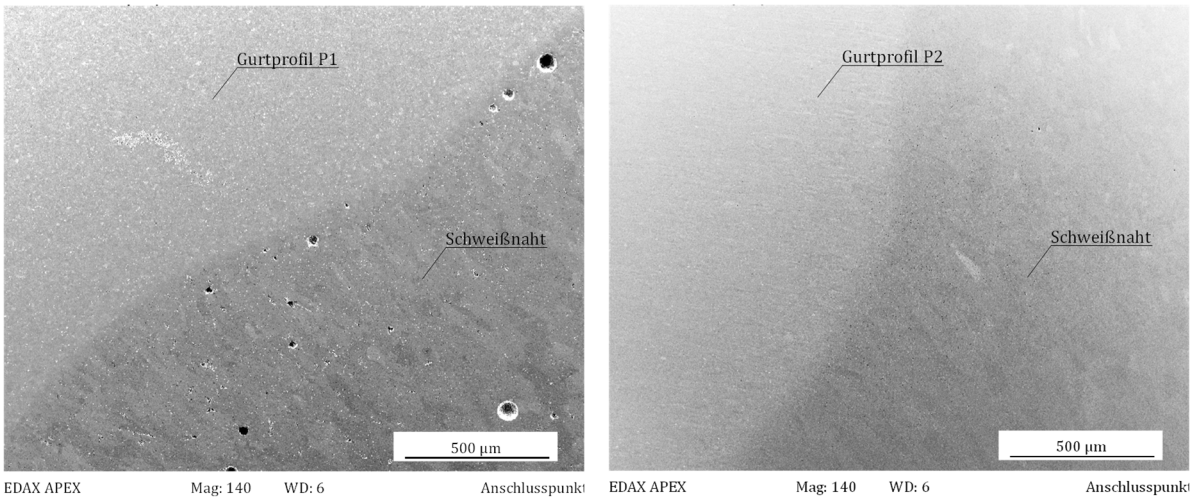


Abb. 57 Elektronenmikroskopische Aufnahmen der Übergangsbereiche von den Schweißnähten zu den Gurtprofilen der Anschlusspunkte A1 (links) und A2 (rechts)

Mit Hilfe der energiedispersiven Röntgenanalyse (EDX) wurden zunächst Spektren sowohl von den Materialien der Gurtprofile als auch der Schweißnähte beider Anschlusspunkte aufgenommen (s. Abb. 58).

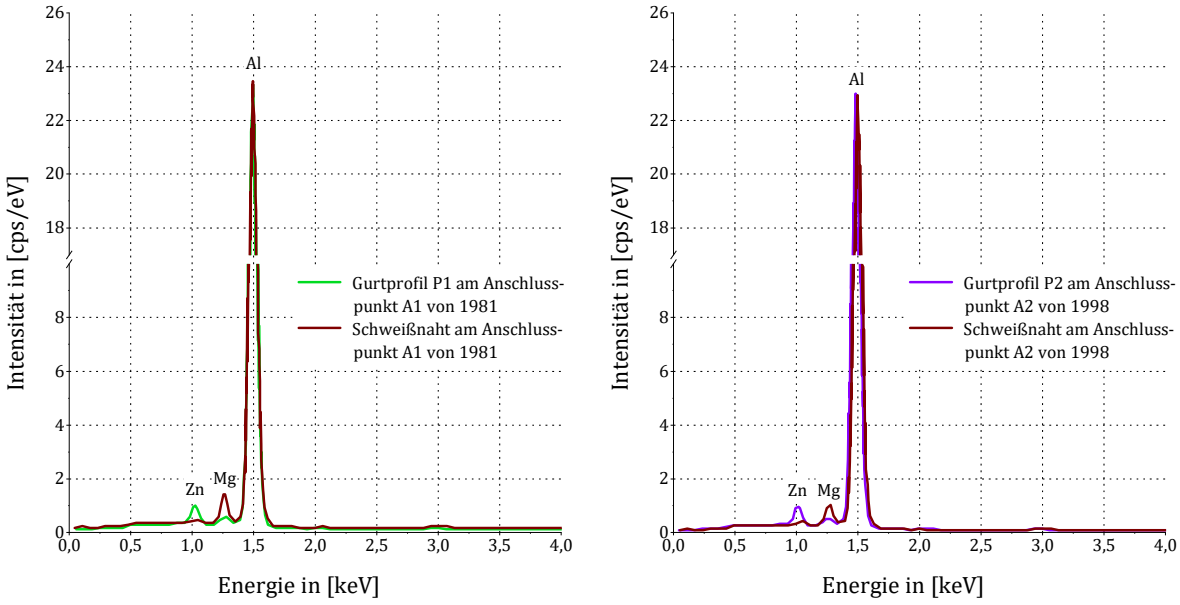


Abb. 58 EDX-Spektren zur Bestimmung der elementaren Zusammensetzung der Gurtprofile und der Schweißnähte am Anschlusspunkte A1 (links) und A2 (rechts)

In den Spektren zeigen sich deutliche Unterschiede bei den Elementen Zink und Magnesium. Der Anteil an Zink ist in den Schweißnähten gegenüber den Gurtprofilen deutlich reduziert, während der Anteil an Magnesium höher ist. Um den Unterschied zwischen den Anteilen an Zink und Magnesium in den Übergangsbereichen der Schweißnähte genauer abzubilden, wurden die Elementanteile an Messpunkten entlang zuvor definierter Linien bestimmt. An beiden Anschlusspunkten wurde hierzu jeweils eine Linie ausgehend vom Gurtprofil über den Bereich des Nahtübergangs bis in die Schweißnaht definiert. Durch lineare Interpolation der ermittelten Massenanteile konnten Kurven gebildet werden, die die Elementverteilung entlang dieser Linien aufzeigen. Sowohl die Messlinien als auch die Kurven sind für beide Anschlusspunkte in den Diagrammen der Abb. 59 dargestellt.

Die Kurvenverläufe geben den bereits aus den Spektren abgeleiteten Unterschied der Zusammensetzungen zwischen Gurtprofil und Schweißnaht wieder. An beiden Anschlusspunkten ist ausgehend vom Gurtprofil am Übergang zur Schweißnaht ein Abfall des Massenanteils an Zink von $4-5$ *Gew.*$-\%$ im Grundmaterial auf etwa 2 *Gew.*$-\%$ in der Schweißnaht zu erkennen. Eine Zunahme ist hingegen bei Magnesium ersichtlich. Am Anschlusspunkt A1 steigt der Anteil auf circa 4 *Gew.*$-\%$, während am Anschlusspunkt A2 der Anteil auf etwa 3,5 *Gew.*$-\%$ wächst.

Auf Grundlage der Analyseergebnisse sind hinsichtlich der Elementverteilung die Anschlusspunkte A1 und A2 qualitativ vergleichbar. Der Anteil an Magnesium in der Schweißnaht ist am Anschlusspunkt A1 geringfügig höher als am Anschlusspunkt A2. Der verwendete Schweißzusatz besteht an beiden Anschlusspunkten aus einer naturharten Aluminium-Magnesium-Legierung.

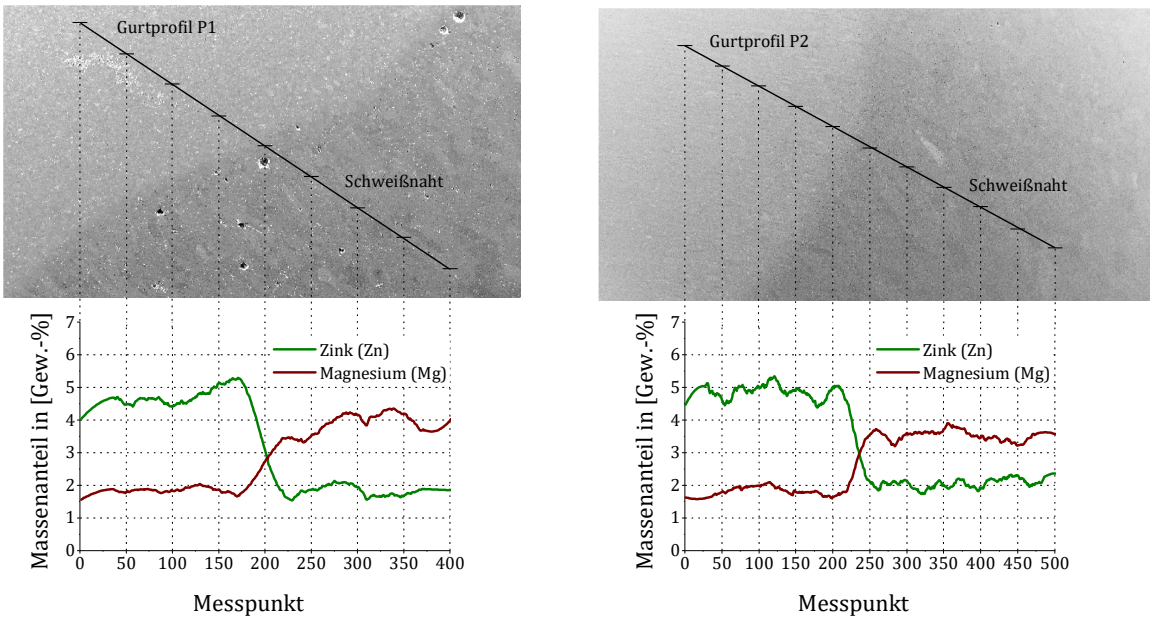


Abb. 59 Massenanteile an Zink und Magnesium entlang definierter Messlinien am Anschlusspunkt A1 (links) und A2 (rechts)

Die Bestimmung der Härte-Werte stellvertretend für die Festigkeit erfolgt mit einem automatisierten Mikrohärte-Messgerät vom Typ Fischerscope HM2000 der Firma Helmut Fischer GmbH. Mit diesem Messgerät werden in einem Abstand von 0,2 *mm* Härteeindrücke entlang einer über die Schweißnähte verlaufenden Linie gesetzt. Bei jedem Messpunkt wird der Prüfkörper - in Form einer vierseitigen Pyramide - weggeregelt in die Proben gedrückt. Bei diesem Messgerät wird aus dem Verhältnis der zum Eindrücken benötigten Kraft zu der aus der Eindringtiefe ermittelten Kontaktfläche, ohne die Diagonalen des Eindrucks zu vermessen, ein Ersatzwert für die Vickershärte ermittelt. Die Härte-Prüflinien beider Anschlusspunkte sind in den Querschnittsdarstellungen der Abb. 60 mit je einer blauen Punkt-Linie hervorgehoben.

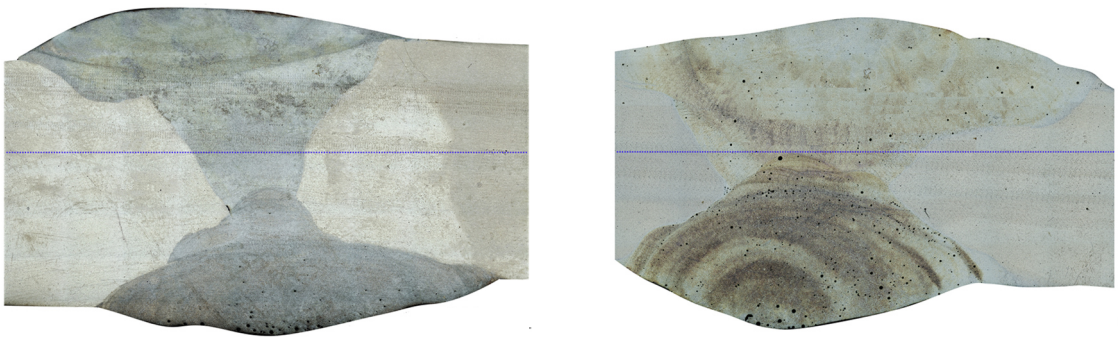


Abb. 60 Schweißnähte im Querschnitt mit Härte-Prüflinien am Anschlusspunkt A1 (links) und A2 (rechts); Ätzung: NaOH-5%ig

Die Härteverläufe beider Anschlusspunkte sind in den Abb. 61 und 62 dargestellt. Ausgehend von Schweißnahtmitte ist auf der Abszisse der Abstand zur Fügestelle und auf der Ordinate die Härte

aufgetragen. In beiden Diagrammen sind die infolge des Schweißvorgangs thermisch belasteten Zonen (vgl. Kapitel 2.3.3) einzelnen Abschnitten der Härtekurven zugeordnet. Den Zonen zugehörige Härte-Werte sind ergänzend hervorgehoben.

Aus dem Diagramm des Anschlusspunkts A1 geht hervor, dass sowohl in der Nieder- als auch in der Hochtemperaturzone des Gurtprofils und des Stegblechs sowie im Grundmaterial vergleichbare Härtewerte ermittelt wurden. Eine Abweichung lässt sich hingegen nur bei den Ausdehnungen der Niedertemperaturzonen erkennen. Während im Stegblech die Ausdehnung etwa 10 mm beträgt, ist diese im Gurtprofil - infolge des flacheren Anstiegs der Härtewerte in Richtung des unbeeinflussten Grundmaterials - circa 20 mm breit.

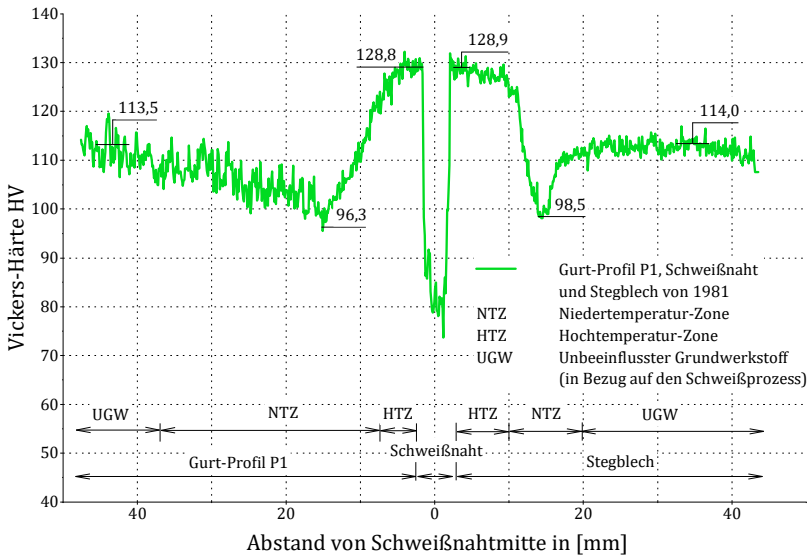


Abb. 61 Härteverlauf am Anschlusspunkt A1

Im Vergleich zum Anschlusspunkt A1 sind am Anschlusspunkt A2 deutliche Unterschiede zwischen den Härtewerten des Stegblechs und des Gurtprofils erkennbar. In der Niedertemperaturzone und im Bereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffs liegen am Gurtprofil höhere Härte-Werte vor. Zwischen den Werten der Hochtemperaturzonen ist nur eine geringe Abweichung um etwa 3 % zu verzeichnen.

Die Differenz zwischen den Härtewerten des unbeeinflussten Grundmaterials lässt sich (mit Verweis auf Kapitel 5.1.4) auf die mehrfach durchgeführte Warmauslagerung und die damit einhergehende Überalterung des Stegblech-Materials zurückführen. Der stärker ausgeprägte Festigkeitsabfall in der Niedertemperaturzone des Stegblechs kann hingegen direkt mit den Schweißarbeiten im Rahmen der Profil-Wechsel in Zusammenhang gebracht werden. Durch Temperaturen bis knapp unterhalb der Solvustemperatur ($\sim 440\,°C$) wurde das Material in diesem Bereich gleich dreimal einer hohen thermischen Belastung ausgesetzt. Infolgedessen es zu einer starken Vergröberung der festigkeitssteigernden Sekundär-Ausscheidungen gekommen ist. Im rechts abgebildeten Diagramm der Abb. 62 sind nochmals die Härteverläufe beider Anschlusspunkte abschnittsweise gegenübergestellt. Der gezeigte Bereich ist den Richtung Stegblech orientierten Zonen zu zuordnen. Die akkumulierte Überalterung infolge wiederholter Schweißarbeiten äußert sich in der Gegenüberstellung durch verschiedene Härteminima in der

Niedertemperaturzone. Der Unterschied beträgt 8,8 HV. Die Gegenüberstellung zeigt weiterhin, dass die untersuchten Schweißnähte unterschiedliche Härtewerte und damit auch unterschiedliche Festigkeiten aufweisen. Für die 39 Jahre alte Schweißnaht am Anschlusspunkt 1 ergibt sich ein Wert von 80 HV und für die 22 Jahre alte Schweißnaht am Anschlusspunkt 2 ein Wert von 73 HV. Die leicht erhöhte Härte der älteren Schweißnaht könnte durch den erhöhten Magnesiumanteil im Schweißgut hervorgerufen worden sein.

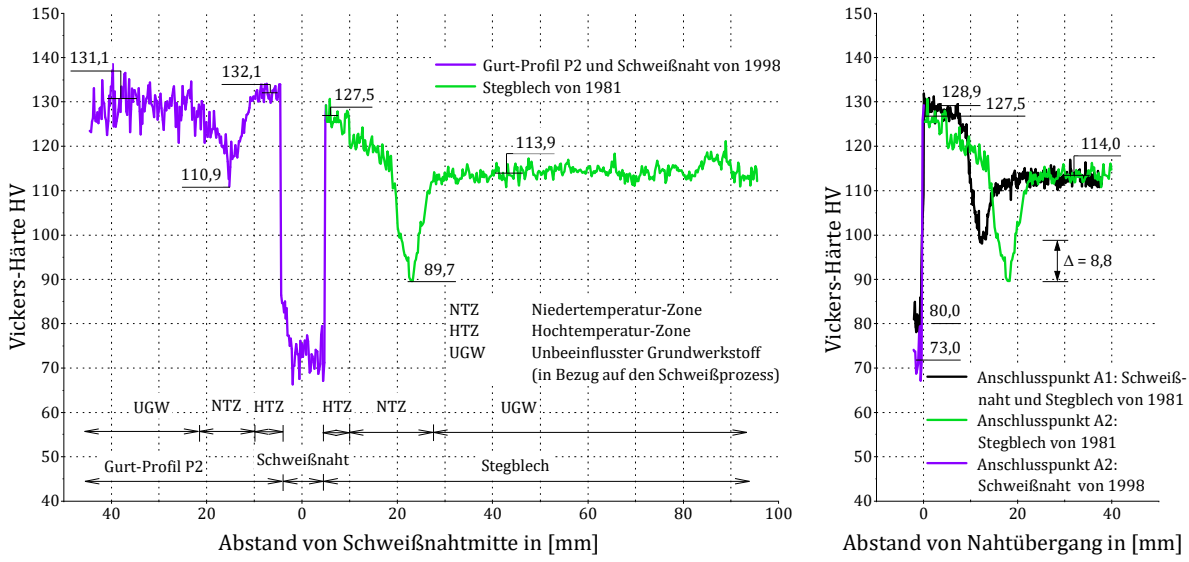


Abb. 62 Härteverlauf am Anschlusspunkt A2 (links) und Gegenüberstellung der Härteverläufe im Bereich der Stegbleche beider Anschlusspunkte (rechts)

Mit der Untersuchung der Grundmaterials hatte sich herausgestellt, dass im älteren Material größere Primärausscheidungen mit höherem Volumenanteil vorhanden sind. Der Vergleich beruht auf einen Altersunterschied von circa 36 $Jahren$. Da das Gurtprofil P2 in etwa halb so alt ist wie das ältere Versuchsmaterial werden ergänzend zu den bereits durchgeführten Analysen auch die Ausscheidungen des Gurtprofil-Materials analysiert. Das Ergebnis der Analyse soll Aufschluss über einen möglichen Bezug zwischen der Ausscheidungsgröße und dem Alter geben.

Die quantitative Untersuchung der Ausscheidungen im Gurtprofil P2 erfolgt in Anlehnung an die bereits durchgeführten Analysen des älteren und jüngeren Versuchsmaterials (vgl. Kapitel 4.3.2). Aufgenommen und ausgewertet werden dabei insgesamt 7 Bilder vom Querschliff des 22 $Jahren$ alten Materials. Die linken Teilabbildungen der Abb. 63 zeigen exemplarisch die erste der jeweils sieben Aufnahmen. Ihr gegenübergestellt ist das Ergebnis der optischen Auswertung. Grün markiert sind alle Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind.

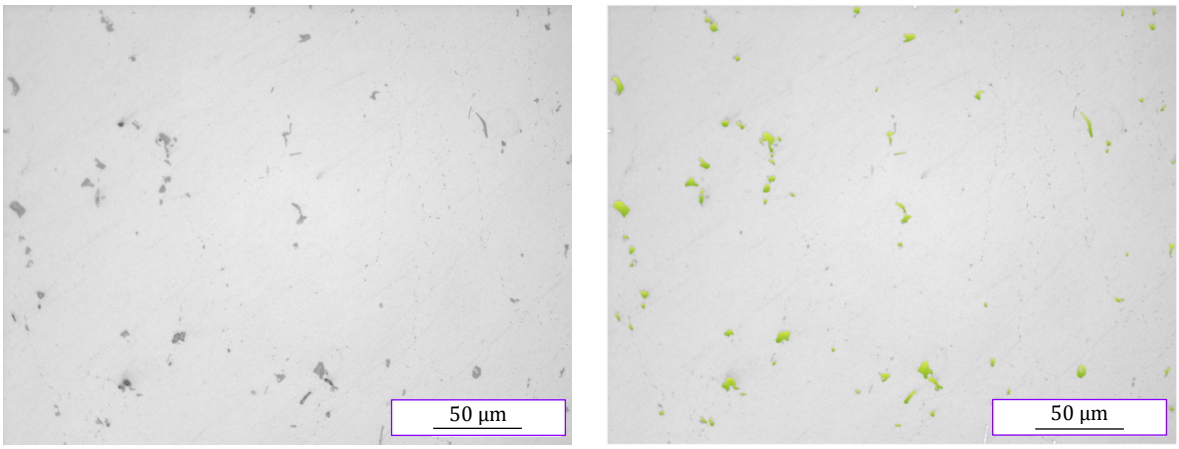


Abb. 63 Lichtmikroskopische Aufnahme P2-Q-1 vom Querschliff des 22 Jahre alten Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 µm² sind (rechts)

Die aus der optischen Analyse der einzelnen Aufnahmen abgeleiteten Kennwerte des 22 *Jahre* alten Materials können der Tab. 21 entnommen werden. Da die ausgewertete Referenzfläche mit denen des älteren und jüngeren Versuchsmaterials hinreichend übereinstimmt, ist ein direkter Vergleich der Kennwerte aller drei verschieden alten Materialien möglich. Die Abweichung zwischen den Referenzflächen ist kleiner als 0,1 %.

Schlifflage	n_T	$\overline{A_T}$	$\overline{A_{T,10\%}}$	$\overline{A_{T,1\%}}$	$A_{T,\Sigma}$	ω_T
Querschliff P2-Q-1 bis P2-Q-7	509	5,37 *± 5,62*	18,96 *± 6,95*	36,34 *± 6,64*	2735,3	0,68

n_T	Anzahl der erfassten Teilchen in [-]	$A_{T,\Sigma}$	Teilchenflächen aufsummiert in [µm²]
$\overline{A_T}$	Durchschnittliche Größe der erfassten Teilchen in [µm²]	ω_T	Flächenanteil bezogen auf die ausgewertete Fläche von 399.327 µm² in [%]
$\overline{A_{T,10\%}}$	Durchschnittliche Größe der 10 % größten Teilchen in [µm²]		
$\overline{A_{T,1\%}}$	Durchschnittliche Größe der 1 % größten Teilchen in [µm²]		

Tab. 21 Ermittelte Kennwerte aus den Aufnahmen P2-Q-1 bis P2-Q-7 vom Querschliff der in 1998 produzierten Aluminiumlegierung

Im Balkendiagramm der Abb. 64 sind aus der Strukturanalyse abgeleitete Flächen-Werte der 1981, 1998 und 2017 produzierten Materialien gegenübergestellt. Neben den durchschnittlichen Flächen aller Teilchen (Vergleichsgruppe 1) werden auch die durchschnittlichen Flächen der Gruppe der 10 % und der 1 % größten Ausscheidungen (Vergleichsgruppen 2 und 3) zum Vergleich herangezogen.

Das Diagramm zeigt, dass vor allem in den Vergleichsgruppen 2 und 3 mit den größeren Ausscheidungen die durchschnittlichen Flächen der Teilchen des 22 Jahre alten Materials zwischen denen des 1981 und 2017 produzierten Materials liegen. Die Flächenwerte in der Vergleichsgruppe 1, in der alle detektierten Teilchen berücksichtigt werden, zeigen praktisch keinen Unterschied zwischen dem 1998 und 1981 produzierten Material. Die durchschnittlichen Flächenwerte beider Materialien sind in etwa doppelt so groß, wie die des jüngeren

Versuchsmaterials aus dem Jahr 2017. Hier zeigt sich ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Reinheit des Materials und dem Herstellungsjahr. Offensichtlich hat im Zeitraum von 1981 über 1998 bis 2017 der Anteil der Primärphasen bildenden Elemente in der Legierung EN AW-7020 kontinuierlich abgenommen.

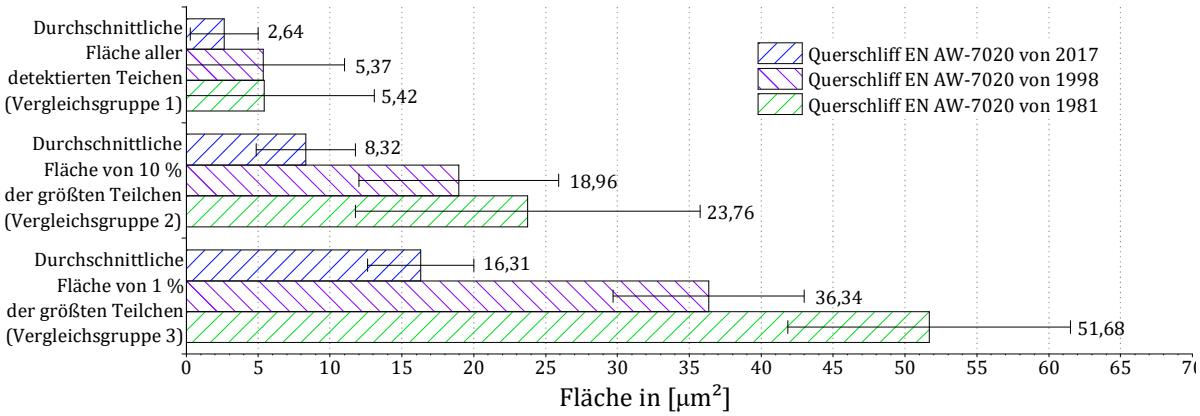


Abb. 64 Gegenüberstellung ermittelter Flächen-Werte von Ausscheidungen in der Mikrostruktur der in 1981, 1998 und 2017 produzierten Aluminiumlegierungen

5.2.2 Zusammenfassung der Schweißnahtuntersuchung

In Kapitel 5.2.1 wurden zwei unterschiedlich alte Schweißnähte und die Materialien der angrenzenden Bauteile untersucht. Durch Härtemessungen konnte der Einfluss der durchgeführten Brücken-Überholungen und damit verbundene Maßnahmen auf die Festigkeit der Materialien im Bereich der Anschlusspunkte bestimmt werden. Hierbei hat sich gezeigt, dass die wiederholten Schweißarbeiten am Anschlusspunkt A2 zu einer deutlichen Überalterung des Stegblech-Materials in der Niedertemperaturzone geführt haben. Darüber hinaus führten die nach den Schweißarbeiten durchgeführten Warmauslagerungen auch zu einer Überalterung der älteren Materialien im Bereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffs. Hierzu zählen die Stegbleche beider Anschlusspunkte und das Gurtprofil P1. Härtemessungen im Rahmen der Untersuchung des Grundmaterials in verschiedenen Zuständen hatten bereits zu einem vergleichbaren Ergebnis geführt (s. Kap. 5.1.4).

Weiterhin konnten aus den ermittelten Härteverläufen beider Anschlusspunkte die Festigkeiten beider Schweißnähte abgeleitet werden. Ein Vergleich der Werte macht deutlich, dass die Festigkeit der 39 Jahre alten Schweißnaht geringfügig höher ist als die der jüngeren Schweißnaht. Ein größerer Anteil an Magnesium im Schweißgut der älteren Naht könnte zur höheren Festigkeit beigetragen haben. Die Analyse der chemischen Bestandteile in der Schmelzzone hat zu dem Ergebnis geführt, dass nicht nur beide Schweißnähte mit identischem Schweißzusatz auf Basis einer naturharten Aluminium-Magnesium-Legierung hergestellt wurden, sondern auch, dass der Anteil an Magnesium in der älteren Naht leicht erhöht ist.

Ergänzend zu den Untersuchungen hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung und Festigkeit wurden die Primärausscheidungen des Gurtprofils P2 analysiert. Die Auswertung ergab, dass die durchschnittlichen Flächenwerte der Vergleichsgruppen mit den größeren Ausscheidungen zwischen den Werten des älteren und jüngeren Versuchsmaterials liegen.

6 Diskussion

Zur Charakterisierung des Langzeitverhaltens wurden stellvertretend für die Gruppe der aushärtbaren Aluminiumlegierungen Eigenschaften von zwei unterschiedlich alten Versuchsmaterialien experimentell ermittelt und miteinander verglichen. Beide Materialien bestanden aus der Legierung EN AW-7020. Das jüngere Material wurde aus einem unmittelbar aus der Produktion stammenden Strangpressprofil entnommen und das ältere Material ließ sich aus einer alten Brücke gewinnen. Sowohl das Strangpressprofil als auch die zum Bau der Brücke genutzten Halbzeuge konnten dem gleichen Hersteller zugeordnet werden. Der Altersunterschied beider Materialien betrug 36 Jahre.

Mit Beginn der Untersuchung erfolgte die Bestimmung chemischer Bestandteile und eine Gegenüberstellung der Zusammensetzung beider Versuchsmaterialien. Es zeigte sich, dass im älteren Versuchsmaterial die Anteile an Eisen und Silizium höher sind als im jüngeren Material. Sowohl Eisen als auch Silizium sind Begleitelemente aus dem Herstellungsprozess von Aluminium, wobei insbesondere Eisen als Verunreinigung gilt. Aufgrund der geringen Löslichkeit im festen Zustand bildet Eisen mit Aluminium und Silizium intermetallische Verbindungen, die aus dem flüssigen Zustand primär ausgeschieden werden. Gefügeanalysen konnten diese sog. Primärausscheidungen in beiden Versuchsmaterialien abbilden. Ein Vergleich zeigte, dass im älteren Versuchsmaterial größere Primärausscheidungen mit höherem Volumenanteil vorhanden sind, was auf den erhöhten Eisenanteil zurückzuführen ist. Ein deutlicher Unterschied war vor allem in der Vergleichsgruppe mit den 1 % der größten Primärausscheidungen zu erkennen. Im Durchschnitt sind im älteren Material die Ausscheidungen in dieser Gruppe um das 4,5-fache größer als im jüngeren Material. Zur Beurteilung der Abhängigkeit zwischen der Primärausscheidungsgröße und dem Materialalter wurde neben den beiden Versuchsmaterialien ergänzend das Gefüge eines 22 Jahre alten Materials analysiert. Die morphologische Auswertung der Primärausscheidungen in diesem Material hat ergeben, dass ihre Größe zwischen den der beiden Versuchsmaterialien liegt. Basierend auf diesen Ergebnissen ist somit ein Zusammenhang zwischen der Reinheit des Materials (also dem Eisengehalt) und dem Herstellungsjahr zu erkennen. Es wurde offensichtlich, dass im Zeitraum von 1981 bis 2017 der Anteil der Primärphasen bildenden Elemente in der Legierung EN AW-7020 kontinuierlich abnahm. Ein Wachstum von Primärausscheidungen im Zeitraum des Einsatzes der Legierung konnte ausgeschlossen werden. Untersuchungen dahingehend haben gezeigt, dass sowohl natürliche Umwelteinflüsse als auch technische Warmauslagerungen keinen Einfluss auf die Größe dieser Ausscheidungen nehmen.

Weiterführende Untersuchungen zeigten, dass neben den Primärausscheidungen auch die mechanischen Eigenschaften zwischen beiden Versuchsmaterialien Unterschiede aufweisen. Von technischem Interesse rücken dabei vor allem Unterschiede in der Zug- und Ermüdungsfestigkeit sowie in der Verformbarkeit in den Blick. Sowohl bei der Festigkeit als auch bei der Verformbarkeit wies das ältere Material niedrigere Werte auf. Bei der Streckgrenze beträgt der Unterschied zum jüngeren Material 3 % und bei der Zugfestigkeit 6 %. Weit größere Unterschiede zeigten sich in der Verformbarkeit beider Materialien. Beim älteren Material ist die Gleichmaßdehnung um 25 % und die Bruchdehnung um 19 % niedriger. Ein Vergleich der aus den Zugversuchen abgeleiteten Spannungs-Dehnungs-Kurven ließ darüber hinaus erkennen, dass die Kurven des älteren Materials - vor allem bei großer plastischer Verformung - in einem weit

größeren Streuband verlaufen als die des jüngeren Materials. Die gemessenen Bruchdehnungen der Proben aus dem älteren Material wiesen infolgedessen auch eine größere Streuung auf. Es sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass das ältere Material zwar eine geringere Festigkeit und Verformbarkeit aufweist, jedoch die aktuell gültigen Grenzwerte der Norm [54] erfüllt werden.

Durch Härtemessungen in verschiedenen Materialzuständen konnten die Festigkeitsunterschiede auf Warmauslagerungen im Rahmen von Brücken-Überholungen zurückgeführt werden. Wiederholte Warmauslagerungen führten dabei zu einer Überalterung des älteren Materials. Die deutlich geringere Verformbarkeit konnte hingegen nicht ursächlich mit den wiederholten Warmauslagerungen in Verbindung gebracht werden. Zwar korreliert die Bruchdehnung mit der Auslagerungsdauer, jedoch erreicht sie nach $8\,h$ bei $150\,°C$ einen Wert, der sich bei weiterer thermischer Einwirkung nur noch geringfügig verändert (vgl. Abb. 20). Es ist daher anzunehmen, dass nicht die wiederholten Auslagerungen, sondern vielmehr die im Gefüge vorhandenen Primärausscheidungen maßgeblich zur reduzierten Verformbarkeit des älteren Materials beitragen.

Weiterführend wurde die Kerbschlagzähigkeit beider Materialien bei Temperaturen zwischen $-60\,°C$ und $130\,°C$ untersucht. Grundsätzlich konnten aus den Ergebnissen nur geringe Unterschiede zwischen dem älteren und jüngeren Material abgeleitet werden. Bei Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur wiesen beide Materialien eine vergleichbare Zähigkeit auf. Oberhalb der Raumtemperatur ergab sich aus den Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven eine Schnittfläche, in der das jüngere Material eine höhere Sicherheit gegen verformungsarme Brüche besitzt. Die genaue Lage und Größe dieser Fläche konnten auf Grundlage der vorhandenen Messwerte nur abgeschätzt werden. Ergänzende Untersuchungen, insbesondere in den Grenzbereichen, sind erforderlich, um die tatsächliche Existenz sowie das Ausmaß der Fläche zu verifizieren.

Darauffolgend fand die Untersuchung des Verhaltens beider Materialien unter zyklischer Beanspruchung statt. Dabei wurden zunächst die stabilisierten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven mit Hilfe des Incremental-Step-Tests ermittelt. Die Gegenüberstellung der Kurven ließ nur eine geringe Abweichung zwischen beiden Materialien erkennen. Ein Vergleich der zyklischen mit den aus den Zugversuchen abgeleiteten zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigte, dass zwar beide Materialien eine zyklische Verfestigung zeigen, jedoch das Maß der Verfestigung verschieden ist. Bezogen auf einen Dehnungswert von $\varepsilon = 1{,}0\,\%$ stieg die Spannung unter wechselnder Beanspruchung des älteren Materials um $\Delta\sigma = 20\ N/mm^2$, während beim jüngeren Material die Spannung nur um $\Delta\sigma = 10\ N/mm^2$ zunahm. Das unterschiedliche Maß an Verfestigung führte letztendlich zu einer Angleichung der Spannungs-Dehnungs-Kurven. Der unter monotoner Beanspruchung vorhandene Abstand zwischen den Kurven verringerte sich unter wechselnder Beanspruchung. Aus welchem Grund das ältere Material ein höheres Maß an Verfestigung besitzt, kann anhand vorliegender Untersuchungsergebnisse nicht abschließend geklärt werden. Durch wechselnde Beanspruchung könnten sowohl die großen Primär- als auch die überalterten Sekundärausscheidungen fragmentiert worden sein. Daraus entstandene Fragmente könnten zu einer Behinderung der Versetzungsbewegungen geführt haben.

Neben den zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven lieferten die Incremental-Step-Tests auch einen Hinweis auf die Ermüdungsfestigkeit beider Materialien. Da alle Tests bis zum Versagen der Proben ausgeführt wurden, konnte aus den Messwerten die Anzahl der aufgenommenen Belastungsblöcke bis zum Restbruch für jede Probe ermittelt werden. Ein Vergleich zeigte, dass

die Lebensdauern der aus dem älteren Material gefertigten Proben niedriger waren. Da eine Vorschädigung des Materials durch zyklische Beanspruchungen nahezu ausgeschlossen werden kann, könnten die bereits vorgestellten Unterschiede zwischen beiden Materialien die unterschiedlichen Lebensdauern erklären. Hier könnten die deutlich größeren Primärphasen in der älteren Legierung für eine frühere Rissbildung und damit eine Verkürzung der Lebensdauer verantwortlich sein.

Im Bereich der Bruchmechanik ließ ein Vergleich der Rissfortschrittskurven beider Materialien erkennen, dass das ältere Material einen um 11 % niedrigeren Schwellenwert besitzt, was letztendlich zu einer deutlich kürzeren Rissfortschrittslebensdauer führt. Bei einem rissgeschädigten Bauteil aus dem älteren Material setzt demnach das Risswachstum unter vergleichsweise geringen Beanspruchungen ein, wo hingegen eine Rissverlängerung im Bauteil aus dem jüngeren Material erst bei höheren Beanspruchungen zu erwarten ist. In Übereinstimmung mit den Zugversuchen zeigte auch hier die Auswertung der Messwerte - insbesondere im Bereich des Schwellenwerts - eine deutlich höhere Streuung der ermittelten Werte beim älteren Material. Die unterschiedliche Streuung der Werte ist dabei auf die Größe und Verteilung der Ausscheidungen im Gefüge zurückzuführen. Die Gegenüberstellung der Strukturaufnahmen in Abb**.** 45 wies dahingehend einen deutlichen Unterschied zwischen beiden Materialien auf. Im jüngeren Material bewirken die homogen verteilten Ausscheidungen ein gleichmäßiges Risswachstum. Im älteren Material hingegen führen die ungleichmäßige Verteilung und darüber hinaus die höhere Streuung in der Teilchengröße zu einem unregelmäßigeren Rissfortschritt. Die Streuung der ermittelten Schwellenwerte kann ebenfalls auf die im Gefüge vorhandenen Ausscheidungen zurückgeführt werden. Entscheidend ist dabei, ob der Schwellenwert nahe einem großen oder kleinen Teilchen erreicht wird.

Die Gegenüberstellung der Eigenschaften beider Versuchsmaterialien zeigte deutlich, dass die Primärausscheidungen einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben. Wie groß ihr Einfluss auf die Dauerfestigkeit beider Versuchsmaterialen ist, wird im Folgenden ermittelt.

Der Zusammenhang zwischen Ausscheidungsgröße und zyklischer Langzeitfestigkeit kann mit dem Kitagawa-Takahashi (KT)-Diagramm (Abb. 65) [76] dargestellt werden. Das Diagramm ermöglicht es, die Dauerfestigkeit von Werkstoffen mit Defekten, wie z. B. Poren oder Ausscheidungen in Abhängigkeit der Defektgröße, abzubilden. Daher ist es hervorragend geeignet, um die beiden unterschiedlich alten Versuchsmaterialien hinsichtlich ihrer Dauerfestigkeit in Abhängigkeit der gemessenen Ausscheidungsgrößen zu vergleichen.

In der Ursprungsform des KT-Diagramms wird mit zwei sich schneidenden Geraden eine Fläche definiert, in der die Ermüdungsfestigkeit gegeben ist. Die obere Gerade bzw. Grenze wird dabei durch die ausgeprägte Langzeitfestigkeit $\Delta\sigma_e$ und die rechte Grenze durch den Schwellenwert der Rissausbreitung $\Delta K_{th,LR}$ und die Defektgröße a nach Gl. (6.2) gebildet. Das Diagramm lässt sich in drei Bereiche unterteilen (s. Abb. 65). Die Trennung der Bereiche wird durch die Risslängen $d_1$und d_2 definiert. Der Bereich I umfasst die Phase der mikrostrukturell kurzen Risse. In dieser Phase kommt das Wachstum vorhandener Mikrorisse z. B. an einer Korngrenze zum Stillstand. Zu beachten ist, dass die Ermüdungsfestigkeit in diesem Bereich nicht durch Enstehung von Rissen, sondern durch den Stopp des Risswachstums definiert wird. [77] UND [78] Der Bereich II beschreibt die Phase der mechanisch / physikalisch kurzen Risse und erfasst den Übergang von kurzen zu langen Rissen. Bei Mikrorissen, die nicht zum Stoppen kommen, steigt mit

zunehmender Risslänge der Spannungsintensitätsfaktor ΔK. Zeitgleich kommt es zum Rissschließen, was zu einer Abnahme der effektiven Spannungsintensität ΔK_{eff} führt [79]. Wenn ΔK_{eff} unter den Schwellenwert der Rissausbreitung fällt, kommt es auch in diesem Bereich zum Rissarrest. Der dritte Bereich beschreibt das Risswachstum von langen Rissen ausgehend von technischen Formkerben wie z. B. Schlitze, Absätze oder Bohrungen oder aber auch gebrochenen Primärausscheidungen. Ausgehend von diesen Kerben wächst der Riss zunächst mit hoher Geschwindigkeit. Anschließend verlangsamt er sich durch Spannungsumlagerungen (bzw. einer Abnahme der Spannungen in Wanddickenrichtung) und durch die mit der Risslänge zunehmenden Rissschließeffekte. Fällt der Spannungsintensitätsfaktor für lange Risse $\Delta K_{th,LR}$ unter den Schwellenwert der Rissausbreitung, kann es auch in diesem Bereich noch zum Stillstand des Risswachstums kommen. [80] UND [81]

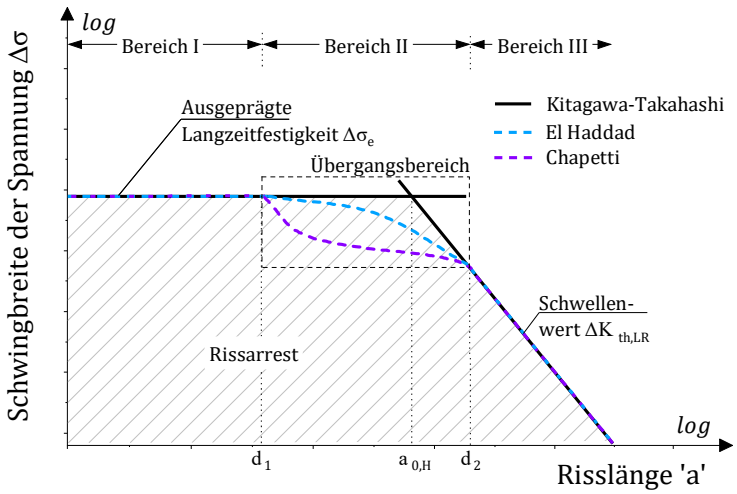


Abb. 65 Kitagawa-Takahashi-Diagramm [76]

Kitagawa-Takahashi [76]:

$$\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_e \qquad (a < a_{0,H}) \qquad (6.1)$$

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th,LR}}{Y\cdot\sqrt{\pi\cdot a}} \qquad (a \geq a_{0,H}) \qquad (6.2)$$

El Haddad [82]:

$$\Delta\sigma_{th}(a_{0,H}) = \frac{\Delta K_{th,LR}}{Y\cdot\sqrt{\pi\cdot(a+a_{0,H})}} \quad \text{mit } a_{0,H} = \frac{1}{\pi}\left(\frac{\Delta K_{th,LR}}{Y\cdot\Delta\sigma_e}\right)^2 \qquad (6.3)$$

Chapetti [83]:

$$\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_e \qquad (a < d_1) \qquad (6.4)$$

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th,eff}+(\Delta K_{th,LR}-\Delta K_{th,eff})\cdot[1-e^{-k(a-d_1)}]}{Y\cdot\sqrt{\pi\cdot a}} \qquad (a \geq d_1) \qquad (6.5)$$

$$\text{mit } k = \frac{1}{4\cdot d_1}\cdot\frac{\Delta K_{th,eff}}{\Delta K_{th,LR}-\Delta K_{th,eff}}$$

Da die Ursprungsform des KT-Diagramms den Übergangsbereich zwischen kurzen und langen Rissen nur vereinfacht abbildet, wurde von EL HADDAD der Bereich durch einen fließenden Übergang vom Schwellenwert der Rissausbreitung langer Risse $\Delta K_{th,lR}$ zur ausgeprägten Langzeitfestigkeit mit der Gl. (6.3) korrigiert [82]. Weiterführende Untersuchungen von CHAPETTI

haben jedoch gezeigt, dass auch diese Korrektur bei vielen Werkstoffen den Übergangsbereich nicht ausreichend genau abbildet [83]. Unzureichend berücksichtigt bleibt, dass sich das Rissschließen erst mit zunehmender Risslänge aufbaut, was bei kurzen Rissen zu einem kleineren Schwellenwert führt [84] UND [85]. CHAPETTI stellte in diesem Zusammenhang eine eigene Korrekturfunktion für den Übergangsbereich vor, die durch die Gl. (6.5) beschrieben wird. Bis vor Kurzem existierte keine ausreichende experimentelle Validierung des KT-Diagramms. Erst jüngste Untersuchungen von KANNA UND BÄR haben gezeigt, dass das Modell von EL HADDAD *„das Ermüdungsverhalten der fehlerbehafteten Werkstoffe am besten vorhersagt“* [86, P. 8]. Diese Einschätzung beruht auf Ermüdungsversuchen an Proben mit unterschiedlichen Kerbgeometrien. Die Größen der mit einem Gravierlaser eingebrachten Kerben bildeten dabei Defekte ab, die im Übergangsbereich des KT-Diagramms liegen.

Zur Evaluierung, inwieweit die unterschiedlichen Ausscheidungsgrößen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit beider Versuchsmaterialien nehmen, werden im Folgenden die KT-Diagramme in ihrer Ursprungsform und ergänzt durch das Modell nach EL HADDAD gebildet. Die Korrektur nach CHAPETTI wird auf Grundlage der jüngsten Erkenntnisse nicht weiter betrachtet.

Die zur Erstellung erforderlichen Eingangsgrößen für das KT-Diagramm sind in der Tab. 22 zusammengefasst.

Material	$\Delta\sigma_e$ $in\ \left[\frac{N}{mm^2}\right]$	$\Delta K_{th,LR}$ $in\ \left[\frac{N}{mm^{3/2}}\right]$	$a_{T,1\%} = \sqrt{\overline{A_{T,1\%}}}$ $in\ [mm]$	Y $in\ [-]$
EN AW-7020 von 1981	222,0	74,95	0,00901	0,85
EN AW-7020 von 2017	235,8	84,27	0,00425	0,85

$\overline{A_{T,1\%}}$ Durchschnittliche Größe der 1 % größten Teilchen (VG 3)

Tab. 22 Eingangsgrößen für die KT-Diagramme beider Versuchsmaterialien

Die Dauerfestigkeiten $\Delta\sigma_e$ wurden dabei anhand der ermittelten Zugfestigkeiten R_m bestimmt. Entsprechend der FKM-RICHTLINIE kann die Dauerfestigkeit näherungsweise mit $\Delta\sigma_e = 0{,}30 \cdot R_m$ abgeschätzt werden [87]. Versuche zur Bestimmung der Dauerfestigkeiten konnten aufgrund zeitlicher Einschränkungen im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden. Weitere Eingangsgrößen, wie die Schwellenwerte der Rissausbreitung $\Delta K_{th,LR}$ und die Ausscheidungsgrößen $\overline{A_{T,1\%}}$ sind direkt den Versuchsergebnissen der Kapitel 5.1.6 und 5.1.2 entnommen. Zu beachten ist, dass für das KT-Diagramm die Vergleichsgruppe 3 der detektierten Teilchen berücksichtigt wird. In dieser Gruppe wurde im Zuge der Auswertung nur 1 % der größten Ausscheidungen betrachtet. Mit Bezug auf die Untersuchungen von REDIK ist davon auszugehen, dass genau diese Gruppe der Ausscheidungen die Lebensdauer der Materialien bestimmt [88]. Die letzte Eingangsgröße ist der Geometriefaktor Y. Dieser Faktor berücksichtigt die Form und Lage des Risses im Bauteil. Neben der Ausscheidungsgröße wurde im Zuge der Gefügeanalyse auch für jede erfasste Ausscheidung der kleinste und größte Feret-Durchmesser $d_{FE,min}$ bzw. $d_{FE,max}$ bestimmt. Unter Zuhilfenahme der von RADAJ [89] vorgestellten Abhängigkeit des Geometriefaktors vom Achsenverhältnis eines Innenrisses (s. Abb. 66) konnte

für die Versuchsmaterialien ein gemittelter Faktor hergeleitet werden (s. Tab. 23). Grundsätzlich ergeben sich aus der Geometrie eines Risses bzw. Defekts zwei Faktoren, weshalb im Diagramm zwei Kurven dargestellt sind. Für die weitere Betrachtung wird der ungünstigste Fall mit $Y = 0{,}85$ angenommen.

Liegen keine Informationen über die Geometrie der Defekte vor, kann auf die empfohlenen Richtwerte für Y von MURAKAMI zurückgegriffen werden. Für Oberflächendefekte wird ein Wert von $Y = 0{,}65$ und für innenliegende Defekte ein Wert von $Y = 0{,}5$ angegeben [90].

Material	Vergleichsgruppe 3		$\frac{d_{FE,min}}{d_{FE,max}}$ bzw. $\frac{a}{c}$	$\overline{\left(\frac{a}{c}\right)}$	Y
	$d_{FE,min}$	$d_{FE,max}$			
EN AW-7020 von 1981	7,69	18,05	0,426	0,45	0,85
EN AW-7020 von 2017	3,79	7,96	0,476		

Feret-Durchmesser in [µm]

Tab. 23 Ermittlung des Geometriefaktors zur Herleitung des KT-Diagramms auf Grundlage geometrischer Größen untersuchter Ausscheidungen

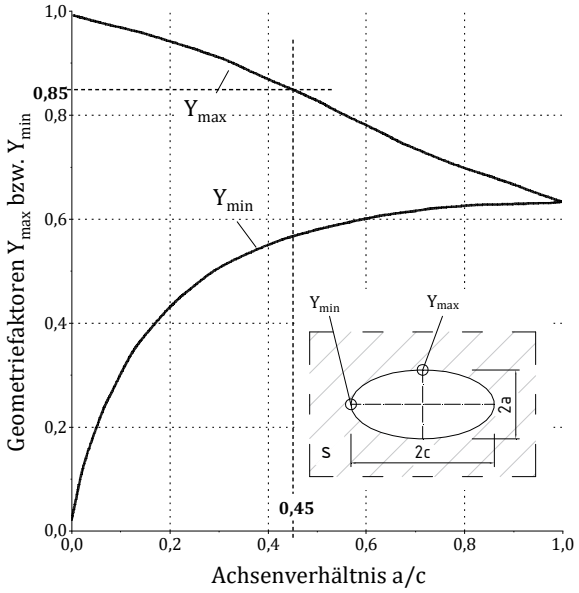


Abb. 66 Geometriefaktoren für den elliptischen Innenriss unter Zugbeanspruchung senkrecht zur Rissebene, Maximal- und Minimalwerte in den Scheitelpunkten [89, P. 345]

Die aus den ermittelten Eingangsgrößen abgeleiteten KT-Diagramme vom älteren und jüngeren Versuchsmaterial sind im linken Schaubild der Abb. 67 dargestellt. Im rechten Schaubild ist der Übergangsbereich vergrößert abgebildet. Ein Vergleich der Diagramme verdeutlicht, dass beim älteren Material sowohl die obere als auch die rechte Grenzlinie zu niedrigeren Werten verschoben ist. Folglich bleibt die Fläche, in der ein Riss zum Stillstand kommt bzw. die

Ermüdungsfestigkeit vorliegt, beim älteren Versuchsmaterial kleiner. Der schraffierte Bereich im rechten Schaubild zeigt das Feld auf, in dem beim älteren Material Risse nicht mehr zum Stillstand kommen, während beim jüngeren Material noch ein Rissarrest zu erwarten ist.

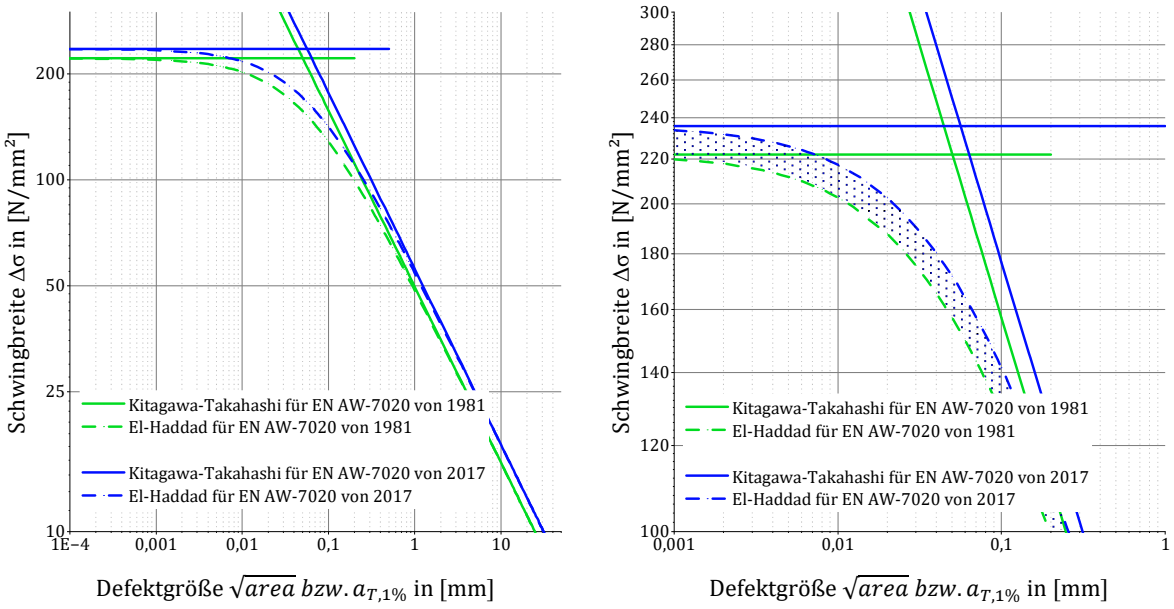


Abb. 67 KT-Diagramm vom alten und jungen Versuchsmaterial (links) und vergrößerte Darstellung des Übergangsbereichs (rechts)

Bei den dargestellten KT-Diagrammen beider Versuchsmaterialien ist zu berücksichtigen, dass den Dauerfestigkeiten als Eingangsgröße die realen Mikrostrukturen der Materialien zugrunde liegen. Damit sind Einflüsse - insbesondere Ausscheidungen - bereits in die Werte der Dauerfestigkeit eingeflossen. Da KT-Diagramme jedoch die Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit von Defektgrößen abbilden, sollte als Eingangsgröße idealerweise die Dauerfestigkeit eines nahezu defektfreien Materials herangezogen werden. Da im Bereich I des KT-Diagramms der Einfluss der Defektgröße auf die Dauerfestigkeit zu vernachlässigen ist, kann näherungsweise als Grenzwert für die Größe der Defekte die Risslänge d_1 betrachtet werden. Für die Versuchsmaterialien kann aus den in der Abb. 67 dargestellten Diagrammen ein Wert von $d_1 \sim 0{,}4\ \mu m$ bzw. $area \sim 0{,}16\ \mu m^2$ abgelesen werden. Die Herstellung eines solchen Materials mit so kleinen Defekten ist, wenn überhaupt, nur mit großem Aufwand realisierbar. Selbst das jüngere Material, welches nach modernsten Industriestandards produziert wurde, besitzt Ausscheidungen, die im Übergangsbereich des KT-Diagramms und somit oberhalb des Grenzwerts liegen. Darüber hinaus stellt sich die Frage, ob Versuchsergebnisse an einem nahezu defektfreien Material ohne Einschränkungen auf Materialien mit Defekten übertragen werden können. Die Bildung von Rissen geht bei technischen Legierungen im Allgemeinen von Defekten - wie etwa spröden Ausscheidungen - aus. Diese zerbrechen und bilden damit Risskeime. In Materialien ohne solche Defekte, würden Risse an weniger klar definierten Stellen entstehen. Kleine Unstetigkeiten an der Oberfläche könnten größeren Einfluss nehmen als die in der Matrix noch vorhandenen Ausscheidungen. Unabhängig von der Fertigung könnten beispielweise durch

Ermüdungsbeanspruchung hervorgerufene Intrusionen oder Extrusionen Ausgangspunkt des Risswachstums werden.

Neben einer experimentellen Dauerfestigkeit ist es auch möglich eine fiktive Dauerfestigkeit unter Berücksichtigung vorhandener Ausscheidungsgrößen zu bestimmen. In Abb. 68 wurden hierzu die Dauerfestigkeiten beider Versuchsmaterialien in Abhängigkeit der Ausscheidungsgrößen $a_{T,1\%}$ punktweise aufgetragen. Anschließend erfolgte die Anpassung der Kurve nach EL HADDAD an die Datenpunkte. Als Schwellenwert der Rissausbreitung wurde der Mittelwert beider Versuchsmaterialien verwendet. Die Parameter der angepassten Kurve sind in Tab. 24 zusammengefasst. Mit Hilfe der Anpassung konnte für beide Versuchsmaterialien eine fiktive Dauerfestigkeit von $\Delta\sigma_e = 245\ N/mm^2$ ermittelt werden. Diesen Wert würden beide Materialien aufweisen, wenn in ihrem Gefüge keine auf die Ermüdung einflussnehmenden Defekte bzw. Ausscheidungen vorhanden wären. Darüber hinaus lässt sich mithilfe des Diagramms in der Abb. 68 der Grenzwert der Dauerfestigkeit der Legierung EN AW-7020 bestimmen - unabhängig von der Reinheit des Materials und damit der Größe der Primärausscheidungen.

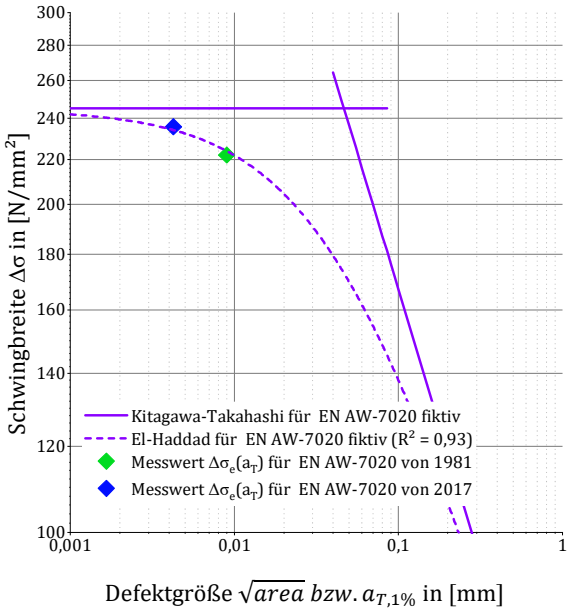


Abb. 68 KT-Diagramm mit Messwerten $\Delta\sigma_e(a_T)$ der Versuchsmaterialien sowie dem EL-HADDAD und KITAGAWA-TAKAHASHI Modell des fiktiven Materials

Material	$\Delta\sigma_e$ $in\ \left[\frac{N}{mm^2}\right]$	$\Delta K_{th,LR}$ $in\ \left[\frac{N}{mm^{3/2}}\right]$	Y $in\ [-]$
fiktiv	245	79,61	0,85

Tab. 24 Parameter für das EL HADDAD Modell des fiktiven Materials

Eine weitere Möglichkeit zur Abschätzung der Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von Defektgrößen wurde von MURAKAMI [91] vorgestellt. Die Berechnung erfolgt dabei unter Zuhilfenahme der Vickers Härte HV und der Ausscheidungsgröße a_T für Oberflächendefekte nach der Gleichung:

$$\Delta\sigma_e = 2{,}86\frac{HV + 120}{{a_T}^{1/6}} \qquad a_T\ in\ [\mu m] \tag{6.6}$$

In der Tab. 25 sind sowohl die Parameter als auch die berechneten Dauerfestigkeiten nach Gl. (6.6) für beide Versuchsmaterialien aufgeführt. Darüber hinaus sind nochmals die nach FKM-Richtline ermittelten Dauerfestigkeiten genannt. Die Gegenüberstellung der Werte zeigt eine signifikante Abweichung. Die Werte nach MURAKAMI sind deutlich höher als die nach der FKM-Richtlinie.

Material	$HV40$	$\overline{HV40}$	$a_{T,1\%} = \sqrt{\overline{A_{T,1\%}}}$	$\Delta\sigma_e$ nach Murakami	$\Delta\sigma_e$ nach FKM
	in [–]	in [–]	$in\ [\mu m]$	$in\ \left[\frac{N}{mm^2}\right]$	$in\ \left[\frac{N}{mm^2}\right]$
EN AW-7020 von 1981	114	121	9,01	464	222
EN AW-7020 von 2017	128		4,25	563	236

Tab. 25 Parameter zur Berechnung der Dauerfestigkeiten nach MURAKAMI

Zur Beurteilung inwieweit die Modelle von KITAGAWA-TAKAHASHI, EL HADDAD und MURAKAMI für die untersuchte Legierung EN-AW7020 voneinander abweichen, erfolgt im Weiteren eine Vergleichsdarstellung der drei Modelle. In Abb. 69 sind für beide Versuchsmaterialien entsprechend dem jeweiligen Modell die Dauerfestigkeiten über die Defektgröße aufgetragen.

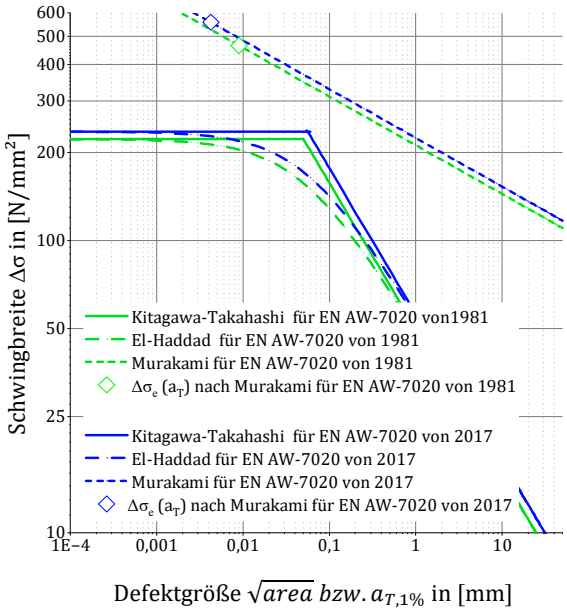


Abb. 69 Vergleichsdarstellung der Modelle von KITAGAWA-TAKAHASHI, EL HADDAD und MURAKAMI

Aus dem Diagramm geht hervor, dass für die Versuchsmaterialien das Modell nach MURAKAMI die Dauerfestigkeiten erheblich überschätzt. Am Scheitelpunkt der Kurven von EL HADDAD sind die Geraden nach MURAKAMI um etwa einen Faktor 2 nach oben verschoben. MURAKAMI benennt für sein Modell einen Fehlerwert von 10 % [92]. Zur Bestimmung des Werts sind Berechnungsergebnisse mit Versuchswerten verglichen worden. Die in diesem Zusammenhang aufgeführten Defekte sind jedoch weit größer als die Ausscheidungen in den Versuchsmaterialien. Insgesamt werden in der Quelle [92] Ergebnisse von 102 Proben vorgestellt. Die durchschnittliche Defektgröße beträgt 226 μm. Die ausstehende Untersuchung auf Gültigkeit des Modells bei kleinen Defekten ist vermutlich den fehlenden technischen Möglichkeiten geschuldet. Die untersuchten Defekte wurden in Form von Bohrungen mechanisch erzeugt. Gravierlaser wie sie KANNA UND BÄR für ihre Untersuchungen verwenden, standen zur Bearbeitung von Proben noch nicht zur Verfügung. Darüber hinaus ist davon auszugehen, dass die Verifizierung des Modells fast ausschließlich anhand von Proben aus Stahl erfolgte. Für Aluminium sind in [92] nur Werte von drei Proben genannt. Da die Ermüdungsfestigkeit von Aluminium im Vergleich zu Stahl u. a. aufgrund der höheren Kerbempfindlichkeit niedriger ist, könnte die Überschätzung der Dauerfestigkeit zumindest anteilig darauf zurückgeführt werden.

Damit das Modell nach MURAKAMI die Dauerfestigkeiten beider Versuchsmaterialien in Abhängigkeit der gemessenen Ausscheidungsgrößen näherungsweise abbildet, wurde das Modell mit Hilfe eines Korrekturwerts K nach Gl. (6.7) angepasst.

$$\Delta\sigma_e = K \cdot 2{,}86 \frac{HV + 120}{{a_T}^{1/6}} \qquad a_T \; in \; [\mu m] \tag{6.7}$$

Für die Härte wurde der Mittelwert beider Versuchsmaterialien verwendet (s. Tab. 25). In Folge der Anpassung konnte ein Korrekturwert von $K = 0{,}45$ ermittelt werden. Für die Versuchsmaterialien ergibt sich somit folgende Abhängigkeit:

$$\Delta\sigma_e = 0{,}45 \cdot 2{,}86 \frac{HV + 120}{{a_T}^{1/6}} = 1{,}28 \frac{HV + 120}{{a_T}^{1/6}} \qquad a_T \; in \; [\mu m] \tag{6.8}$$

$$\Delta\sigma_e = 1{,}28 \frac{241{,}1}{{a_T}^{1/6}} \qquad mit \; HV = 121{,}1 \tag{6.9}$$

Im Diagramm der Abb. 70 sind neben den Modellen nach KITAGAWA-TAKAHASHI und EL HADDAD auch das an die Versuchswerte angepasste Modell nach MURAKAMI dargestellt. Aus der Vergleichsdarstellung geht hervor, dass für Defektgrößen zwischen 5,5 μm und 80 μm das angepasste Modell im Vergleich zum Modell nach EL HADDAD die Dauerfestigkeiten unterschätzt. Außerhalb des genannten Bereichs kommt es zu einer rasch ansteigenden Überschätzung der Dauerfestigkeit.

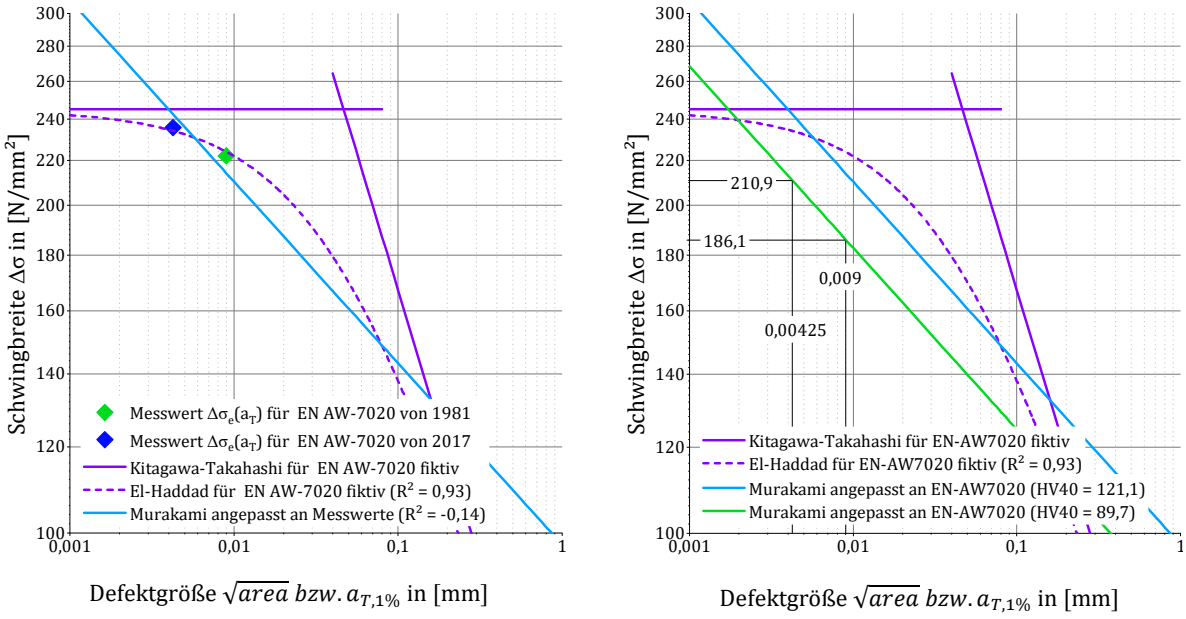


Abb. 70 Vergleichsdarstellung der Modelle nach KITAGAWA-TAKAHASHI, EL HADDAD und dem angepassten Modell nach MURAKAMI (links) und Ermittlung von Dauerfestigkeiten anhand des angepassten Modells nach MURAKAMI (rechts)

Obwohl das angepasste Modell nach MURAKAMI den Übergangsbereich nur in vereinfachter Form abbildet, kann es durchaus ein Hilfsmittel zur Abschätzung der Dauerfestigkeit sein. Im Vergleich zum Modell von EL HADDAD fließen in die Berechnung der Dauerfestigkeit nach MURAKAMI nur die Härte und Defektgröße ein. Sind diese Werte bekannt und liegt die Defektgröße im Anwendungsbereich des Modells, lässt sich die Dauerfestigkeit potenziell ohne aufwendige und

zeitintensive Ermüdungsversuche ermitteln. Darüber hinaus ermöglicht der Ansatz auch die gezielte Bewertung von Bauteilbereichen mit lokal verringerter Festigkeit, wie sie z. B. durch die schweißtechnische Verarbeitung entstehen können.

Die in Kapitel 5.2 vorgestellte Untersuchung der Schweißnähte hatte gezeigt, dass in der Niedertemperaturzone am Anschlusspunkt A2 durch wiederholte Schweißarbeiten die Festigkeit lokal bis auf 89,7 HV gesenkt wurde. Mit Hilfe des angepassten Modells lässt sich für diesen Bereich eine Dauerfestigkeit von $\Delta\sigma_e = 186\ N/mm^2$ ermitteln. Würden am jüngeren Versuchsmaterial vergleichbare Schweißarbeiten durchgeführt werden, ergäbe sich daraus eine Dauerfestigkeit von $\Delta\sigma_e = 211\ N/mm^2$. Der Unterschied zwischen beiden Werten in Höhe von etwa 12 % unterstreicht nochmals den Einfluss der Defektgröße auf die Schwingfestigkeit. (Ermittlung der Dauerfestigkeiten s. rechtes Diagramm der Abb. 70)

Die Bestimmung der Dauerfestigkeit auf Grundlage der Materialhärte und Defektgröße stellt grundsätzlich einen praxisnahen Ansatz dar. Die Härte lässt sich nahezu zerstörungsfrei bestimmen, während die Defektgröße durch Entnahme kleiner Bohrproben an strukturell weniger relevanten Positionen erfasst werden kann. Zu beachten ist jedoch, dass der Anwendungsbereich des Modells in Bezug auf die Defektgröße begrenzt ist. Eine belastbare Abschätzung dieses Bereichs ist nach aktuellem Kenntnisstand ausschließlich unter Anwendung des Modells nach EL HADDAD möglich. Feste Grenzen können grundsätzlich nicht definiert werden, da die Größe des Anwendungsbereichs unmittelbar von der Härte des Materials abhängt.

Die zusammenfassende Analyse zeigt, dass sich die untersuchten Materialeigenschaften über einen Zeitraum von 36 Jahren unter natürlichen Umwelteinflüssen nicht verändert haben. Festgestellte Unterschiede konnten zum einen auf durchgeführte Warmauslagerungen und zum anderen auf im Gefüge vorhandene Primärausscheidungen zurückgeführt werden. Es ist daher anzunehmen, dass auch über den betrachteten Zeitraum hinaus keine altersbedingten Veränderungen der untersuchten Eigenschaften zu erwarten sind. Entsprechende Hinweise ergaben sich aus den Versuchsergebnissen nicht.

Auch wenn zeitlich bedingte Veränderungen auf Grundlage vorliegender Ergebnisse ausgeschlossen werden können, erfordern die unterschiedlichen Dauerfestigkeiten infolge verschieden großer Primärausscheidungen eine weiterführende Betrachtung. Bezugnehmend auf die Versuchsergebnisse ist davon auszugehen, dass zwischen Herstellungsjahr, Eisengehalt und Größe der Primärausscheidungen ein Zusammenhang besteht. Je jünger die Legierung, umso geringer ist ihr Eisenanteil und umso kleiner sind die im Gefüge vorhandenen Primärausscheidungen. Entsprechend dieser Abhängigkeit besitzen Legierungen jüngeren Herstellungsdatums eine höhere Dauerfestigkeit. Wenngleich diese Aussage auf die Versuchsmaterialien zutrifft, ist sie jedoch nicht allgemeingültig. In diesem Zusammenhang ist unter anderem zwischen Primär- und Sekundäraluminium zu unterscheiden. Bei Legierungen aus Primäraluminium haben verbesserte Herstellungsprozesse über die Jahre hinweg zu einer Abnahme des Eisengehalts geführt. Legierungen aus Sekundäraluminium hingegen besitzen grundsätzlich einen höheren Eisenanteil, was auf verunreinigte Schrotte zurückzuführen ist [93] UND [94]. Ein Entwicklungstrend, wie beim Primäraluminium, liegt nicht vor. Vielmehr ist anzunehmen, dass mit steigendem Anteil an Sekundäraluminium auch der Eisengehalt in den Legierungen wieder zunimmt. Größer werdende Primärausscheidungen und sinkende Dauerfestigkeiten wären die Folge. Der aktuelle Grenzwert für Eisen in der Legierung EN AW-7020 beträgt 0,4 $Gew.-\%$. Das ältere Versuchsmaterial weist einen Wert von 0,26 $Gew.-\%$ auf,

was in etwa 65 % des zugelassenen Werts entspricht. Die Extraktion von Eisen beim Recycling ist mit erheblichem Aufwand verbunden [93] UND [94]. Daher ist zu erwarten, dass zukünftig Aluminiumlegierungen mit noch größeren Eisengehalten bis hin zum Grenzwert vermarktet werden. Welche Größe die Ausscheidungen dann annehmen, stellt einen neuen Untersuchungsbedarf dar. Für eine erste Abschätzung konnte aus den vorliegenden Messwerten ein extrapolierter Wert herangezogen werden.

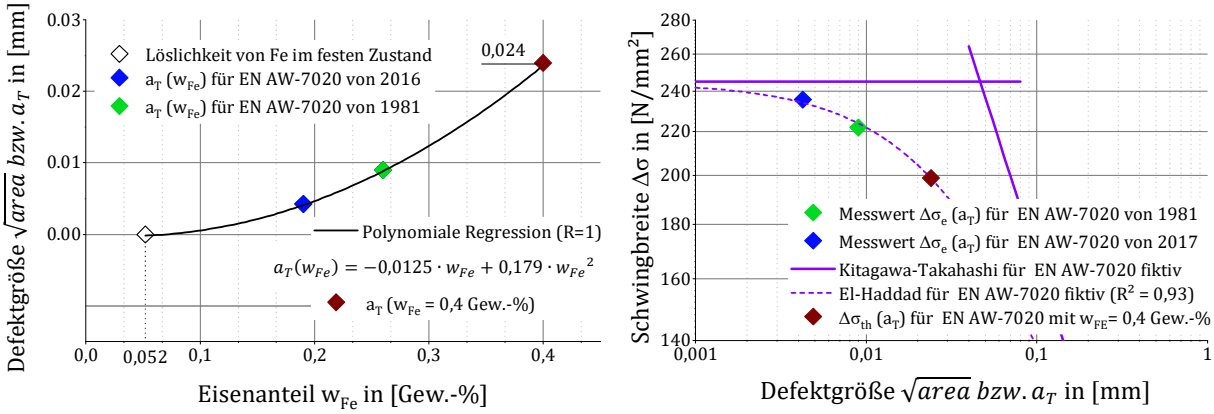


Abb. 71 Größe der Primärausscheidungen in Abhängigkeit des Eisenanteils (links) und KT-Diagramm mit dem El-Haddad Modell des fiktiven Materials zur Ermittlung der Dauerfestigkeit (rechts)

Im linken Diagramm der Abb. 71 wurde ausgehend von der Löslichkeit des Eisens im festen Zustand und über die Eisengehalte der Versuchsmaterialien in Abhängigkeit der ermittelten Ausscheidungsgrößen eine Regressionskurve erstellt. Anhand dieser Kurve ist für einen Eisengehalt von 0,4 $Gew.-\%$ eine Ausscheidungs- bzw. Defektgröße von 0,024 mm zu erwarten. Unter Zuhilfenahme des KT-Diagramms ergibt sich daraus eine Dauerfestigkeit von 199 N/mm^2(s. Abb. 71, rechts). Bezogen auf den Eisengehalt des jüngeren Versuchsmaterials und dem derzeit zulässigen Wert ergibt sich eine Spannweite für die Dauerfestigkeit von 37 N/mm^2.

Sowohl der hohe Grenzwert von Eisen als auch die Zunahme von recyceltem Aluminium führen dazu, dass die Dauerfestigkeiten zukünftig angebotener Materialien einer stärkeren Schwankung als bisher unterliegen werden. Die Beurteilung der Bauteilsicherheit würde in diesem Fall deutlich erschwert. Für eine sichere Auslegung von Bauteilen kann die Dauerfestigkeit anhand von Ausscheidungsgrößen mit Hilfe des KT-Diagramms ermittelt werden. Diese Vorgehensweise ist jedoch hinsichtlich ihrer praktischen Umsetzbarkeit mit einem erheblichen Aufwand verbunden. Eine weitere Möglichkeit ist die Anpassung des zulässigen Eisengehalts. Der Grenzwert für Eisen in der Legierung EN AW-7020 ist seit mindestens 43 Jahren gültig [95]. Er wurde seitdem nicht verändert. Unter dem Aspekt einer wachsenden Kreislaufwirtschaft und dem dadurch steigenden Anteil an Sekundäraluminium sind vor allem für ermüdungsbeanspruchte Materialien ergänzende bzw. neue Festlegungen durchaus zielführend. Eine grundsätzliche Herabsetzung des Grenzwerts wäre demnach sinnvoll. Ein weiterer Ansatz stellt eine Differenzierung zwischen statischen und dynamischen Anwendungen dar. Diese Möglichkeit ist in Anbetracht der zurzeit noch existierenden Schwierigkeiten in der Aufbereitung von Aluminiumschrotte von hoher Relevanz. Für dynamisch beanspruchte Materialien führt ein

niedrigerer Grenzwert zu einer geringeren Streuung der Dauerfestigkeiten und somit zu einer höheren Bauteilsicherheit. Durch angepasste Nachweise ist darüber hinaus unter Umständen eine höhere Ausnutzung des Materials vorstellbar. Bei Materialien, die quasi statisch beansprucht werden, könnte der aktuelle Grenzwert für Eisen unverändert bleiben. In Hinblick auf die Kreislaufwirtschaft wäre es denkbar, eine Erhöhung des Werts auf z. B. 0,5 $Gew.-\%$ mit in Betracht zu ziehen.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Aluminium als Werkstoff ist mittlerweile ein fester Bestandteil des Bauwesens. Die Anwendung des Leichtmetalls bei Systemelementen - wie Fenster, Fassaden, Türen und Dachverkleidungen - hat sich bereits seit Jahrzehnten bewährt. Vielfältige Verarbeitungsmöglichkeiten, die gute Korrosionsbeständigkeit und die geringe Dichte im Vergleich zum Stahl führten letztendlich dazu, dass inzwischen ein Viertel der gesamten Aluminiumproduktion dem Bauwesen zugeschrieben wird. Über die genannte Verwendung hinaus zeigen jüngste Projekte, dass Aluminium mittlerweile auch für Brückenkonstruktionen vermehrt Anwendung findet. So sind es vor allem Fuß-, Rad- und Schilderbrücken, die aufgrund ihrer schnellen Montage sowie ihrer niedrigen Wartungs- und Instandhaltungskosten gegenüber einer vergleichbaren Stahlbrücke immer mehr an Bedeutung gewinnen.

Die Entwicklung von Aluminiumlegierungen wurde und wird heute noch vom Transportsektor vorangetrieben. Davon profitiert auch das Bauwesen. Ohne „eigene“ Legierungen entwickeln zu müssen, kann es sektorübergreifend auf eine Vielzahl bewährter Aluminiumlegierungen zurückgreifen. Zu Beginn dieser Arbeit stellte sich in diesem Zusammenhang die Frage, ob eine Verwendung der Legierungen im Bausektor ohne Einschränkungen möglich ist. Im Blickpunkt standen vor allem die unterschiedlichen Nutzungsdauern beider Sektoren.

Zur Beantwortung der Forschungsfrage wurden im Rahmen dieser Arbeit zwei Materialproben mit einem Altersunterschied von 36 Jahren experimentell analysiert und hinsichtlich ihrer mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften miteinander verglichen. Beide Ausgangsmaterialien bestanden aus der Legierung EN AW-7020. Der Vergleich zeigte, dass sich die untersuchten Eigenschaften der Aluminiumlegierung trotz unterschiedlicher Materialalterung nicht signifikant verändert haben. Unterschiede konnten einerseits auf durchgeführte Warmauslagerungen und andererseits auf vorhandene Primärausscheidungen im Gefüge zurückgeführt werden. Es ist daher anzunehmen, dass auch über den betrachteten Zeitraum hinaus keine altersbedingten Veränderungen der untersuchten Eigenschaften zu erwarten sind.

Im Weiteren konnte in der Arbeit gezeigt werden, dass der Eisengehalt in Aluminiumlegierungen einen deutlichen Einfluss auf die Größe und Morphologie der Primärausscheidungen ausübt und dass diese Mikrostrukturmerkmale - in Einbeziehung des Kitagawa-Takahashi-Diagramms - in engem Zusammenhang mit der Dauerfestigkeit stehen. Strukturanalysen führten zu dem Ergebnis, dass zwischen Herstellungsjahr, Eisengehalt und Größe der Primärausscheidungen eine Abhängigkeit besteht. Je jünger die Legierung ist, umso geringer ist ihr Eisenanteil und umso kleiner sind die vorhandenen Primärausscheidungen. Infolge dieser Abhängigkeit besitzen Legierungen jüngeren Herstellungsdatums somit auch eine höhere Dauerfestigkeit.

Für Materialien rein aus Primäraluminium trifft diese Aussage mit hoher Wahrscheinlichkeit zu. Mit steigendem Anteil an Sekundäraluminium ist jedoch ein gegenläufiger Trend zu erwarten. Verunreinigte Schrotte führen dabei wieder zu einem Anstieg des Eisengehalts und letztendlich zu einer Absenkung der Dauerfestigkeit. Auf Grundalge der Versuchsdaten wurde für die Legierung EN AW-7020 unter Anwendung des El-Haddad-Modells die Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von der Defekt- bzw. Ausscheidungsgröße ermittelt. Auf Grundlage dessen konnte auch abgeschätzt werden, mit welchem Verlust an Dauerfestigkeit bei steigendem Eisengehalt zu rechnen ist. Bei dem aktuell gültigen Grenzwert an Eisen in der Legierung EN AW-7020 in Höhe

von 0,4 $Gew.-\%$ ist eine Senkung der Dauerfestigkeit um mehr als 15 % wahrscheinlich. Als Referenz dient dabei die Aluminiumlegierung aus dem Jahr 2017 mit einem Eisengehalt von 0,19 $Gew.-\%$.

Für die Praxis können die Unterschiede in der Dauerfestigkeit trotz gleicher Aluminiumlegierung die Beurteilung der Bauteilsicherheit erschweren und zu Unsicherheiten in der Auslegung führen. Wird beispielweise die Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen anhand von Schwingversuchen bestimmt, ist die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf weitere Bauteile mit einer gewissen Unsicherheit behaftet.

Für eine sichere Auslegung von Bauteilen kann die Dauerfestigkeit auf Grundlage von Ausscheidungsgrößen und mit Hilfe der in dieser Arbeit vorgestellten Abhängigkeit ermittelt werden. Diese Methode ist jedoch mit einem nicht unerheblichen Aufwand verbunden und sollte nur im Rahmen der Beurteilung von Bestandsbauwerken in Betracht gezogen werden. Weitere Studien sind dahingehend erforderlich. Dabei wäre unter anderem ein Prüfkonzept zu erstellen, in dem geregelt ist wo und in welcher Anzahl Proben zu entnehmen sind. Darüber hinaus ist festzulegen, in welchem Umfang Mikrostrukturanalysen durchgeführt werden müssen.

Eine weitere praxisorientiere Methode ist die Anpassung des zulässigen Eisengehalts der Aluminiumlegierung. Neben einer grundsätzlichen Herabsetzung des Grenzwerts ist eine Differenzierung zwischen statischen und dynamischen Anwendungen von Vorteil. Ein niedrigerer Grenzwert für dynamisch beanspruchte Materialien führt zu einer geringeren Streuung der Dauerfestigkeiten. Durch angepasste Nachweise ist darüber hinaus unter Umständen eine höhere Ausnutzung des Materials vorstellbar. Bei Materialien, die quasi statisch beansprucht werden, könnte der aktuelle Grenzwert für Eisen bestehen bleiben. Eine Erhöhung des Werts ist in Hinblick auf die Kreislaufwirtschaft mit in Betracht zu ziehen. In dem Fall ist der Einfluss großer Primärausscheidungen auf die Verformbarkeit jedoch gesondert zu evaluieren.

Für die genaue Bestimmung des Grenzwerts bzw. der Grenzwerte sind allerdings weitere Untersuchungen erforderlich. Da der Einfluss des Eisengehalts auf die Ausscheidungsgröße in der Arbeit nur abgeschätzt werden konnte, sollten zukünftige Studien darauf abzielen, diesen Zusammenhang systematisch zu untersuchen und quantitativ zu verifizieren.

Da die Bildung von Primärphasen sowohl in aushärtbaren als auch in nicht aushärtbaren Legierungen erfolgt, betrifft die Thematik des steigenden Eisengehalts grundsätzlich alle Aluminiumlegierungen. Die Anpassung bestehender Regeln und Normen schafft Sicherheit. Ebenso wichtig ist aber auch eine bewusste Sensibilisierung aller am Herstellungsprozess beteiligten Akteure hinsichtlich der Auswirkungen eines steigenden Eisengehalts. Ein erhöhtes Bewusstsein auf den Sammelplätzen bei der Sortierung und Aufarbeitung der Schrotte sowie in der Gießerei bzw. im Schmelzbetrieb trägt wesentlich zu einer besseren Beherrschung der Problematik bei. Handlungsanweisungen würden beispielweise einen zentralen Beitrag zur verbesserten Kontrolle und Steuerung der Qualität des Sekundärrohstoffs Aluminium leisten.

Literaturverzeichnis

[1] Norsk Hydro ASA, „Annual report 2018," Oslo, 2019.

[2] Glück GmbH, „Glück Aluminiumbrücken," Glück GmbH, Juli 2010. [Online]. Available: https://metall-glueck.de. [Zugriff am 29. März 2020].

[3] Bitschnau Metallverarbeitung GmbH, „Aluminiumbrücken - toolbridge®," Bitschnau Metallverarbeitung GmbH, April 2001. [Online]. Available: https://www.bitschnau.com. [Zugriff am 1. April 2020].

[4] Swiss Alu Bridge GmbH, „Swiss Alu Bridge," Swiss Alu Bridge GmbH, November 2021. [Online]. Available: https://www.alubridge.swiss/. [Zugriff am 22. August 2025].

[5] Samson Bélair/Deloitte & Touche s.e.n.c.r.l., "Life Cycle Analysis Aluminum vs. Steel (Rev.1)," Québec, 2012.

[6] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN EN 1999-1,* 2010.

[7] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2, Bd. 3, Heidelberg: Springer, 2005.

[8] Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. (GDA), *Gestalten mit Aluminium (Architektur und Design),* Düsseldorf: Gesamtverband der Aluminiumindustrie, 2008.

[9] H. Joliet, Aluminium - Die ersten hundert Jahre, Düsseldorf: VDI, 1988.

[10] P. Krassa, „Chinas schweigende Zeugen," *EFODON-SYNESIS Nr. 5,* 2001.

[11] Antlantikforschung, „Die Schnalle des Chou Chu (250-313 n. Chr.)," 17 Juli 2014. [Online]. Available: https://atlantisforschung.de/index.php?title=Die_Schnalle_des_Chou_Chu_(250-313_n._Chr.). [Zugriff am 3 März 2021].

[12] D. Altenpohl, Aluminium von innen, Feldmeilen: Aluminium-Verlag, 1994.

[13] R. Debar, Die Aluminium-Industrie, Braunschweig: Friedr. Vieweg & Sohn, 1925.

[14] W. Hufnagel, Aluminium-Taschenbuch, Bd. 14, A. Düsseldorf, Hrsg., Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1983.

[15] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, Bd. 2, Meckenheim: Springer Vieweg, 2007.

[16] Wikipedia, „Bauxit," 16. November 2020. [Online]. Available: https://de.wikipedia.org/w/index.php?title=Bauxit&oldid=205604797. [Zugriff am 13. März 2021].

[17] Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH (GSI), Werkstoffe und ihr Verhalten beim Schweißen, Duisburg, 2018.

[18] R. Müller, „Soll man Autos aus Aluminium bauen? Ein Beispiel für „Fermi-Probleme“ in der Schule,“ 2001.

[19] A. Hollemann, Lehrbuch der anorganischen Chemie, Berlin u.a.: De Gruyter, 1976.

[20] B. Adler, Strategische Metalle - Eigenschaften, Anwendung und Recycling, Halle (Saale): Springer, 2017.

[21] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, Bd. 3, Meckenheim: Springer Vieweg, 2014.

[22] A. Breitkopf, „Strompreise nach Ländern weltweit 2020,“ 12 Dezember 2020. [Online]. Available: https://de.statista.com/statistik/daten/studie/13020/umfrage/strompreise-in-ausgewaehlten-laendern/. [Zugriff am 20 März 2021].

[23] H. Martens und D. Goldmann, Recyclingtechnik, Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016.

[24] J. Breiholz, „Toxische Abfallprodukte,“ *Mitbestimmung,* p. 42, Dezember 2010.

[25] K. Bachmann, „Schlammschlacht,“ *Osteuropa,* pp. 51-58, Oktober 2010.

[26] E. Krause und V. Röhm, „Verfahren zur Wertstoffgewinnung mittels Rotschlamm“. Deutschalnd Patent EP 2 016 025 B1, 04 April 2007.

[27] M. Jovičević-Klug, R. S. F. Isnaldi, H. Springer, C. Adam und D. Raabe, „Green steel from red mud through climate-neutral hydrogen plasma reduction,“ *nature (625),* p. 703–709, 2024.

[28] D. Altenpohl, Aluminium und Aluminiumlegierungen, Bd. 19, Zürich: Springer, 1965.

[29] D. R. Askeland, Materialwissenschaten, Missouri-Rolla: Spektrum, 1996.

[30] Statista, „Weltweite Raffinerieproduktion von Aluminium,“ 6 Januar 2025. [Online]. Available: https://de.statista.com. [Zugriff am 26 März 2020].

[31] Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. (GDA), „Weltweite Aluminiumproduktion,“ GDA, 2019. [Online]. Available: http://www.aluinfo.de. [Zugriff am 26 März 2020].

[32] Swarco, „Aluminium-Schilder-Brücken,“ 5 Juni 2020. [Online]. Available: https://www.swarco.com/de/produkte/schilderbruecken-und-ausleger/aluminium-schilder-bruecken. [Zugriff am 29 März 2020].

[33] UNIASEN, „Aluminium vs. Stahl: Welches Metall ist besser?,“ UNIASEN, Juli 2024. [Online]. Available: https://uniasen.com/de/blog/aluminium-vs-stahl/. [Zugriff am 23. August 2025].

[34] MAADI Group, „Comparison of Steel and Aluminum in Footbridges,“ Varennes, 2020.

[35] M. Meyer-Strernberg, „Aluminium im Brückenbau,“ Technische Universität München, München, 2003.

[36] R. Schwab, Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, Bd. 2, Karlsruhe: Wiley-VCH, 2016.

[37] E. Hornbogen und H. Warlimont, Metallkunde: Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen, Bd. 4, Bochum: Springer, 2001.

[38] B. Milkereit, *Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen,* Rostock, 2010.

[39] Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. (GDA), *Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen,* Düsseldorf: GDA-Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V., 2007.

[40] G. Schmitz, „Ein „berühmtes“ Entmischungssystem: Al(Cu) – „Dur-Aluminium“,“ in *Materialphysik*, Münster, 2013.

[41] A. Rose, *Verzugsreduzierung beim Wärmebehandeln von Bauteilen aus sprühkompaktierten und gießtechnisch hergestellten Aluminiumlegierungen durch Gasabschrecken,* Bremen, 2014.

[42] J. Gobrecht, Werkstofftechnik - Metalle, Schweinfurt: Oldenbourg Wissenschaftsverlag, 2000.

[43] G. Schulze, Die Metallurgie des Schweißens, Berlin: Springer, 2009.

[44] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker, Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Braunschweig: Vieweg+Teubner, 2008.

[45] K. G. Schmitt-Thomas, Metallkunde für das Maschinenwesen, München: Springer-Verlag, 1989.

[46] H. Böhm, Einführung in die Metallkunde, Heidelberg: B.I.-Wissenschaftsverlag, 1968.

[47] P. Haasen, Physikalische Metallkunde, Göttingen: Springer Verlag, 1994.

[48] M. Riehle und E. Simmchen, *Grundlagen der Werkstofftechnik,* Stuttgart: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 2000.

[49] Universität der Bundeswehr München - Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, *Praktikum Werkstoffkunde (Aluminiumhärtung),* Neubiberg, 2018.

[50] F. Venier, *Schweißverfahren für Aluminium und Aluminiumlegierungen,* Düsseldorf: Aluminium Zentrale e.V., 1997.

[51] B. f. F. BMF, „Tabelle über die Nutzungsdauer von Sachanlagen und immateriellen Anagenwerten,“ BMF, Wien, 2010.

[52] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN EN 1990,* Beuth Verlag GmbH, 2002.

[53] Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. (GDA), *Aluminium-Knetwerkstoffe,* Gesamtverband der Aluminiumindustrie e. V., 1999.

[54] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN EN 573-3,* Beuth Verlag GmbH, 2013.

[55] Constellium, *Merkblatt Unidur-102,* Singen, 1988.

[56] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN EN 485-2,* Beuth Verlag GmbH, 2018.

[57] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN EN 755-2,* Deutsches Institut für Normung e. V., 2016.

[58] P. Brenner, „Eigenschaften und Anwendung einer aushärtbaren und schweißbaren AlZnMg-Legierung," *Konstruktal 21/51,* p. 633–644, 1961.

[59] Constellium, *Konstruktionszeichnung,* 2016.

[60] Constellium Singen GmbH, *Abnahmeprüfzeugnis 733836301 gem. 3.1 EN 10204,* Constellium Singen GmbH, 2017.

[61] D. Radaj und M. Vormwald, Ermüdungsfestigkeit, Stuttgart & Darmstadt: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.

[62] E. Macherauch und H.-W. Zoch, Praktikum in Werkstoffkunde, Karlsruhe: Springer Vieweg, 2014.

[63] H. Schumann, Metallographie, Bd. 11, Rostock: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997.

[64] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN 50125,* 2016.

[65] W. Schenk und F. Krämer, Physikalisches Praktikum, Leipzig: Springer Spektrum, 2013.

[66] E. Haibach, Betriebsfestigkeit, Wiesbaden: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.

[67] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN EN ISO 6507-1,* 2018.

[68] J. Bär und T. Volpp, „Vollautomatische Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung," *Materialprüfung,* Bd. 43, p. 242–247, 2001.

[69] H. H. Johnson, „Calibrating the Electric Potential Method for Studying Slow Crack Growth," *Materials Research and Standards 5 (9),* pp. 442-445, 1965.

[70] J. Bär, Interviewee, [Interview]. Januar 2016.

[71] American Society for Testing and Materials (ASTM), *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials,* 2019.

[72] W. Ramberg und W. R. Osgood, „Description of stress–strain curves by three parameters," NACA, 1943.

[73] L. Issler, H. Ruoß und P. Häfele, Festigkeitslehre-Grundlagen, Esslinngen, Bonn: Springer-Verlag, 1995.

[74] P. Paris, M. Gomez und W. Anderson, „A rational analytic theory of fatigue," *Trend in Engeneering 13,* 1961.

[75] M. Klesnil und P. Lukáš, „Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks," *Engineering Fracture Mechanics 4,* pp. 77-92, 1972.

[76] H. Kitagawa and S. Takahashi, "Applicability of Fracture Mechanics to Very Small Cracks of the Cracks in the Early Stage," *Proceeding of the second International Conference on Mechanical Behavior of Materials,* pp. 627-631, 1976.

[77] K. Miller, „THE TWO THRESHOLDS OF FATIGUE BEHAVIOUR," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures Vol. 16,* 1993.

[78] Y. Murakami, „Effects of small defects and nonmetallic inclusions.," *Metal fatigue ,* 2002.

[79] A. McEvily, „On crack closure and the notch size effect in fatigue," *Engineering Fracture Mechanics Vol. 28,* pp. 519-527, 1987.

[80] U. Zerbst, G. Bruno, J.-Y. Buffiére, T. Wegener, T. Niendorf, T. Wu, X. Zhang, N. Kashaev, G. Meneghetti, N. Hrabe, M. Madia, T. Werner, K. Hilgenberg, M. Koukolíková und R. Procházka, „Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges," *Materials Science 121,* 2021.

[81] F. Ding, „Modeling of fatigue crack growth from a notch," *International Journal of Plasticity Vol. 23,* pp. 1167-1188, 2007.

[82] M. H. El Haddad, K. N. Smith and T. H. Topper, "Fatigue Crack Propagation of Short Cracks," *Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 101, no. 1,* pp. 42-46, 1979.

[83] M. Chapetti, „Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading," *International Journal of Fatigue, vol. 25, no. 12,* pp. 1319-1326, 2003.

[84] K. Tanaka und Y. Akiniwa, „Resistance-curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches," *Engineering Fracture Mechanics Vol. 30,* pp. 863-876, 1988.

[85] J. Maierhofer, H.-P. Gänser und R. Pippan, „Modified Kitagawa–Takahashi diagram accounting for finite notch depths," *International Journal of Fatigue Vol. 70,* pp. 503-509, 2015.

[86] J. Bär, N. Kanna, L. Duarte und M. Madia, „Determination of the Kitagawa-Takahashi Diagram using DC Potential Drop Measurements," *Procedia Structural Integrity,* Bd. 76, pp. 27-34, 2026.

[87] FKM, „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisengus- und Aluminiumwerkstoffen Vol. 7," Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM), Frankfurt / Main, 2020.

[88] S. Redik, C. Guster und W. Eichlseder, „Bruchmechanische Lebensdauerbewertung von Aluminiumgussbauteilen mit Hilfe eines erweiterten Kitagawa-Diagramms," *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte,* pp. 275-280, 2011.

[89] D. Radaj, „Geometriekorrektur zur Spannungsintensität an elliptischen Rissen," *Schweißen u. Schneiden 29, Heft 10,* pp. 398-402, 1977.

[90] Y. Murakami, „Material defects as the basis of fatigue design," *International Journal of Fatigue Vol. 41,* pp. 2-10, 2012.

[91] Y. Murakami, „The Behaviour of Short Fatigue Cracks," *Mechanical Engineering Publications,* pp. 275-293, 1986.

[92] Y. Murakami, Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions, Kyushu University, Japan: ELSEVIER, 2002.

[93] Z. Denisa, T. Eva, . Š. Ivana, K. Lenka und C. Mária, *Secondary cast Al-alloys with higher content of iron,* University of Žilina, Slovak Republic: ScienceDirect, 2017.

[94] H. Nunes, O. Emadinia, R. Soares, M. E. Vieira and A. Reis, "AddingValue to Secondary AluminumCastingAlloys: A Review on Trends and Achievements," *Materials,* 17 01 2023.

[95] Deutsches Institut für Normung e.V., *DIN 1725-1,* Beuth Verlag GmbH, 1983.

[96] EnEff:Industrie (Forschung für die energieeffiziente Industrie), „Energieintensive Branchen," FIZ Karlsruhe – Leibniz-Institut für Informationsinfrastruktur GmbH, 09 Mai 2018. [Online]. Available: https://www.eneff-industrie.info. [Zugriff am 19 Juli 2019].

[97] G. Gottstein, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Aachen: Springer Vieweg, 2014.

[98] W. Weißbach, M. Dahms und C. Jaroschek, Werkstoffe und ihre Anwendungen, Flensburg: Springer Vieweg, 2018.

[99] G. Fasching, H. Hauser und W. Smetana, Werkstoffe für die Elektrotechnik, Wien: Springer-Verlag Wien, 1995.

[100] L. Pauling, Die Natur der chemischen Bindung, Pasadena: Verlag Chemie, 1968.

[101] M. Braatz, Interviewee, [Interview]. 2016.

[102] G. Masing, Grundlagen der Metallkunde, Göttingen: Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH, 1940.

[103] „Verteilung der Verwendung von Aluminium weltweit nach Hauptverwendungsgebieten im Jahr 2020," 6 Januar 2025. [Online].

[104] J. Bär, *Ausbreitung langer und kurzer Ermüdungsrisse. Ein Beitrag zur Beschreibung der Rissausbreitung vor dem Hintergrund verschiedener Mess- und Detektionsmethoden,* Universität der Bundeswehr Neubiberg: Habilitation, 2017.

[105] T. Volpp, *Einfluß der Atmosphäre auf das Rißausbreitungsverhalten partikelverstärkter Aluminiumlegierungen für den Einsatz in Luft- und Raumfahrt,* Universität der Bundeswehr Neubiberg: Dissertation, 1999.

[106] J. Bär und T. Volpp, „Vollautomatische Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung," *Materialprüfung,* pp. 242-247, 2001.

[107] Wikipedia, „Atmosphärilien," 2. September 2019. [Online]. Available: https://de.wikipedia.org/w/index.php?title=Atmosph%C3%A4rilien&oldid=191903925. [Zugriff am 13. März 2021].

[108] SecuPedia, „Gesetzlich geregelter / nicht geregelter Bereich,“ [Online]. Available: https://www.secupedia.info/wiki/Gesetzlich_geregelter_/_nicht_geregelter_Bereich. [Zugriff am 2020 März 20.].

[109] G. Sposito, „Advances in Potential Drop Techniques for Non-Destructive Testing,“ Imperial College London, London, 2009.

[110] Statista, „Produktion von Primär- und Sekundäraluminium in Deutschland in den Jahren 2013 bis 2023,“ 29 November 2025. [Online]. Available: https://de.statista.com/statistik/daten/studie/197960/umfrage/produktion-von-primaer-und-sekundaeraluminium-in-deutschland/. [Zugriff am 14 Mai 2025].

[111] Netherlands Ministry of Defence, „Wikimedia Commons,“ Wikimedia Foundation, 03 02 2016. [Online]. Available: https://commons.wikimedia.org/wiki/Category:Panzerschnellbr%C3%BCcke_Biber?uselang=de#/media/File:Leopard_1_bruglegger.jpg. [Zugriff am 26 05 2026].

Formel- und Abkürzungsverzeichnis

Formelzeichen

Kurzzeichen	Einheit	Benennung
A	[%]	Bruchdehnung (allgemein)
A_g	[%]	Gleichmaßdehnung
$A_{5/10/50}$	[%]	Bruchdehnung ($Messlänge\ 5/10/50\ mm$)
A_T	$[\mu m^2]$	Gemessene Teilchenfläche
$\overline{A_{T,x}}$	$[\mu m^2]$	Durchschnittliche Größe der Teilchen in der Vergleichsgruppe x
$\sqrt{area}$ bzw. a_T	$[mm]$	Murakami Parameter (Maß der effektiven Größe eines Defekts bzw. Teilchens)
a	$[\mu m]$	Risslänge bzw. Defektgröße
B	$[mm]$	Probendicke der SEN Proben
c_T	$[mm/\mu s]$	Ausbreitungsgeschwindigkeit der Transversalwellen
c_L	$[mm/\mu s]$	Ausbreitungsgeschwindigkeit der Longitudinalwellen
d	$[nm]$	Teilchendurchmesser
$d_{crit.}$	$[nm]$	Grenz-Teilchendurchmesser
d_0	$[mm]$	Nenndurchmesser der Rundprobe
$d_1\ u.\ d_2$	$[\mu m]$	Risslängen im KT-Diagramm zur Bereichsabgrenzung
da/dN	$[mm/Lw]$	Rissfortschrittsrate
$d_{FE,min}$	$[\mu m]$	Kleinster Feret-Durchmesser eines Teilchens
$d_{FE,max}$	$[\mu m]$	Größter Feret-Durchmesser eines Teilchens
d_{HV}	$[mm]$	Diagonale des Härteeidrucks
E	$[kN/mm^2]$	Elastizitätsmodul
HV	$[-]$	Härte nach Vickers
HBW	$[-]$	Härte nach Brinell
$\vec{I}$	$[A]$	Gleichstrom
K	$[J]$	Kerbschlagarbeit
ΔK	$[N/mm^{3/2}]$	Zykl. Spannungsintensitätsfaktor

ΔK_{eff}	$\left[N/mm^{3/2}\right]$	Effektiver Zykl. Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_{th}	$\left[N/mm^{3/2}\right]$	Schwellenwert der Rissausbreitung allgemein
$\Delta K_{th,LR}$	$\left[N/mm^{3/2}\right]$	Schwellenwert der Rissausbreitung langer Risse
L_0	$[mm]$	Messlänge an der Rundprobe
N	$[Ssp]$	Schwingspielzahl
n_T	$[-]$	Anzahl erfasster Teilchen
$R_{p0,2}$	$[N/mm^2]$	0,2 % Dehngrenze
R_M	$[N/mm^2]$	Zugfestigkeit
T	$[°C]\ bzw.\ [K]$	Temperatur
T_{H_2O}	$[°C]$	Wassertemperatur
T_S	$[°C]$	Schmelztemperatur
t	$[mm]$	Wand- / Nenndicke
U	$[V]$	Spannung
W	$[mm]$	Probenbreite der SEN Proben
W_{H_2O}	$[g]$	Wägewert einer Probe unter Wasser
W_{Luft}	$[g]$	Wägewert einer Probe an der Luft
w_i	$[Gew.-\%]$	Massenanteil für Elemente i
x_i	$[At.-\%]$	Stoffmengenanteil für Elemente i
Y	$[-]$	Geometriefaktor
ε	[%]	Dehnung
ε_a	[%]	Dehnungsamplitude
ν	$[-]$	Querkontraktionszahl
ρ_{H_2O}	$[g/cm^3]$	Dichte von Wasser
ρ_{H_2O}	$[g/cm^3]$	Dichte von Luft
σ	$[N/mm^2]$	Spannung allgemein
$\Delta\sigma$	$[N/mm^2]$	Spannungsschwingbreite
$\Delta\sigma_e$	$[N/mm^2]$	Langzeitfestigkeit als Spannungsschwingbreite
τ	$[N/mm^2]$	Schubspannung allgemein
ω_T	$[-]$	Flächenanteil der Teilchen bezogen auf die ausgewertete Fläche

Abkürzungen

Abkürzung	Benennung
A	Altes Versuchsmaterial (EN AW-7020 von 1981)
HTZ	Hochtemperaturzone
J	Junges Versuchsmaterial (EN AW-7020 von 2017)
L	Längsschliff
NTZ	Niedertemperaturzone
OPS	Oxid-Polier-Suspension
Q	Querschliff
UGW	Unbeeinflusster Grundwerkstoff
VG	Vergleichsgruppe (Primärausscheidungen)

Tabellenverzeichnis

Tab. 1 Gegenüberstellung wichtiger physikalischer Größen von Aluminium und Eisen nach [7] UND [14] 7

Tab. 2 Löslichkeit von ausgewählten Legierungselementen sowohl im flüssigen als auch im festen Zustand und Größenverhältnis der Atome zum Aluminiumatom [15] UND [17] 13

Tab. 3 Grenzwerte der chemischen Zusammensetzung für die Aluminiumlegierung EN AW-7020 [54] 34

Tab. 4 Ausgewählte mechanische Eigenschaften der Legierung EN AW-7020 für den Zustand T6 [57] und für den Zustand T651 [56] 37

Tab. 5 Chemische Zusammensetzung der in 2017 produzierten Aluminiumlegierung [60] 43

Tab. 6 Chemische Zusammensetzungen des in 1981 und 2017 produzierten Versuchsmaterials ergänzt durch die für die Aluminiumlegierungen EN AW-7020 festgesetzten Grenzwerte 59

Tab. 7 Chemische Zusammensetzung der Partikel 1 und 2 im älteren Versuchsmaterial 63

Tab. 8 Ermittelte Kennwerte aus den Aufnahmen A-L-2 bis A-L-8 und A-Q-2 bis A-Q-8 vom Längs- und Querschliff des um 1981 produzierten Versuchsmaterials 65

Tab. 9 Chemische Zusammensetzung der Partikel 3 und 4 im jüngeren Versuchsmaterial 68

Tab. 10 Ermittelte Kennwerte aus den Aufnahmen J-L-2 bis J-L-8 und J-Q-2 bis J-Q-8 vom Längs- und Querschliff des 2017 produzierten Versuchsmaterials 69

Tab. 11 Gegenüberstellung der Flächenwerte ausgewählter Ausscheidungen im Ausgangszustand und nach der Wärmebehandlung (WB) am Härteeindruck A 72

Tab. 12 Gegenüberstellung der Flächenwerte ausgewählter Ausscheidungen im Ausgangszustand und nach der Wärmebehandlung (WB) am Härteeindruck B 73

Tab. 13 Mechanische Eigenschaften der Aluminiumlegierung von 1981 und 2017 in Gegenüberstellung der Grenzwerte nach [57] 75

Tab. 14 Messwerte zur Bestimmung der Dichte des älteren und des jüngeren Versuchsmaterials 76

Tab. 15 Die Herleitung der Elastizitätsmodule der des älteren und jüngeren Versuchsmaterials 76

Tab. 16 Anzahl aufgenommener Belastungsblöcke bis zum Eintreten des Restbruchs der Incremental-Step Tests 77

Tab. 17 Gegenüberstellung der Werkstoffkonstanten der Ramberg-Osgood-Beziehung 80

Tab. 18 Härtewerte des älteren und jüngeren Materials in Gegenüberstellung der Streckgrenze und Zugfestigkeit 81

Tab. 19 Bruchflächen ausgewählter Kerbschlagproben bei verschiedenen Prüftemperaturen .. 84

Tab. 20 Parameter der an die Messwerte angepassten Kurven nach KLESNIL UND LUKÁŠ....86

Tab. 21 Ermittelte Kennwerte aus den Aufnahmen P2-Q-1 bis P2-Q-7 vom Querschliff der in 1998 produzierten Aluminiumlegierung....95

Tab. 22 Eingangsgrößen für die KT-Diagramme beider Versuchsmaterialien....101

Tab. 23 Ermittlung des Geometriefaktors zur Herleitung des KT-Diagramms auf Grundlage geometrischer Größen untersuchter Ausscheidungen....102

Tab. 24 Parameter für das EL HADDAD Modell des fiktiven Materials....104

Tab. 25 Parameter zur Berechnung der Dauerfestigkeiten nach MURAKAMI....105

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1 Prozessschema des Bayerverfahrens in Anlehnung an [17, P. 10 (KAP. 2.20)]....5

Abb. 2 Prinzip-Schaubild vom Querschnitt durch eine Elektrolysezelle für die Aluminiumerzeugung in Anlehnung an [17, PP. 11-2.20] UND [12, P. 14]....5

Abb. 3 Verformung von Kragträgern aus Aluminium und Eisen mit gleichem Querschnitt (links), gleichem Gewicht (mittig) und gleicher Steifigkeit (rechts) unter konstanter Belastung [7, P. 219]....8

Abb. 4 Entwicklung der Förderung von Primäraluminium bis 2012 nach [21] und von 2013 bis 2024 nach [30] (links) und Verteilung des weltweiten Aluminiumbedarfs im Jahr 2018 nach Industriesektoren [1, P. 42] (rechts)....9

Abb. 5 Aluminiumbrücke bestehend aus 11 Brückenteilen mit einer Gesamtlänge von 172 Meter in Lichtenfels [2] (links) und Aluminium-Schilderbrücke über die A8 bei Wendlingen [32] (rechts)....10

Abb. 6 Vergleich der Lebensdauerkosten einer Fußgängerbrücke [35, P. 125]....12

Abb. 7 Einfluss von Magnesium, Silizium und Mangan auf die Festigkeit von Aluminium (links) sowie Einfluss von Magnesium auf die Festigkeit und Verformbarkeit von Aluminium (rechts) [14]....14

Abb. 8 Verfestigungsverhalten von Reinaluminium durch Kaltwalzen [15] (links) und Entfestigungsverhalten von kaltverfestigtem Reinaluminium durch Glühen [12] (rechts)....15

Abb. 9 Schematische Darstellung des Prozessablaufs der Wärmebehandlung in Anlehnung an [17]....18

Abb. 10 Schematische Darstellung von Ausscheidungsstadien in ternären aushärtbaren Aluminiumlegierungen (ohne Berücksichtigung von Leerstellen) [21, P. 90]....19

Abb. 11 Einfluss der Auslagerungstemperatur auf die Festigkeitsentwicklung während der Warmauslagerung einer $AlCuSiMn$-Legierung [14, P. 140]....21

Abb. 12 Binäres Phasendiagramm (Al-Cu) und Temperatur-Zeitdiagramm mit Existenzbereichen der metastabilen Phasen ($GP\ I, GP\ II, \theta'$) in der Legierung C [37, P. 252]....22

Abb. 13 Schneiden und Umgehen von Teilchen [45, P. 189] ... 24

Abb. 14 Schubspannung beim Schneiden und Umgehen in Abhängigkeit der Teilchengröße [49, P. 52] ... 25

Abb. 15 Isothermenfelder beim Schweißen von Aluminium und Stahl [7, P. 230] ... 27

Abb. 16 Gefügeveränderung beim Schweißen von aushärtbaren Aluminiumlegierungen mit a) hoher Abschreckempfindlichkeit und b) geringer Abschreckempfindlichkeit in Anlehnung an [29] ... 29

Abb. 17 Geplante Nutzungsdauern ausgewählter Transportprodukte nach [51] im Vergleich zu Nutzungsdauern zweier Bauwerke nach [52] ... 31

Abb. 18 Schematische Darstellung der Ausscheidungshärtung von EN AW-7020 nach [55] ... 35

Abb. 19 Verlauf der Kaltaushärtung von EN AW-7020 [14, P. 144] ... 37

Abb. 20 Einfluss der Auslagerungstemperatur auf die Festigkeitsentwicklung (links) und auf die Bruchdehnung (rechts) von EN AW-7020 [58] ... 39

Abb. 21 Prinzip-Querschnitt des Brückenviertels; gekennzeichnet sind die Gurtprofile P1 und 2 sowie deren Anschlusspunkte (blau markiert) zum jeweiligen Stegblech ... 42

Abb. 22 Querschnitt des 2017 produzierten Hohlkammerprofils [59] (links) und Profil-Ausschnitt zur Entnahme von Materialproben (rechts) ... 43

Abb. 23 Gefräster Aluminiumblock zur Herstellung von SEN-Versuchsproben mittels Drahterodieren (links) und Probe vom Gurtprofil P1 zur Weiter-verarbeitung in der Werkstatt (rechts) ... 44

Abb. 24 Funkenspektrometer Spektromaxx (links) und Detailaufnahme vom Arbeitstisch während der Analyse (rechts) ... 47

Abb. 25 Probekörper mit Querschliff (links) und Schlifflage mit Längsschliff „L“ und Querschliff „Q“ eines stranggepressten Profils, wobei die Schraffur die anzuschleifende Seite angibt [63, P. 14] (rechts) ... 48

Abb. 26 Probengeometrie der Zugprobe (links) und schematische Darstellung des Versuchsaufbaus der Auftriebsmethode (rechts) ... 50

Abb. 27 Belastungsblock (links) und Probengeometrie (rechts) des Incremental-Step-Tests ... 52

Abb. 28 Härteprüfung nach VICKERS: a) Messprinzip, b) Prüfmaschine und c) Optik der Prüfmaschine zur Messung der Diagonalen des Eindrucks ... 53

Abb. 29 V-Kerb-Probe (links) und Kontrollprobe (rechts) ... 54

Abb. 30 Probenkammer der Prüfvorrichtung ERIKA (links) und Geometrie der SEN-Flachprobe (rechts) ... 55

Abb. 31 Potenzialabgriffe an der SEN-Flachprobe ... 56

Abb. 32 Schematische Darstellung des Versuchsablaufs (links) und Schwingbreite in Abhängigkeit der Schwingspiele mit Fenster zur verbesserten Veranschaulichung der stufenweisen Kraftabsenkung (rechts) ... 57

Abb. 33 Lichtmikroskopische Aufnahme A-Q-1 vom Querschliff des 1981 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts) ...61

Abb. 34 Lichtmikroskopische Aufnahme A-L-1 vom Längsschliff des 1981 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts) ...62

Abb. 35 Elektronenmikroskopische Aufnahmen von zwei Partikeln in dem 1981 produzierten Versuchsmaterial (links: Partikel 1 und rechts: Partikel 2) ...62

Abb. 36 EDX-Spektren zur Bestimmung der elementaren Zusammensetzung der im älteren Versuchsmaterial enthaltenen Partikel 1 (links) und 2 (rechts) ...63

Abb. 37 Lichtmikroskopische Aufnahme A-L-2 vom Längsschliff des älteren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind (rechts) ...64

Abb. 38 Lichtmikroskopische Aufnahme A-Q-2 vom Querschliff des älteren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind (rechts) ...64

Abb. 39 Lichtmikroskopische Aufnahme J-Q-1 vom Querschliff des 2017 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts) ...66

Abb. 40 Lichtmikroskopische Aufnahme J-L-1 vom Längsschliff des 2017 produzierten Versuchsmaterials in der Vergrößerung V=200:1(Bild I, links) und V=1000:1 (Bild II, rechts) ...66

Abb. 41 Elektronenmikroskopische Aufnahmen von zwei im jüngeren Versuchsmaterial enthaltenen Partikeln (links: Partikel 3 und rechts: Partikel 4) ...67

Abb. 42 EDX-Spektren zur Bestimmung der elementaren Zusammensetzung der Partikel 3 (links) und 4 (rechts) ...67

Abb. 43 Lichtmikroskopische Aufnahme J-L-2 vom Längsschliff des jüngeren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind (rechts) ...68

Abb. 44 Lichtmikroskopische Aufnahme J-Q-2 vom Querschliff des jüngeren Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind (rechts) ...69

Abb. 45 Lichtmikroskopische Aufnahme A-Q-1 (links) und J-Q-1 (rechts) in der Vergrößerung V=200:1 ...70

Abb. 46 Gegenüberstellung ermittelter Flächen von Ausscheidungen in der Mikrostruktur der in 1981 und 2017 produzierten Aluminiumlegierungen ...70

Abb. 47 Lichtmikroskopische Aufnahme J-Q-9 vom Querschliff des jüngeren Versuchsmaterials im Ausgangszustand (AZ) am Härteeindruck A mit hervorgehobenen Ausscheidungen 1 bis 1072

Abb. 48 Zügige Spannungs-Dehnungs-Kurven des älteren und jüngeren Versuchsmaterials ...74

Abb. 49 Dehnungs- und Kraftverlauf im Incremental-Step-Test (links) und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve mit hinterlegten Hystereseschleifen (rechts) der Probe A-1 ...77

Abb. 50 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Proben A-1, A-2, J-1 und J-2 ...78

Abb. 51 Gegenüberstellung der zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung EN AW-7020 von 1981 (links) und von 2017 (rechts) nach Ramberg-Osgood ... 79

Abb. 52 Gegenüberstellung der Härtewerte der in 1981 und 2017 produzierten Aluminiumlegierungen in verschiedenen Zuständen ... 81

Abb. 53 Kerbschlagzähigkeits-Kurven des 1981 und 2017 produzierten Materials ... 83

Abb. 54 Experimentell ermittelte Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit des zykl. Spannungsintensitätsfaktors (links) und an die Messwerte angepasste Kurven nach KLESNIL UND LUKÁŠ [75] (rechts) ... 85

Abb. 55 Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit des zykl. Spannungsintensitätsfaktors und Anpassungskurven des älteren Materials (links) und des jüngeren Materials (rechts) ... 87

Abb. 56 Anschlusspunkt A1 mit präparierter Probe (links) und Anschlusspunkt A2 mit präparierter Probe (rechts) ... 90

Abb. 57 Elektronenmikroskopische Aufnahmen der Übergangsbereiche von den Schweißnähten zu den Gurtprofilen der Anschlusspunkte A1 (links) und A2 (rechts) ... 90

Abb. 58 EDX-Spektren zur Bestimmung der elementaren Zusammensetzung der Gurtprofile und der Schweißnähte am Anschlusspunkte A1 (links) und A2 (rechts) ... 91

Abb. 59 Massenanteile an Zink und Magnesium entlang definierter Messlinien am Anschlusspunkt A1 (links) und A2 (rechts) ... 92

Abb. 60 Schweißnähte im Querschnitt mit Härte-Prüflinien am Anschlusspunkt A1 (links) und A2 (rechts); Ätzung: NaOH-5%ig ... 92

Abb. 61 Härteverlauf am Anschlusspunkt A1 ... 93

Abb. 62 Härteverlauf am Anschlusspunkt A2 (links) und Gegenüberstellung der Härteverläufe im Bereich der Stegbleche beider Anschlusspunkte (rechts) ... 94

Abb. 63 Lichtmikroskopische Aufnahme P2-Q-1 vom Querschliff des 22 Jahre alten Versuchsmaterials im Original (links) und mit grün markierten Teilchen, deren Flächen größer als 1 μm^2 sind (rechts) ... 95

Abb. 64 Gegenüberstellung ermittelter Flächen-Werte von Ausscheidungen in der Mikrostruktur der in 1981, 1998 und 2017 produzierten Aluminiumlegierungen ... 96

Abb. 65 Kitagawa-Takahashi-Diagramm [76] ... 100

Abb. 66 Geometriefaktoren für den elliptischen Innenriss unter Zugbeanspruchung senkrecht zur Rissebene, Maximal- und Minimalwerte in den Scheitelpunkten [89, P. 345] ... 102

Abb. 67 KT-Diagramm vom alten und jungen Versuchsmaterial (links) und vergrößerte Darstellung des Übergangsbereichs (rechts) ... 103

Abb. 68 KT-Diagramm mit Messwerten $\Delta\sigma e(aT)$ der Versuchsmaterialien sowie dem EL-HADDAD und KITAGAWA-TAKAHASHI Modell des fiktiven Materials ... 104

Abb. 69 Vergleichsdarstellung der Modelle von KITAGAWA-TAKAHASHI, EL HADDAD und MURAKAMI ... 106

Abb. 70 Vergleichsdarstellung der Modelle nach KITAGAWA-TAKAHASHI, EL HADDAD und dem angepassten Modell nach MURAKAMI (links) und Ermittlung von Dauerfestigkeiten anhand des angepassten Modells nach MURAKAMI (rechts)..... 107

Abb. 71 Größe der Primärausscheidungen in Abhängigkeit des Eisenanteils (links) und KT-Diagramm mit dem El-Haddad Modell des fiktiven Materials zur Ermittlung der Dauerfestigkeit (rechts)..... 109