

Intermetallische Phasen im Gefüge können „edler“ als der umgebende Mischkristall sein und so das Potential in anodische, d. h. positive, Richtung verlagern. Sie begünstigen somit bei zunehmendem Anteil das Auftreten von Lochkorrosion. Sie können jedoch auch „unedler“ oder neutral gegenüber der Aluminiummatrix sein und haben dann Auswirkungen auf das Korrosionsverhalten, wenn sie an der Metalloberfläche liegen und die Beständigkeit der Oxidschicht beeinträchtigen. Tab. 5.3 listet die Potentialwerte für metallische und intermetallische heterogene Gefügebestandteile auf, die je nach Zusammensetzung in Aluminiumlegierungen auftreten können (Voßkühler und Zeiger 1961), s. a. (Buchheit 1995).

Korrosionserscheinungen, wie z. B. Lochkorrosion, im pH-Bereich zwischen pH 4,5 und pH 8,5 haben ihren Ursprung in der Oxidationswirkung des Korrosionsmediums. Legierungselemente bzw. Ausscheidungsphasen können die Oxidationsreaktion fördern, weil an ihnen der Sauerstoff des wässrigen Elektrolyten zu Hydroxidionen (OH⁻) reduziert wird, s. Abschn. 5.3 und Abb. 5.7.

5.4 Korrosionsarten von Aluminium und seinen Legierungen

Lochkorrosion, *interkristalline Korrosion* und *Schichtkorrosion* sind die typischen Korrosionsarten, die bei Aluminiumlegierungen in halogenhaltigen, vornehmlich chloridhaltigen, wässrigen Umgebungen mit pH-Werten zwischen 4 und 8 auftreten können. Hierbei handelt es sich um einen selektiven, nicht flächenhaften Korrosionsangriff. Flächenhafte Abtragung ist wegen der Schutzwirkung der Oxidschicht nur dann gegeben, wenn diese Passivschicht bei niedrigen oder hohen pH-Werten aufgelöst wird, s. Abb. 5.6. Den genannten drei Korrosionsarten gemeinsam ist der Mechanismus der elektrolytischen Metallauflösung. *Spannungsrisskorrosion* ist eine besondere Korrosionsart unter gleichzeitiger mechanischer Beanspruchung, die nur bei bestimmten Aluminium-Legierungsgruppen auftreten in sensiblen Werkstoffzuständen kann.

5.4.1 Lochkorrosion (LK)

Das Erscheinungsbild der *Lochkorrosion* ist ein örtlicher Korrosionsangriff, der auf der Metalloberfläche zu einer kraterförmigen Vertiefung führt. Das dazu notwendige örtliche Versagen der Passivschicht beschäftigt die Wissenschaft seit langem, bisher offenbar ohne einen sicheren Nachweis des tatsächlichen Mechanismus (s. Szklarska-Smialowska 1999 und 2002). Nach nachvollziehbaren Vorstellungen durchdringen adsorbierte Cl⁻-Ionen des Elektrolyten an Fehlstellen der Oberfläche die amorphe Oxidschicht, reagieren chemisch mit Metallionen derselben, lockern die Oxidschicht dadurch auf und führen an der Grenzfläche Oxid/Metall zu metallauflösenden Reaktionen, siehe u. a. McCafferty (2003). Sicher scheint, dass sich bei Polarisierung selbst unterhalb des Loch-Durchbruchspotentials U_D (s. Abb. 5.11) winzige, visuell nicht wahrnehmbare metastabile Korrosionsnarben bil-

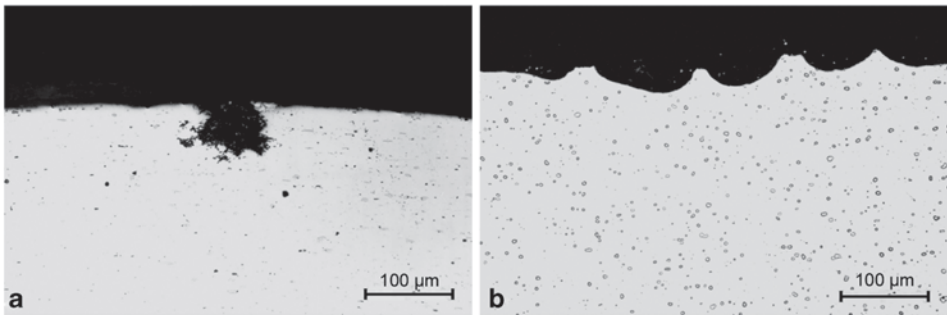


Abb. 5.12a und **b** Beispiele für die Erscheinungsform von Lochkorrosion bei Aluminiumlegierungen, Querschliffe ungeätzt: a) AlMg3 korrodiert in neutralem oder leicht saurem Elektrolyten. b) AlMg4,5Mn0,7 korrodiert in alkalischem Medium, „Muldenkorrosion“. (Quelle: VAW AG)

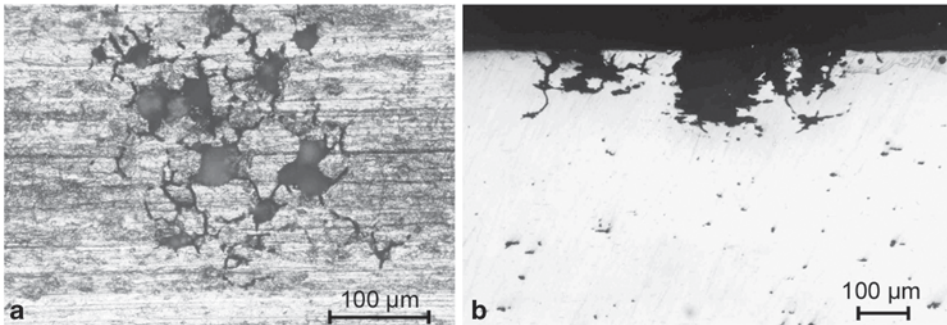


Abb. 5.13 Lochkorrosion mit Tendenz zu interkristalliner Korrosion an Strangpressprofilen aus Legierung 6005A-T5. (Quelle: Reiter und Steppke (1993))

den, die jedoch wieder passivieren, solange U_D nicht erreicht oder überschritten wird. U_D ist bei konstantem pH-Wert invers abhängig von der Cl^- Konzentration und ist im pH-Bereich 4 bis $\sim 8,5$ unabhängig vom pH-Wert (McCafferty 2003; Soltis et al. 2011).

Wie an Aluminium-Einkristallen nachgewiesen, folgt der Korrosionsangriff zunächst bevorzugt dem $\{100\}$ Kristallgittersystem (Davis et al. 2000). Das Lochwachstum geschieht durch kristallographisch orientierte Tunnelbildung¹ (Baumgärtner und Kaesche 1990; Ono und Habazaki 2010). Die in neutralen oder sauren Medien erzeugten Löcher haben „ausgefranzte“ Wände („Lochfraß“) und eine Tiefe, die in der Regel größer als der sichtbare Lochdurchmesser ist. Trifft der Tunnel eine Korngrenze, folgt der weitere Korrosionsverlauf der Korngrenze. Eine typische Ausbildung der Lochkorrosion von AlMg und AlMgSi-Legierungen in sauren oder neutralen Elektrolyten zeigen Abb. 5.12a und 5.13. Im Gegensatz dazu verursachen alkalische Medien eine flachere Art des Angriffs, die als *Muldenkorrosion* bezeichnet wird, s. Abb. 5.12b.

¹ Beispielsweise werden Kondensatorfolien mit ausgeprägter $\{100\}$ Textur hergestellt und erhalten durch Tunnelätzen eine erhebliche Oberflächenvergrößerung.

Überwiegend beginnt die Lochkorrosion in der Nachbarschaft solcher Stellen der Oberfläche, an denen die Oxidschicht durch intermetallische Phasen an der metallischen Oberfläche ungenügend ausgebildet ist oder ein Mischoxid vorliegt, wodurch ein gewisser Elektronen- und Ionenaustausch mit der Umgebung möglich ist. Bei diesen Schwachstellen handelt es sich um Phasen, die zur umgebenden Kornmatrix entweder elektropositiven („edleren“) oder -negativen Charakter haben (s. Tab. 5.3). Es entsteht ein mikrogalvanisches Element mit der Folge, dass im ersteren Fall eine örtliche Matrix-Auflösung an der Phasengrenze oder an benachbarten Schwachstellen der Oxidschicht stattfindet. Intermetallische Phasen wie Al_8Mg_5 und Mg_2Si erfahren eine anodische Auflösung. Lochfraß kann auch durch einen Schwermetall-Niederschlag auf der Oberfläche oder durch in die Oberfläche eingebettete Eisenpartikel (z. B. Schleifstaub) ausgelöst werden.

Im Verlauf des Lochwachstums bildet sich am Lochboden ein Salzniederschlag von Aluminiumchloriden und -oxychloriden, deren Existenz einen niedrigen Säurewert von $\sim\text{pH}1$ bis $\sim\text{pH}3$ voraussetzt (Szkłarska-Smiałowska 1999). D. h., selbst in einer neutralen Elektrolyt Umgebung wird in der Lochtiefe ein hoher Säuregehalt verursacht (s. a. *Spaltkorrosion*).

An den Korrosionsstellen bildet sich $\text{Al}(\text{OH})_3$ (s. Gln. 5.3, 5.6 und 5.8). Da $\text{Al}(\text{OH})_3$ sehr voluminös ist, erscheinen an den Lochstellen sogenannte „Ausblühungen“, die einen stärkeren Korrosionsangriff vortäuschen, als der tatsächlichen Lochtiefe entspricht. $\text{Al}(\text{OH})_3$ ist in Wasser unlöslich.

Unter gleichbleibenden Umgebungsbedingungen (u. a. Chloridgehalt des Elektrolyten, Temperatur, pH-Wert) folgt das Lochwachstum einem parabolischen Zeitgesetz (l =Lochtiefe, t =Zeit): $l \sim t^{1/3}$ (Godard 1967) bzw. nach anderen Quellen $l \sim t^{1/2}$ (Hunkeler und Bohni 1981). Vergleiche hierzu auch die Kurvenverläufe in Abb. 5.1. Da der Lochboden anodisch ist und durch zunehmende Lochzahl der kathodische Oberflächenbereich abnimmt, wird das Lochwachstum gebremst. Allgemeine Erfahrung besagt, je größer die Lochzahl, desto geringer ist meist auch die Lochtiefe. In diesem Sinne können geringe Cu-Gehalte von etwa 0,2–0,3 % sich positiv auf das Lochkorrosionsverhalten auswirken, da Cu die Lochzahl erhöht. Die Erfahrungen mit Legierung AA6061, die seit 8 Jahrzehnten zu den Traditionswerkstoffen in den USA zählt, scheinen dies zu bestätigen.

Die in Korrosionsversuchen übliche Messung des Gewichtsverlustes gibt bei Vorliegen von Lochkorrosion oder selektiver Korrosion kein ausreichendes Bild über das Maß des Korrosionsangriffs. Solche Messungen müssen daher durch metallographische Untersuchungen ergänzt werden, in denen die maximale Angriffstiefe, der korrodierte Flächenanteil und die Lochzahldichte bestimmt werden, s. Abb. 5.3.

Vermeiden von Lochkorrosion

- durch anodische Oxidation (Eloxieren). Allerdings ist hierbei zu beachten, dass die künstlich verstärkte Oxidschicht den gleichen Angriffsmechanismen unterliegt wie die natürliche Oxidschicht. So werden dekorative Eloxalschichten z. B. durch Berührung mit feuchten alkalischen Baustoffen, wie abbindendem Zementmörtel, erheblich angegriffen und müssen während der Abbindephase geschützt werden (Franqué und Huppertz 1986).

Schnell abbindende Mörtel dagegen erzeugen unter Feuchtigkeitseinfluss einen Säuregehalt.

- durch Beschichten nach entsprechender Vorbehandlung mit organischen Polymeren
- durch kathodischen Schutz mittels galvanischer Anoden, z. B. durch Zink-Unterlegscheiben zur Kompensation des Einflusses von nichtrostendem Stahl auf Aluminium
- Walzplattieren von AlCu-Legierungen mit Reinaluminium zur Verhinderung von Cu-Niederschlag
- Walzplattieren mit einer dünnen Schicht aus Al Zn1 (EN AW-7072) zum kathodischen Schutz der darunterliegenden Lochfraß-gefährdeten Legierung, s. Abb. 5.10. Hiervon wird beispielsweise bei der Herstellung von Wasserkühlern Gebrauch gemacht, indem der Korrosionsangriff vornehmlich auf die funktionsmäßig unkritischeren Flächen gelenkt wird.

5.4.2 Interkristalline Korrosion (IK)

Interkristalline Korrosion ist ein selektiver Korrosionsangriff an Korn- und Phasengrenzen in polykristallinen Metallen. Die dadurch entstehenden spaltartigen Öffnungen der Korngrenzen an den Bauteiloberflächen können infolge ihrer Kerbwirkungen bei Schwingbeanspruchung zu einer verringerten Lebensdauer bzw. zu geringerer Schwingfestigkeit führen. Die Beurteilung der IK-Empfindlichkeit eines Werkstoffs ist daher für effizienten Leichtbau von besonderer Bedeutung.

Die genormten Prüfverfahren (Prüfdauer generell 24 h) sind auf bestimmte Legierungsgruppen abgestimmt, z. B. ASTM G67 (NAMLT) für 5xxx Legierungen, ASTM G110 ($\text{NaCl} + \text{H}_2\text{O}_2$) und DIN EN ISO 11846:2008 (Methode B: 3 % NaCl + 1 Vol.-% HCl) für aushärtbare Legierungen (2xxx, 6xxx und 7xxx). Während der NAMLT-Test durch vorgegebene Massenverlustmessungen die Sensibilität gegenüber IK dokumentiert, müssen bei den übrigen Tests die Angriffstiefen metallographisch ermittelt werden. Firmenspezifische IK-Prüfverfahren zur laufenden Qualitätskontrolle erlauben mit verschärften Korrosionsmedien eine kürzere Prüfdauer, z. B. VW/AUDI VP1113 (2 % NaCl + 10 % HCl, Tauchzeit 2 h). Dabei wird unterstellt, dass Prüfergebnis und Verhalten im Feldversuch weitgehend übereinstimmen, was jedoch insbesondere für unbeschichtete Bauteile aus AlMgSi-Werkstoffen im PKW-Fahrwerk gegenüber langjährigen Feldversuchen häufig widersprüchlich ist. In jüngster Zeit wurde für 5xxx und 6xxx Legierungen eine gemeinsame Prüflösung für den PKW-Fahrwerkssektor entwickelt, für die im Vergleich mit langjährigen Feldversuchsergebnissen eine gute Übereinstimmung nachgewiesen wurde. Die Prüflösung wird als MPA IK-Testlösung bezeichnet und besitzt folgende Zusammensetzung: 11,58 g $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 8,38 g $\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, 6,66 g NaCl, 1000 ml dest. H_2O , 100 ml HCl (25 %), Tauchzeit 2 h (Troßmann et al. 2011; Bauer et al. 2012).

Großwinkelkorngrenzen sind die energetischen Schwachstellen im Korngefüge und besonders korrosionssensibel. Bei Entmischungsvorgängen in übersättigten Legierungs-

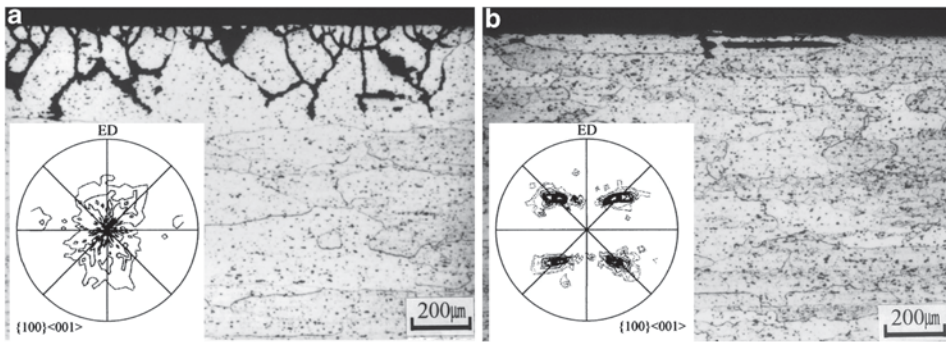


Abb. 5.14 IK-Angriff in der rekristallisierten Oberflächenzone (links) und der Kernzone (rechts) eines Profils aus AW-6061-T6. Das Profil (rechts) wurde vor der IK-Prüfung bis zur halben Wanddicke abgearbeitet. ED=Strangpressrichtung. (Minoda et al. 2002)

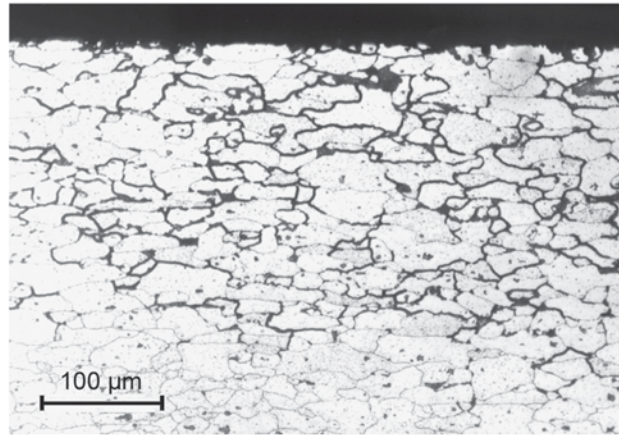
zuständen findet bevorzugt eine Segregation der übersättigten Legierungskomponenten an den Korngrenzen durch Schichtbildung oder Ausscheidungsphasen statt, wodurch selektiver IK-Angriff ausgelöst wird.

Jedoch selbst in höchstreinem 99,9999% Al werden in stark saurer HCl-Lösung die regulären Großwinkel-Korngrenzen bevorzugt angegriffen. Dagegen sind die Subkorngrenzen mit Orientierungsunterschied unter 15° weniger empfindlich (Kim et al. 2001). Dieses Verhalten gilt auch für technische Legierungen, wie die frühen Untersuchungen von Erdmann-Jesnitzer über den Einfluss von Kornorientierung auf die interkristalline Korrosionsempfindlichkeit von AlMg7 belegen (Erdmann-Jesnitzer 1958). Auch er fand praktisch keine IK-Empfindlichkeit bei Kleinwinkelkorngrenzen mit einer Orientierungsdifferenz bis zu 4° , eine geringe Empfindlichkeit zwischen 5° und 16° und eine zunehmende Empfindlichkeit von Korngrenzen mit höheren Orientierungsunterschieden. Ähnliche Ergebnisse berichten Minoda und Yoshida (Minoda et al. 2002) für stranggepresste AlMg1SiCu (6061-T6) Profilen mit rekristallisierter Oberfläche und Subkorngefüge im Profilinneren. Die texturale Bestimmung der Kornorientierungen ergab in dem rekristallisierten Oberflächenbereich des Profils ausschließlich Großwinkelkorngrenzen mit regelloser Orientierung, während 60% der Korngrenzen im Kernbereich des Profils Orientierungsunterschiede von weniger als 15° ergaben, und eine deutliche $\{100\} \langle 001 \rangle$ Würfel-Textur nachgewiesen wurde, Abb. 5.14.

Nach verbreiteter Auffassung ist das Auftreten der IK an den Prozess der **Lochbildung** („Lochfraß“) gebunden. Der Mechanismus beruht in Analogie zum Lochfraß auf dem mikrogalvanischen Prozess zwischen anodisch und kathodisch wirkenden Gefügeelementen. In der Literatur herrscht Übereinstimmung darüber, dass es zwei Mechanismen für die Erscheinung der interkristallinen Korrosion gibt:

- Der erste Mechanismus besteht in der bevorzugten Auflösung von dichten, z. T. filmartigen Korngrenzenausscheidungen, die gegenüber der Kornmatrix anodischen Charakter haben. Hierzu zählen die β -Phasen in Al-Mg und AlMgSi-Legierungen, s. Tab. 5.1.

Abb. 5.15 Beispiel für interkristalline Korrosion bei AlMg_{4,5}Mn_{0,7} nach Sensibilisierung durch Glühen bei 450 °C, 30 Min, Abschrecken in Wasser und nachfolgende 3-monatige Lagerung bei 100 °C. Längsschliff, geätzt in 10%-iger H₃PO₄. (Quelle: VAW AG)



- die Auflösung von korngrenzennahen, an Legierungselementen verarmten Zonen (PfZ), wenn sich Si- oder Cu-haltige Ausscheidungen an den Korngrenzen befinden. Dabei wirkt ihr gegenüber der PfZ kathodischer Charakter als Auslöser für die bevorzugte Auflösung der PfZ, zumal auch die übrige Kornmatrix gegenüber der legierungsverarmten PfZ leicht kathodischen Charakter hat. Ein kontinuierlicher Belag der Korngrenzen ist dabei nicht unbedingt notwendig, solange der Ionenaustausch möglich ist.

Grundsätzlich ist die IK-Empfindlichkeit abhängig von der Legierungszusammensetzung, von der Gefügestruktur und vom thermomechanischen Herstellungsprozess, dem Werkstoffzustand sowie natürlich von den Korrosionsbedingungen. Ohne nachfolgende Wärmebehandlung hat *plastische Verformung* keinen direkten Einfluss auf die Korrosionsempfindlichkeit. (Ausnahme: AlMg(Mn)-Legierungen, s. folgenden Abschnitt).

IK-Verhalten von AlMg(Mn)-Legierungen AlMg(Mn)-Legierungen (mit Mg-Gehalten über 3,5 Gew.-%) befinden sich, wie in Abschn. 3.2 beschrieben, in einem Mg-übersättigten Zustand. Bei der IK-Sensibilisierung durch längere Lagerzeiten bei Temperaturen zwischen etwa 60° und 150 °C bildet sich allmählich ein kontinuierlicher β -(Al₈Mg₅)-Ausscheidungsfilm an den Korngrenzen, der sich aufgrund seines stark anodischen Charakters im Korrosionsfall auflöst, s. Elektropotentiale in Tab. 5.1 und Abb. 5.15. Die untere Temperaturgrenze ist für den praktischen Einsatz durchaus von Bedeutung, da z. B. im Fahrwerk oder bei Sonneneinstrahlung Dauertemperaturen von 80 °C anzutreffen sind. Auslagerung der Legierung 5083-H131 bei 70 °C entwickelt β -Plaques an den Korngrenzen innerhalb eines Jahres und führt zu kontinuierlichem Korngrenzenbelag in 3 Jahren (Yi et al. 2014), s. weitere Zeit/Temperaturangaben zur Sensibilisierung in Abschn. 3.2.

Anlassglühen (Stabilisieren) dicht unterhalb der Löslichkeitsgrenze von Al₈Mg₅ – s. Abb. 3.17 – führt zu einer „perlschnurartigen“ Koagulation der β -Ausscheidung an den Korngrenzen (Erdmann-Jesnitzer 1958; Gruhl und Ostermann 1974; Searles et al. 2001;

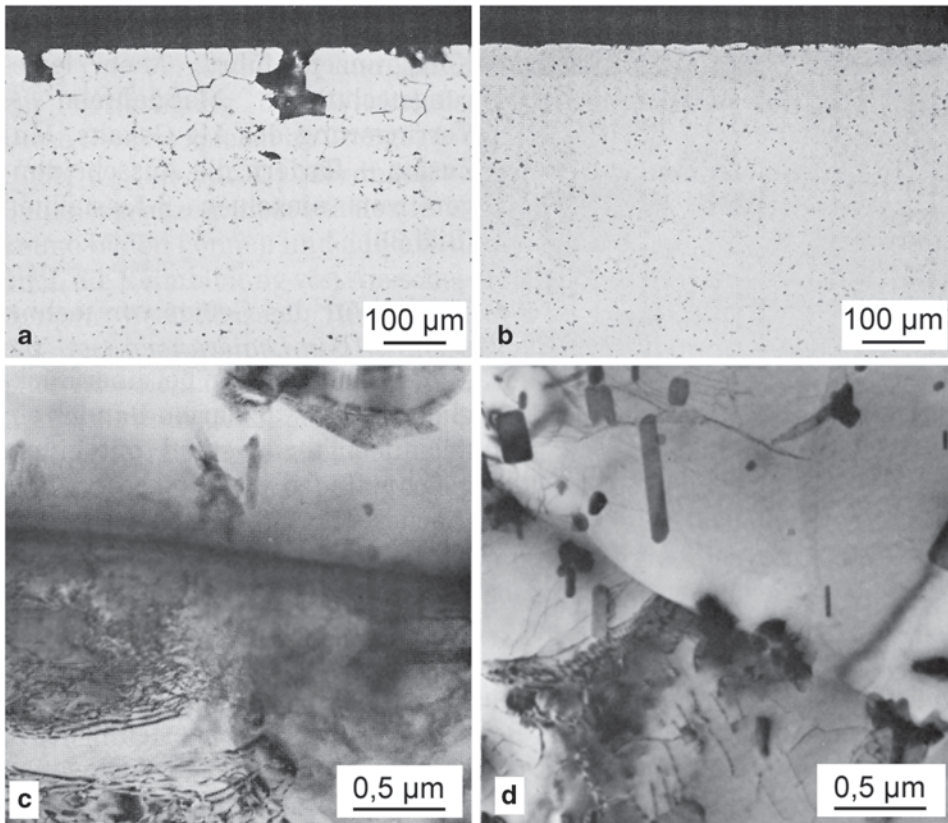


Abb. 5.16 a-d Korrosionsverhalten von AlMg5 mit kontinuierlichem β -Film an der Korngrenze (a, c) und von AlMg4,5Mn0,7 mit vereinzelt Korngrenzenausscheidungen (b, d). (Grzempa et al. 1991)

Reboul und Baroux 2011, u. a.) und damit zu weitgehender IK-Resistenz, da die β -Partikel keinen Kontakt mehr zueinander haben. Eine Sensibilisierung dieses Zustandes durch Langzeit-Lagerung bei höheren Temperaturen ist dennoch zu berücksichtigen.

Kaltverfestigung steigert die Sensibilisierungsrate und führt zu Korngrenzenausscheidungen schon bei niedrigeren Temperaturen (z. B. RT) und in kürzeren Zeiten. Kaltverfestigte AlMg-Legierungen sollten daher nur in stabilisiertem Zustand (H3x) unter korrosiven Umgebungen verwendet werden. Allerdings kann sich durch Betriebstemperaturen oberhalb von 80 °C langfristig wieder eine Sensibilisierung einstellen (Reboul und Baroux 2011).

Fe-Mn-Cr Dispersionsphasen dienen ebenfalls als Segregationsorte für die β -Phase während der Entmischungsvorgänge und mindern somit die Kinetik der Ausscheidung an den Korngrenzen. Der Effekt wird durch den Vergleich der beiden Legierungsvarianten AlMg5 und AlMg4,5Mn0,7 (5083) in Abb. 5.16 deutlich.

IK-Verhalten von AlMgSi-Legierungen Während das IK-Verhalten von AlMg-Legierungen, seine Ursachen und Maßnahmen zur Vermeidung weitgehend erforscht ist, ist der Mechanismus der IK von AlMgSi-Legierungen trotz zahlreicher Forschungsanstrengungen noch ungeklärt. Ein allgemeiner Konsens besteht darin,

1. dass der IK-Angriff in AlMgSi-Legierungen mit Lochfraß beginnt, s. Abb. 5.13,
2. dass der IK-Korrosionswiderstand sich mit zunehmendem (Mg+Si)-Gehalt bei annähernd stöchiometrischer Zusammensetzung ($\text{Mg/Si} \approx 1,73$ in Gew.-%) im T4-Zustand leicht, im T6-Zustand stärker verringert (Booth 1962), und
3. dass die IK-Empfindlichkeit bei zunehmendem Si-Überschuss leicht und
4. durch Cu-Gehalt deutlich wächst (Booth 1962)

Aus Praxis und Forschung sind viele Beispiele für IK-resistente Legierungszustände bekannt, die sich jedoch nicht einfach von Halbzeug zu Halbzeug oder von einer Legierungsvariante zur nächsten übertragen lassen. Abgesehen von der konkreten Legierungszusammensetzung spielen die Art des Korngefüges (rekristallisiert, warm- oder kaltverformt bzw. erholungsgeglüht), die Textur und die Aushärtungsparameter (Abschreckungsart, Warmaushärtungstemperatur und -zeit eine entscheidende Rolle. Einige Beobachtungen werden im Folgenden zur Illustration der Komplexität des Problemkreises kurz dargestellt.

Einfluss der Legierungselemente Mg, Si und Cu Der elektronegative Charakter von Mg_2Si , der Gleichgewichtsphase β im System AlMgSi (elektrochemisches Ruhepotential $U_R \sim -1230$ mV vs. -740 mV der Kornmatrix), die entweder im Korninneren oder als Segregation an den Korngrenzen nach Warmauslagerung vorliegen kann, wird vielfach als Auslöser von Loch- und interkristalliner Korrosion aufgefasst. Andere Forscher halten dagegen, dass durch den stark anodischen Charakter der β -Phase der Grundwerkstoff passiviert wird oder dass durch deren Auflösung im Korrosionsfall das Mg herausgewaschen wird und das Si in Siliziumoxidumgewandelt wird. SiO_2 ist elektrochemisch neutral und kann bestenfalls den Korrosionswiderstand erhöhen. Als Schlussfolgerung daraus wird die systembedingte Mg_2Si -Phase als nicht korrosionsfördernd eingestuft (Svenningsen et al. 2006d). Allerdings sind für die Umwandlung die Anionen O^{2-} oder $(\text{OH})^-$ erforderlich, deren ausreichende Verfügbarkeit in den tiefen, engen und angesäuerten IK-Spalten zu bezweifeln ist.

Andererseits haben spektralanalytische Untersuchungen auf Nano-Niveau im Verlauf der Warmaushärtung im Korngrenzenbereich eine Si- und ggf. Cu-verarmte PfZ festgestellt, verursacht durch Ausscheidungspartikel aus elementarem Si und Cu-haltigen Phasen (Q , Q') an den Korngrenzen. Si und vor allem Cu haben gegenüber der Aluminiummatrix deutlich positivere Potentialwerte. Der gegenüber der Kornmatrix dadurch erzeugte anodische Charakter der PfZ, unterstützt durch die Wirkung der elektropositiveren Si- und Cu-Phasenpartikel, bewirkt im Korrosionsfall die Auflösung der interkristallinen Zonen.

Kupfer wird AlMgSi-Legierungen aus Festigkeitsgründen zugesetzt oder kann als Verunreinigung aus Recyclingmaterial vorhanden sein. Cu ist gegenüber Aluminium wesent-

lich elektropositiver ($U_R \sim -250$ mV gegenüber $U_R \sim -730$ mV). Bei höheren Gehalten ($> \sim 0,25$ Gew.-%) bildet sich die S-Phase (Al_2Cu) mit einem $U_R \sim -620$ mV. Selbst bei geringen Cu-Gehalten von $\sim 0,1$ Gew.-% wird zudem die Q-Phase beobachtet ($Al_4Mg_8Si_7Cu_2$), die ebenfalls „edler“ als die Matrix ist. Die Q-Phase bildet sich in der Matrix und an Korngrenzen und soll bei Temperaturen unterhalb von $330^\circ C$ auf Kosten der β -Phase wachsen (Svenningsen et al. 2006b).

In Legierungen mit Si-Überschuss – als typisches Beispiel ist die Legierung AW-6082 zu nennen – wirkt sich ein absichtlich zulegiertes oder als Verunreinigung vorhandener geringer Cu-Gehalt stark mindernd auf die IK-Korrosionsbeständigkeit aus, wie bereits Hug gezeigt hat (Hug 1941). Kawashima und Fukuchi (Kawashima und Fukuchi 1960) fanden bereits bei 0,08 % Cu gegenüber 0,002 % Cu eine deutliche Verschlechterung.

Einfluss der Begleitelemente Fe, Mn und Cr Eisen, Fe, bindet einen gewissen Anteil des Si-Gehalts in der Phase $Al_{12}Fe_3Si$ und reduziert damit den Si-Überschuss. Das elektrochemische Ruhpotential wird mit $U_R \sim -720$ mV angegeben und entspricht nahezu dem der Kornmatrix. Der Einfluss auf das Korrosionsverhalten ist demnach gering.

Mangan, Mn, ist ein Dispersionsbildner bei Einhaltung bestimmter thermo-mechanischer Fertigungsbedingungen. Die elektrochemischen Ruhpotentiale U_R von Al_6Mn und $Al_6(Mn, Fe)$ sind leicht elektronegativer ($U_R \sim -850$ mV) als die Aluminiummatrix ($U_R \sim -740$ mV). Bei feiner Verteilung in der Matrix bewirken sie einen geringen kathodischen Schutz der Matrix. Der Einfluss der Mn-Dispersionen auf das Korrosionsverhalten ist vergleichsweise gering, aber eher positiv zu bewerten. Mn-Bestandteil der Al_8Fe_2Si -Primärphase reduziert die Sauerstoffreaktion an den Phasenpartikeln und verbessert somit den Lochkorrosionswiderstand.

Chrom, Cr, bildet eine feine Dispersion von Al_7Cr bzw. von komplexen Verbindungen mit anderen Elementen. Bei stöchiometrischer Zusammensetzung der Legierung (1,0 % Mg, 0,6 % Si) und 0 % Cu nimmt die Korrosionsanfälligkeit im Salzsprühversuch bei Gehalten bis zu 0,30 % Cr deutlich ab. Steigender Cu-Gehalt erhöht die Korrosionsanfälligkeit, am geringsten jedoch bei 0,25 % Cr-Gehalt (Johnson und Wright 1967). Ob die Ursachen für die positive Wirkung des Cr-Gehaltes bei $AlMgSi$ -Legierungen auf elektrochemische Einflüsse oder auf die Bedeutung von Al_7Cr -Dispersionspartikel für die Steuerung des Korn- und Subkorngefüges zurückzuführen ist, scheint noch nicht sicher geklärt.

Einfluss der Abschreck- und Aushärtungsbedingungen Tabelle 5.4 listet veröffentlichte Ergebnisse aus IK-Untersuchungen an $AlMgSi$ -Legierungen nach Abschreckung in Wasser und nach Luftabkühlung in den Aushärtungszuständen T4 (kaltausgehärtet) und T6 (voll warmausgehärtet). Die Korrosionsprüfung erfolgte in allen Fällen in salzsaurer NaCl-Lösung nach der Prüfnorm ISO/DIS 11846 (Methode B). Da mit Ausnahme der Probe #14 (10 mm dicke Probe der Legierung AW-6061) alle Prüfkörper die gleiche Probendicke hatten, ist von vergleichbaren Abkühlgeschwindigkeiten bei Wasserabschrecken und Luftabkühlen auszugehen. Es ergeben sich folgende Feststellungen:

Tab. 5.4 IK-Ergebnisse für AlMgSi(Cu)-Legierungen nach verschiedenen Wärmebehandlungen, geprüft nach IK-Norm ISO/DIS 11846 (Methode B); aus verschiedenen Literaturangaben

Legierung/Zustand		Max. IK-Korr.-Tiefe									
Nr. Halbzeug Dicke (mm)	Mg	Si	Fe	Mn	Cu	Cr	Lös.-Glühen Abkühlung ^a	T6 (h/°C)	T4 (µm)		Lit. ^b
									WQ	AC	
#1 Profil 2,5	0,5	0,60	0,2	0,2	0,12	0,02	WQ+AC	5/185	100	560	200 [1]
#2 Profil 2,5	0,6	0,9	0,20	0,6	5 ppm	0,03	WQ+AC	5/185	<15	50	<15 [1]
#3 Profil 2,7	0,57	0,62	0,21	0,21	0,13	0,001	WQ+AC		335	425	[2]
#4							I-WQ-250/2,7h		50		[2]
#5							I-WQ-300/20'		<15		[2]
#6 Profil 2,7	0,57	0,62	0,21	0,21	0,13	0,001	AC	48/140		550	100 [3]
#7								5/185		550	25 [3]
#8								40'/220		550	10 [3]
#9 Profil 2,7	0,55	0,60	0,20	0,15	0,17	0,02	WQ+AC	5/185	290	525	300 <50 [4]
#10							ST/WQ+AC	5/185	100	560	200 265 [3]
#11							AC	2,8/185		500	≤50 [3]
#12 Profil 2,7	0,54	0,60	0,22	0,15	0,02	0,03	ST/WQ+AC	5/185	<15	60	15 25 [3]
#13 Blech 2	0,40	1,31	0,33	0,08	0,004	k. A.	ST/WQ+AC	5/185	LK	~60	~120 ~20 [5]
#14 Blech 10	0,85	0,6	0,7	0,04	0,22	0,17	ST/WQ	5/225	LK		~125 [6]
#15 Profil 2,7	0,50	0,59	0,2	0,15	0,02	0,03	ST/WQ	5/185	0	0	[7]

^a WQ+AC = an der Presse mit Wasser bzw. Luft abgekühlt; I-WQ=Stufenabgeschreckt mit Haltezeit; ST = Lösungsgeglüht; LK = nur Lochkorrosion; (~) = von Bilddokument geschätzt

^b [1] Svenningens et al. 2006a, [2] Svenningens et al. 2006b, [3] Svenningens et al. 2006c, [4] Svenningens et al. 2006d, [5] Larsen et al. 2010, [6] El-Menshawey et al. 2012, [7] Larsen et al. 2008

Anwendungstechnologie Aluminium

Ostermann, F.

2014, XVII, 829 S. 597 Abb., 78 Abb. in Farbe.,

Hardcover

ISBN: 978-3-662-43806-0