

Aus Kapitel 15: Werkstoffe

15.5 Elastische Verformung

Bonusmaterial zu Abschn. 15.5: Energieelastizität

Energieelastizität (Speichermodul) und Elastizitätsgrenze sinken mit steigender Temperatur, Viskoelastizität (Verlustmodul) nimmt zu

Speicher- und Verlustmodul ergeben einen komplexen E -Modul und sind mit dynamischer Analyse (DMA) messbar.

Die abnehmende Atombindung mit steigender Temperatur bewirkt eine Abnahme des E -Moduls, wie sie beispielhaft in Abb. 15.1a für einige Metalle dargestellt ist. Der Beitrag des Ferromagnetismus in Reineisen verschwindet bei der Curie-Temperatur ($T_{\text{Curie}} = 770^\circ\text{C}$). Bei der Umwandlung in kubisch flächenzentriertes (kfz) Eisen (910°C) steigt der E -Modul, da die Packungsdichte der Atome im kfz Gitter höher ist als im kubisch raumzentrierten (krz) Kristallsystem. Die maximale elastische Dehnung der Metalle bleibt mit steigender Temperatur trotz abnehmendem E -Modul in etwa gleich, da auch die Elastizitätsgrenze abnimmt. Die elastische Energiedichte e nimmt jedoch mit steigender Temperatur ab.

Bei Werkstoffen mit signifikanter Dämpfung wird ein Speichermodul (entspricht der Energieelastizität nach dem Hooke'schen Gesetz) vom Verlustmodul der Dämpfung unterschieden. Der Speichermodul (Energieelastizität) der Polymere ist unterhalb der Glasübergangstemperatur auf die Festkörperstruktur durch unbewegliche Bindungen zurückzuführen und fällt darüber im viskoelastischen Zustand stark ab. Sobald die Polymerketten gegeneinander beweglich werden (viskos), nimmt die Dämpfung zu, der ein Verlustmodul zugeordnet wird, der über der Glasübergangstemperatur deutlich zunimmt.

Bei der Dynamisch-Mechanischen Analyse (DMA) wird eine Biegeprobe mit sinusförmig wechselnder Be-

lastung in Schwingung versetzt (Grellmann 2011). Die Schwingung der Probe in Phase mit der Erregungskraft ergibt den Speichermodul E' (entspricht dem E -Modul der Energieelastizität und dem Hooke'schen Gesetz) und eine eventuelle Phasenverschiebung der Durchbiegung ergibt den Verlustmodul E'' , der aufgrund der Dämpfung auftritt. Der E -Modul kann in komplexer Schreibweise mit $E^* = E' + E''i$ angegeben werden. Die bei diesen mechanischen Schwingungen auftretenden Energieverluste verursachen eine Dämpfung (siehe mechanische Hysterese in Abschn. 15.1, Abb. 15.13 und 15.14), die mit der Dämpfungskonstanten $\eta = E''/E'$ quantifiziert wird.

Die Abhängigkeit des E -Moduls von der Temperatur bis zum Einsetzen plastischer Verformung, sowie die Glasübergangstemperatur (Abb. 15.1) oder der Polymerisierungsgrad von Kunststoffen können mittels DMA gemessen werden. Die temperaturabhängige Bestimmung des Speichermoduls E' und des Verlustmoduls E'' bzw. der zugehörigen Schubmoduln G' und G'' ermöglicht es, den Polymerisierungszustand von Kunststoffen zu bestimmen (Grellmann 2011). Das Beispiel in Abb. 15.2 zeigt DMA-Messungen für Scherbelastung des Schmelzklebstoffes Polyvinylbutyral (PVB). Die Erweichungstemperatur T_S dieses Thermoplastes ist damit definiert, dass die Dämpfungskonstante für Scherung $\eta_G = 1$ beträgt ($T_S = 143^\circ\text{C}$: Speicherkomponente = Verlustkomponente des Schubmoduls). Die Glasübergangstemperatur ist durch den Sprung im

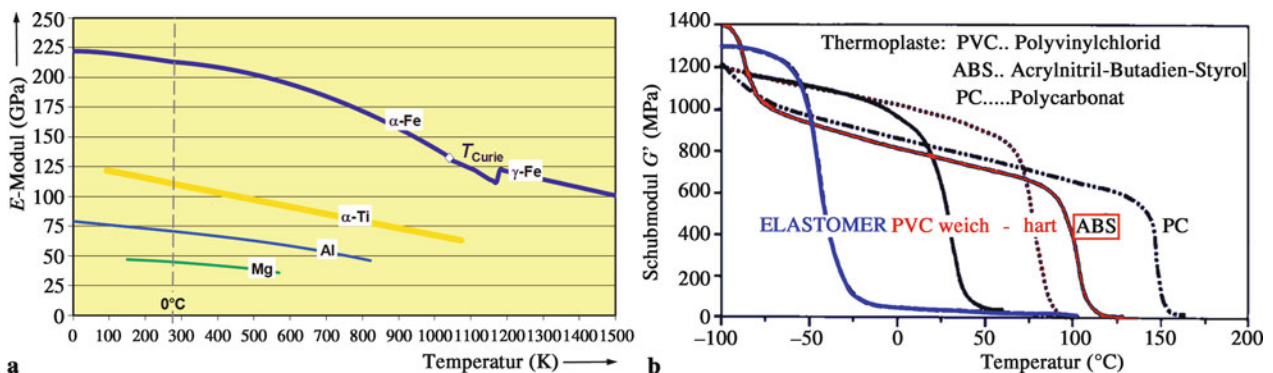
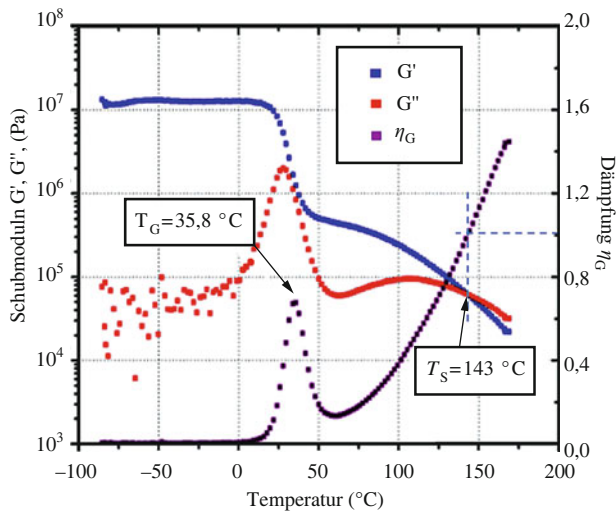


Abb. 15.1 Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls: **a** E -Modul der Metalle Magnesium, Aluminium, α -Titan und Reineisen (Fe), wie für fast alle ihrer Legierungen; E -Modul für Eisen mit mit krz und kfz Kristallgitter; **b** Realteil der Schubmodul G' (Speicherschubmoduln) eines Elastomers und einiger Thermoplaste (starker Abfall bei der jeweiligen Glasübergangstemperatur)



Speicherschubmodul erkennbar ($T_G = 35,8$ °C \equiv Maximum des Verlustschubmoduls = relatives Maximum der Dämpfung).

Literatur

- Grellmann W, Seidler S (2011) *Kunststoffprüfung*, Hanser
- Koch T (2011) TU-Wien

Abb. 15.2 DMA-Ergebnisse (1 Hz, Aufheizrate 2 K/min) für die Temperaturabhängigkeit der Elastizitätskonstanten: Speicher- und Verlustschubmodul (G' bzw. G''), dem Real- und Imaginärteil des komplexen Schubmoduls einer Klebefolie aus Polyvinylbutyral (PVB ist ein Thermoplast), sowie die daraus folgende Dämpfungskonstante $\eta_G = G''/G'$; die Glasübergangstemperatur $T_G = 35,8$ °C \equiv G'' -Maximum, die Erweichungstemperatur $T_S = 143$ °C \equiv $\eta_G = 1$ (Koch T: Institut f. Werkstoffwissenschaft. TU-Wien (2011))

Abschätzung der longitudinalen und transversalen E-Moduln endlosfaserverstärkter Matrices, sowie für Grauguss mit diskontinuierlichen Graphiteinlagerungen

Anwendung der Mischungsregeln für unidirektional keramikfaser- und kohlenstofffaserverstärkte Aluminiummatrix im Vergleich zu kohlenstofffaserverstärktem Epoxid. Reziproke Mischungsregel ist für Grauguss mit Graphiteinlagerungen in Stahl anwendbar.

In Abb. 15.3 ist die Abhängigkeit der E-Moduln unidirektional mit Endlosfasern verstärkter Epoxid- und Aluminiummatrix vom Volumenanteil der Fasern dargestellt. Die lineare Mischungsregel Gleichung (15.10) ist für die E-Moduln in Faserrichtung angewandt, während die reziproke Mischungsregel Gleichung (15.11) die transversalen E-Moduln ergibt. Im System Al/Al₂O₃-N610 sind beide Komponenten isotrop, sodass in jeder Richtung eine Verstärkung erzielt wird. Für die anisotrope Kohlenstofffaser ergibt sich nur in der Faserrichtung eine deutliche Verstärkung, während die Epoxid-Matrix in Querrichtung nur geringfügig verstärkt, die Aluminium-Matrix jedoch geschwächt wird. Die Kurven der linearen und reziproken Mischungsregel geben Grenzwerte der E-Moduln der Verbundwerkstoffe an. Meistens werden die Werte der linearen Mischungsregel nicht erreicht, besonders wenn die Fasern nicht vollkommen parallel ausgerichtet sind. Holz ist ein mit annähernd parallelen Kurzfasern (Fibrillen) verstärkter Werkstoff, der sich deshalb deutlich anisotrop verhält.

Graues Gusseisen (Kap. 16, Abschn. 16.11) ist zwar kein Verbundwerkstoff, aber mit einem Volumenanteil von 5–10 % Graphit als kugelförmige (Sphäroguss-GJS)

oder unregelmäßige Teilchen (Lamellen- oder Vermikulargrafit in GJL bzw. GJV) lässt sich die reziproke Mischungsregel anwenden. Der E-Modul der Graphiteinlagerungen ist mit ca. 10 GPa wesentlich kleiner als der der Stahlmatrix. Der E-Modul der verschiedenen Graugussvarianten liegt je nach Graphit- und Porenanteil zwischen 115 und 185 GPa, ist also wesentlich kleiner als der E-Modul der Stahlmatrix.

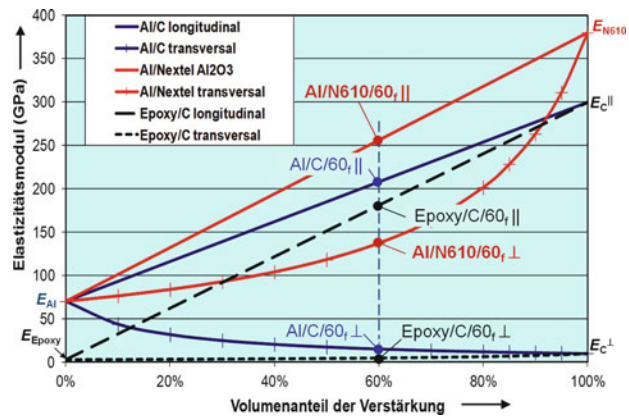


Abb. 15.3 Anwendung der linearen Mischungsregel für die Abschätzung der E-Moduln unidirektional mit Endlosfasern verstärkter Verbundwerkstoffe in Faserrichtung \parallel (15.10) und der reziproken Mischungsregel (15.11) für die E-Moduln quer zur Faserrichtung \perp : Epoxid-Matrix ($E = 2,5$ GPa) und Aluminium-Matrix ($E = 70$ GPa) mit anisotroper High-Modulus-Kohlenstofffaser ($E_{\parallel} = 300$ GPa, $E_{\perp} = 10$ GPa), sowie Aluminium-Matrix mit isotroper Aluminiumoxidfaser (N610, $E = 380$ GPa); E-Modulwerte für 60 Vol.-% Verstärkungsfaser sind markiert

Bonusmaterial zu Abschn. 15.5: Elastizitätskennwerte sind für den Maschinenbau wesentlich – Torsionssteifigkeit

Torsionssteifigkeit eines unidirektional mit Kohlenstofffasern verstärkten Epoxid-Langproduktes

Hochfeste, hochmodulige kontinuierliche Kohlenstofffasern verstärken ein Epoxid-Rohr unidirektional, das mittels Pultrusion hergestellt wurde.

Die Vorteile unidirektionaler Faserausrichtung können in Langprodukten genutzt werden, die mittels Pultrusion (Harz getränkte Fasern werden durch das Formwerkzeug gezogen) erzeugt werden. Abbildung 15.4 zeigt die Ergebnisse eines Torsionsversuches mit vier mechanischen Hystereseschleifen zur Bestimmung der Steifigkeit eines unidirektional mit Kohlenstofffasern verstärkten Kunststoffrohres (CFK). Die Kurve verläuft flacher als dem linear elastischen Verhalten entspricht, da durch die Verschiebung der Fasern in der Matrix bleibende Verformungen entstehen. Die Dämpfung (Fläche der Hystereseschleife) nimmt mit ansteigendem Verdrehwinkel zu, wobei der Schubmodul vermindert wird, was die elastische Rückfederung erhöht. Bis 30° Drehwinkel konnten keine Materialschädigungen (z. B. Risse) beobachtet werden, obwohl das Rohr plastisch verformt wurde.

Literatur

- Rodríguez-Hortalá M et al. (2011) 18. *Symp. Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, TU-Chemnitz, 208–215

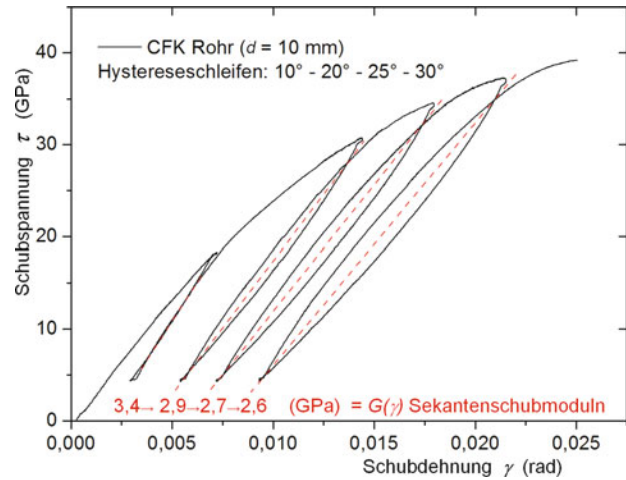


Abb. 15.4 Schubspannungs-Schubdehnungskurve eines Torsionsversuches mit einem axial unidirektional mit Kohlenstofffasern verstärkten Rohr (10 mm Durchmesser, 1,5 mm Wanddicke, 120 mm Messlänge) mit Epoxidmatrix (Epoxid/C-HT/65; UD). Die Sekantenmoduln der mechanischen Hysteresen sind mit steigendem Drehwinkel angegeben (Rodríguez-Hortalá et al. 2011)

15.6 Festigkeit unter quasi-statischer Belastung

Bonusmaterial zu Abschn. 15.6: Durchstrahlungselektronenmikroskopie

Kristalldefekte können mittels Durchstrahlungselektronenmikroskopie abgebildet werden. Wie entstehen Abbildungen im Transmissionselektronenmikroskop (TEM)?

Das Auflösungsvermögen der Lichtmikroskopie ist durch die Wellenlänge des Lichtes ($0,3\text{--}0,6\mu\text{m}$) begrenzt. Elektronenstrahlen sind elektromagnetische Wellen, deren Wellenlänge von der Beschleunigungsspannung der Elektronen für den Elektronenstrahl abhängt. Der Strahlengang der Elektronen kann im Hochvakuum mit elektromagnetischen Linsen fokussiert werden (Abb. 7). Das Auflösungsvermögen wird durch die Linsenfehler auf einige $0,1\text{ nm}$ begrenzt. Zur Bildgebung dienen die unterschiedliche Absorption in mehrphasigen Proben und die Elektronenbeugung in der Kristallstruktur, die Kristalldefekte sichtbar macht (Hornbogen 2009).

Für TEM-Abbildungen muss der Elektronenstrahl die Probe durchdringen, um ein Durchstrahlungsbild zu ermöglichen. Für $100\text{--}200\text{ kV}$ Beschleunigungsspannung sind Al-Proben bis $0,4\mu\text{m}$ und Stahlproben bis $0,3\mu\text{m}$ durchstrahlbar. Die Proben können elektrolytisch oder mittels Ionenstrahlen gedünnt werden bis ein kleines Loch durchbricht, dessen Rand dünn genug und durchstrahlbar ist (Abb. 15.5b). Die dünne, durchstrahlbare Schicht einer polykristallinen Probe enthält scheibchenförmige Ausschnitte der aneinander grenzenden Körner. Einlagerungen und inkohärente Ausscheidungen in diesen Kornbereichen werden mittels Absorptionskontrast abgebildet (Abb. 15.6b). Kristalldefekte (siehe Abschn. 15.6, Abb. 15.24), die die Gitterebenen verzerren (Versetzungen in Abb. 15.5e,f, Versetzungsringe in Abb. 15.6b), werden durch die gestörte Kristallbeugung sichtbar. Unterschiedlich orientierte Körner und Subkörner werden verschieden stark durchstrahlt, so dass sie durch unterschiedliche Durchstrahlungsintensität (Grauwerte) erkennbar werden (Abb. 15.6c). Hochauflösungsabbildungen in der Richtung der Atomreihen lässt deren periodische Anordnung erkennen (Abb. 15.5d). Abbildung 15.5c zeigt das Beugungsmuster des Elektronenstrahls, der ein kfz Al-Korn in der Richtung der Würfelkante durchstrahlt. Da diese Probe kohärente Al_3Zr Ausscheidungen enthält, die gleich orientiert sind wie das Mutterkorn, liefern deren Überstruktur Beugungspunkte (in Abb. 15.5c markiert). Ähnliches kristallografisches Gefüge liegt in einer Nickelbasis-Superlegierungsprobe vor. Werden alle Strahlen außer dem Überstrukturreflex der Ni_3Al -Phase ausgeblendet, zeigt das Dunkelfeld-

bild nur die kugelförmigen Ausscheidungen dieser Phase (Abb. 15.6a). Abbildung 15.6a zeigt auch Fragmente von Ausscheidungen, die durch zahlreiche Versetzungsbewegungen entlang Gleitebenen geschnitten wurden.

Literatur

- Hornbogen E, Skrotzki B (2009) *Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe*, Springer
- Callister WD, Bethwisch DG (2010) *Materials Science and Engineering*, Wiley

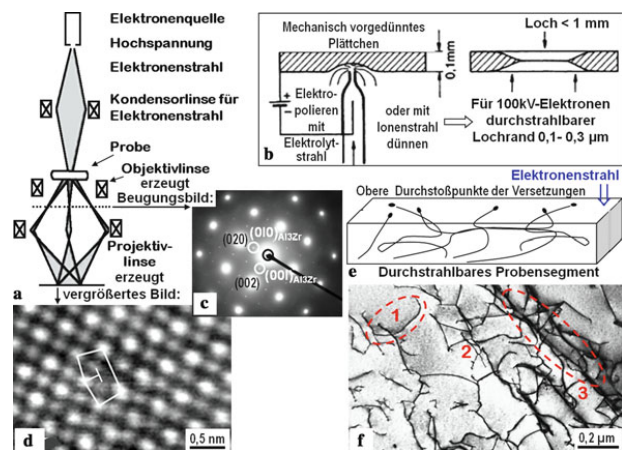
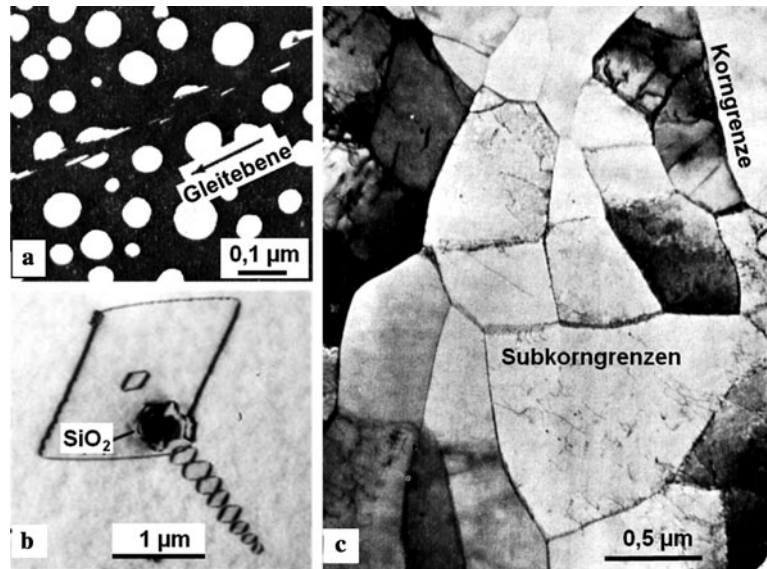


Abb. 15.5 Schematische Darstellung eines Durchstrahlungselektronenmikroskops (Transmissionselektronenmikroskop TEM): **a** Prinzipskizze des Strahlengangs der von einer punktförmigen Quelle emittierten Elektronen, die mit $100\text{--}200\text{ kV}$ beschleunigt werden und durch elektromagnetische Linsen parallel ausgerichtet oder fokussiert werden können. **b** Beispiel für die Präparation einer durchstrahlbaren Metallprobe, die in der Mitte verformungsfrei elektrolytisch oder mit Ionenstrahlen abgetragen wird, bis ein winziges Loch durchbricht. **c** Der Elektronenstrahl wird in der für das Kristallsystem typischen Symmetrie gebeugt, so dass in der Objektivenebene ein Feinbereichsbeugungsbild (FBB) entsteht: kfz Al-Korn mit der Würfelkante parallel zum Elektronenstrahl; kohärente Al_3Zr -Überstrukturausscheidungen in diesem Korn erzeugen Nebenreflexe gleicher Symmetrie. **d** $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ -Kristall, dessen Atomreihen parallel zum Elektronenstrahl in Hochauflösung abgebildet sind; in der Bildmitte endet eine Halbebene mit einer Stufenversetzung, die parallel zum Elektronenstrahl verläuft. **e** Skizze eines durchstrahlten Probenbereichs mit gekrümmten Versetzungen, deren Schattenbilder einer kaltgewalzten Ti-Probe in **f** sichtbar sind (1 = gekrümmte Versetzung, 2 = mehrere Versetzungskreuzungen, 3 = Versetzungsnetzwerk)

Abb. 15.6 TEM Aufnahmen: **a** Dunkelfeldbild kohärenter Ni_3Al Ausscheidungen (*hell*) in einer Superlegierung, die in einer Gleitebene durch hunderte Versetzungen in Scheibchen geschnitten wurden. **b** Si-Kristall mit SiO_2 -Einschluss (*schwarz*), der von Versetzungsringen (*schwarz*) umgeben ist. **c** Kristallkörner und Subkörner in einer Al-Knetlegierung, die durch Orientierungsunterschiede unterschiedlich stark durchstrahlt werden (*Gratöne*). Innerhalb der Subkörner und in Subkorngrenzen sind Versetzungen erkennbar (*schwarze Linien*), die die Probe wie die Subkorn- und Korngrenzen zwischen der oberen und unteren Probenoberfläche durchdringen (Hornbogen, Skrotzki 2009)



Korngefüge metallischer Werkstoffe

Wie in Abschn. 15.6 in Abb. 15.23 und 15.24 schematisch dargestellt, grenzen Körner der gleichen Kristallstruktur mit unterschiedlichen Orientierungen in metallischen Werkstoffen aneinander, die fast alle in polykristallinem Zustand eingesetzt werden. Die Korngrößen werden üblicherweise aus lichtmikroskopischen Schliffbildern bestimmt, indem die Korndurchmesser oder die unregelmäßigen Kornflächen gemessen und dem Durchmesser eines flächengleichen Kreises zugeordnet werden. Mit guter Näherung können die Schliffbilder mit Musterbildern einer ASTM-Bildreihe (American Society for Testing and Materials) mit Korngrößennummern (ASTM 15 \approx 3 μ m Korndurchmesser bis ASTM (-3) \approx 1 mm) verglichen und nummeriert werden. Abbildungen 15.7 und 15.8 zeigen me-

tallografische Schliffbilder mit Korngrößenangaben für einige metallische Werkstoffe. Die Korngrößen werden einerseits durch rasche Erstarrungsgeschwindigkeit beim Gießen vermindert (Gießtechnik wird im Buch in Kap. 30 behandelt) und/oder durch Umformung und Rekristallisationswärmebehandlung eingestellt (siehe Abschn. 15.12 im Buch). Im Allgemeinen bedarf es einer Oberflächenbehandlung der polierten Metallografieproben, um die Korngrenzen abzubilden (Korngrenzenätzung: Abb. 15.7a,b,d, Abb. 15.8b,d) und/oder orientierungsabhängige Reflexionen zu erzeugen (Kornflächenätzung: Abb. 15.7c, Abb. 15.8a,c). In den Abb. 15.7c,d (im Buch) sind geradlinige Zwillingsgrenzen (siehe Abb. 15.24) erkennbar, die in krz Strukturen (Abb. 15.7a,b im Buch) nicht auftreten.

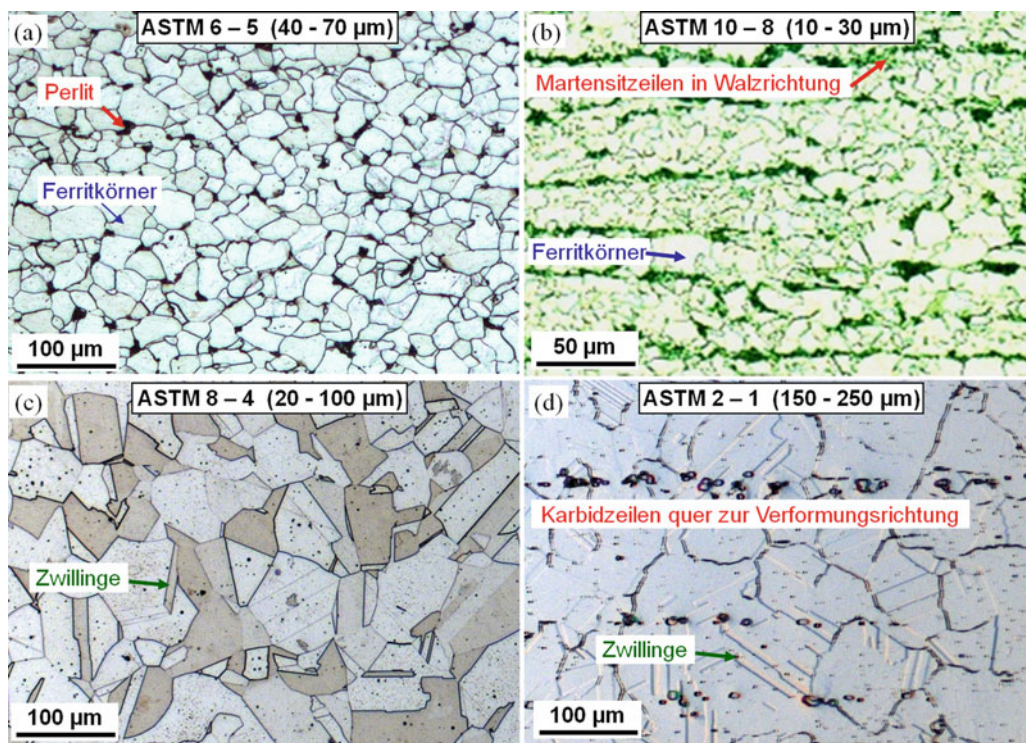


Abb. 15.7 Lichtmikroskopische Schliffbilder unterschiedlicher Stähle (Beispiele **a** und **b** werden auch als Karosseriebleche eingesetzt) und einer Ni-Legierung: **a** Korngrenzenätzung eines ferritischen Baustahls mit ca. 5 Vol.-% Perlit (schwarzes, feinstkörniges Gemenge aus Karbiden und Ferrit) mit ASTM Korngröße 5–6; **b** Dualphasenstahl aus feinkörnigen Ferritbändern (wie Feinkornbaustahl – ASTM 8–10) unterbrochen von ca. 10 Vol.-% Martensitzellen in Walzrichtung; **c** korrosionsbeständiger, austenitischer Stahl X5CrNi-18-10 mit unterschiedlicher Grautönung der Körner (ASTM 4–8) und zahlreichen Zwillingen (geradlinige Zwillingsgrenzen sind typisch für dichteste Kugelpackungen wie kfz und hdp Kristallstrukturen); **d** Korngrenzenätzung einer grobkörnigen (ASTM 1–2) Ni-Basisuperlegierung IN718 mit Karbidzeilen, die bei der Warmumformung entstanden, sowie einige Zwillingsgrenzen enthalten (Superlegierung für Turbinenschaufeln aus dem Leitbeispiel)

Literatur

- Zaruba C, Knoblich H, Asiemo E (2013) *Versuchsprotokoll*, TU Wien
- Poletti C (2012) *Versuchsprotokoll*, TU Wien

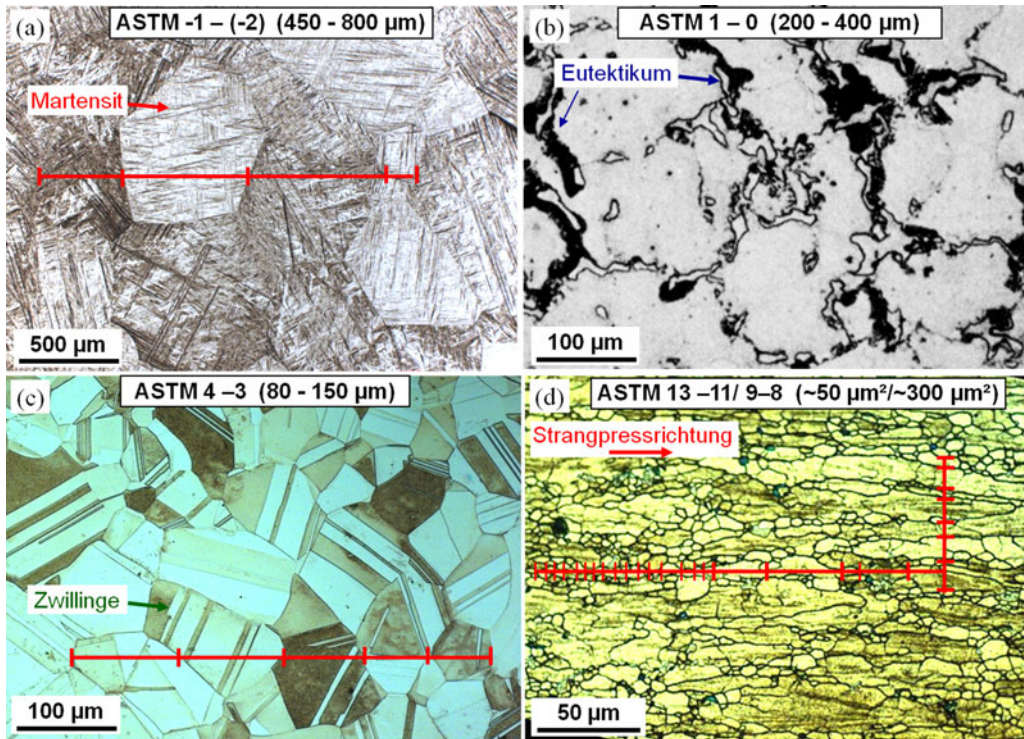


Abb. 15.8 Lichtmikroskopische Schliffbilder von Leichtmetallen und Messing: **a** Ti6Al4V abgekühlt aus dem krz β -Phasenbereich, wo sich große Körner (ASTM -3 bis -1) bildeten, in denen sich kristallografisch orientierte Martensitlamellen bildeten; **b** Mg-Gusslegierung AZ91 mit eutektischen Bereichen (*dunkel*) an den Korngrenzen im Gusszustand (ASTM 0-1); **c** kfz α -Messing mit zahlreichen, geradlinigen Zwillingsgrenzen innerhalb der Körner (ASTM 2-3); **d** Korngrenzenätzung eines Längsschliffes eines teilweise rekristallisierten AW-6082 (AlMgSi1)-Strangpressproduktes mit bimodaler Korngrößenverteilung: kleine rundliche Körner (ASTM 11-13) und längliche Körner, die mittels der Kornfläche quantifiziert werden (ASTM 8-9). Die *roten Linien* in **a**, **c** und **d** dienen zur Abschätzung der Korngröße aus den Schnittpunkten mit den Korngrenzen (Zaruba et al. 2013, Poletti 2012)

15.8 Plastische Verformbarkeit

Bonusmaterial zu Abschn. 15.8: Kennwerte für die Umformbarkeit von Metallen

Verformungsanisotropie

Die plastische Verformung von Walzprodukten erfolgt oft nicht in jeder Richtung gleich: Näpfchenproben werden zipfelig, was durch einen Lankford-Koeffizient (r -Wert) $\neq 1$ deutlich wird. Die Ursache für diese Verformungsanisotropie liegt in einer bevorzugten Kristallorientierung.

Gewalzte Bleche weisen aufgrund der Verformungs- und Wärmebehandlungsschritte (Rekristallisation siehe Abschn. 15.12 im Buch) während der Fertigung eine kristallografische Textur auf (die Häufigkeit der Kristallorientierungen der Körner weist bevorzugte Richtungen auf), sind also anisotrop. Aus diesem Grunde unterscheidet sich nicht nur der E -Modul, sondern auch der Grad der plastischen Verformung in der Blechebene von der über die Blechdicke. Abbildung 30.111 im Buch veranschaulicht die Dehnungsverhältnisse eines Volumenelements einer Flachzugprobe aus einem Blech, das in Walzrichtung l plastisch gedehnt wird. Quer zur Zugrichtung nehmen die Probenbreite und die Probendicke aufgrund der Erhaltung des Volumens ab. Das Verhältnis der Probenkontrak-

tionen quer zur Zugrichtung in der Blechebene zur Blechdicke ergibt den sogenannten r -Wert (Lankford-Koeffizienten), der die Anisotropie der Verformung in der Blechebene gegenüber der der Blechdicke s angibt (Gleichung (30.85) im Buch).

Für Blechumformungen (z.B. Tiefziehen, siehe Abschn. 30.3 im Buch) für Karosserieteile ist es von Vorteil, wenn die Blechdicke und somit die Festigkeit und Steifigkeit, möglichst erhalten bleiben. Das Material soll vornehmlich aus der Probenbreite in die Probenlänge fließen. Wenn die Verformung hauptsächlich in der Blechebene stattfindet und die Blechdicke weniger abnimmt ist der r -Wert größer als 1. Stahlbleche haben r -Werte von 1 – bis 2, während der r -Wert von Aluminium-Blechen oft kleiner als 1 ist. Darüber hinaus gibt es noch Anisotropie in der Blechebene, sodass r -Werte in 45° und quer zur Walzrichtung unterschiedlich sind. Wenn dies der Fall ist, tritt Zipfeligkeit beim Näpfchen ziehen (Test für Tiefziehbleche siehe Abschn. 30.3, Abb. 30.106 im Buch) auf.

15.9 Bruchvorgänge in Werkstoffen

Bonusmaterial zu Abschn. 15.9: Metallografie mittels Rasterelektronenmikroskopie

Rasterelektronenmikroskopie

Die Rasterelektronenmikroskopie (REM) ermöglicht eine höhere örtliche Auflösung und bietet eine wesentlich größere Tiefenschärfe als die optische Lichtmikroskopie. Außerdem kann die chemische Zusammensetzung und die kristallografische Struktur der Oberfläche analysiert werden.

REM dient hauptsächlich zur Abbildung und Analyse von Probenoberflächen (Schmidt 2014). Die Funktionsweise eines Rasterelektronenmikroskops ist schematisch in Abb. 15.9 dargestellt. Gegenüber dem Lichtmikroskop hat das REM eine höhere Ortsauflösung (bis 0,1 nm gegenüber ca. 200 nm beim Lichtmikroskop) und eine hohe Tiefenschärfe von einigen Millimetern, was für topografische Abbildung genutzt wird. Bruchflächenanalyse ist ein wichtiges Hilfsmittel in der Schadensfalluntersuchung. Wie beim Durchstrahlungselektronenmikroskop wird die Wellennatur eines Elektronenstrahls ausgenutzt, um eine Probe zu beleuchten. Die Elektronenquelle (1) sendet Elektronen aus, die durch eine hohe Spannung in Richtung einer positiven Elektrode (2) beschleunigt werden. Über Kondensorblenden (3) und elektromagnetische Linsen wird der Elektronenstrahl parallel (4) ausgerichtet und auf die Probe fokussiert (5). Der Brennpunkt auf der Probe (6) wird mit Ablenkspulen über einen Bereich der Probenoberfläche gerastert (12) und gleichzeitig wird wie bei einem Fernsehbildschirm zeilenweise ein Bild der Probe erzeugt (13). Die Größe des Brennpunkts auf der Probe limitiert das örtliche Auflösungsvermögen. Die auftreffenden Elektronen treten mit dem Probenmaterial in unterschiedliche Wechselwirkungen. Je höher die Beschleunigungsspannung der Elektronen ist, umso tiefer können sie in die Probe eindringen. Ein Teil der Elektronen bleibt in der Probe „stecken“, wird absorbiert und muss abgeleitet werden, damit sich die Probe nicht negativ auflädt. Das Bild des Probenstroms (10) zeigt den Kontrast der lokal absorbierten Elektronen (z. B.: nicht leitende Einschlüsse in Metallen). Es ist somit vorteilhaft, elektrisch leitende Proben (Metalle) zu untersuchen oder die Oberfläche von Keramik- und Polymer-Proben mit einer sehr dünnen, leitenden Schicht (Kohlenstoff, Gold) zu bedecken. Ohne nennenswerten Energieverlust reflektierte Elektronen erzeugen das Rückstreuelektronenbild (9). Je höher die

Ordnungszahl eines Elementes ist, umso mehr Elektronen kann es rückstreuen, sodass unterschiedliche Bestandteile einer Oberfläche einen Elementkontrast im Rückstreuelektronenbild (BSE) liefern, wie das Beispiel in Abb. 15.10b zeigt, wo die schwereren Elemente helle Bildstellen erzeugen. Die auftreffenden Elektronen schlagen auch Elektronen aus inneren Elektronenschalen der Atome der Probe, die dann charakteristische Röntgenstrahlen emittiert. Aus deren Wellenlänge (7) kann mit Elektronenstrahl-Mikroanalyse (EPMA) zusammen mit deren Intensität die Menge des Elements in der Probe berechnet werden. Aus der Energie (8) dieser Röntgenstrahlen werden mittels Festkörperdetektoren energiedispersive Spektren (EDS) aufgenommen, die häufig für Elementanalysen eingesetzt werden (Abb. 15.10d).

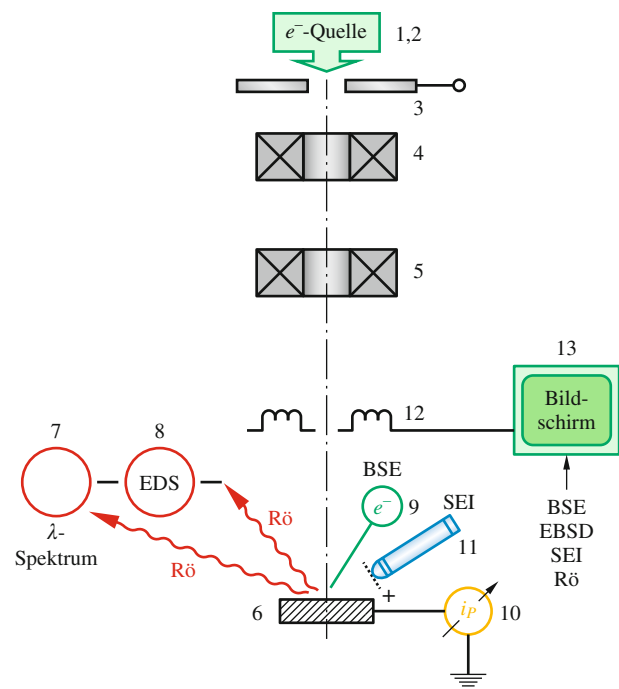


Abb. 15.9 Schematischer Strahlengang der Elektronen im REM (1–5), der mittels Rastereinheit (12) auf die Probe (6) trifft, von wo die Signale 7–10 zur Analyse eingesetzt und am Bildschirm (13) dargestellt werden

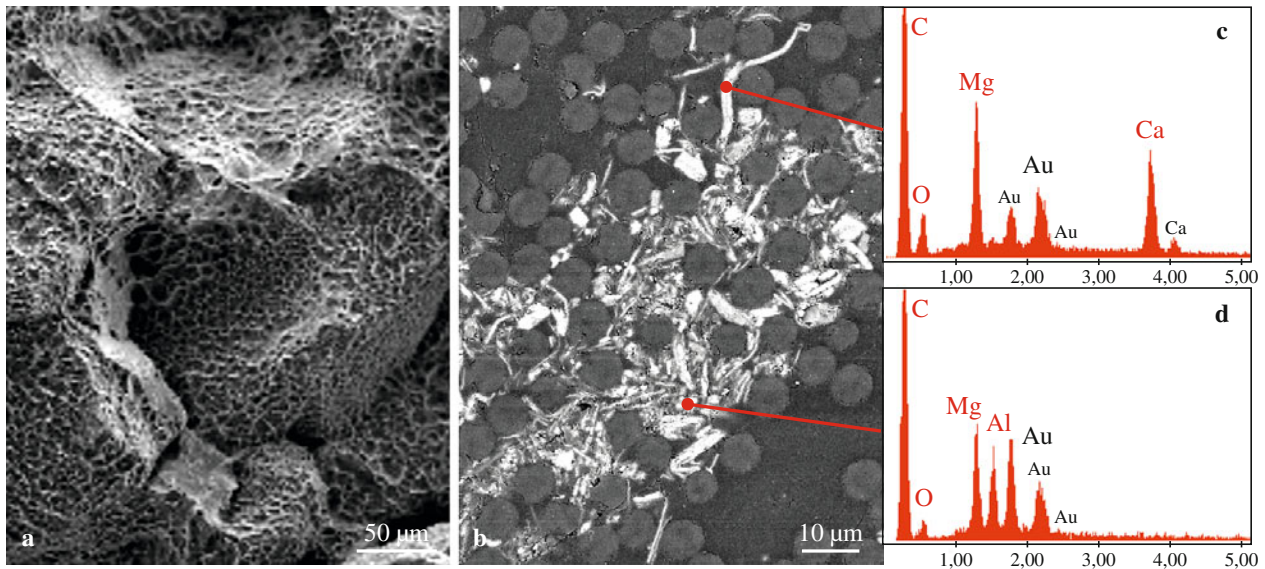


Abb. 15.10 Beispiele der wichtigsten REM-Abbildungsverfahren; **a** Sekundärelektronenbild (SEI) einer intergranularen, mikroduktilen Bruchfläche eines ferritischen Stahls mit Grübchen (Großeiber et al. 2012); **b** Rückstreuerelektronenbild (BSE) eines Querschliffes eines kohlenstofffaserverstärkten Epoxidharzes mit Partikeln aus schwereren Elementen (weiß); **c** EDS (energiedispersives Spektrum) von Magnesia-Kalk; **d** EDS von Aluminium-Magnesium-Oxid; der Schliff war mit einer Goldschicht leitend gemacht worden, weshalb ein Au-Signal in den Spektren erscheint; C- und O-Signale stammen hauptsächlich vom Kunststoff (Rodríguez-Hortala et al. 2011)

Sekundärelektronen niedriger Energie aus der äußeren Elektronenhülle der Elemente der Probenoberfläche werden von einem seitlich angebrachten, positiv gepolten Detektor (11) angezogen. Die Intensität der Sekundärelektronen ist umso größer, je mehr eine Stelle der Probenoberfläche dem SE-Detektor zugewandt ist. Somit entsteht ein Bild der topografischen Unterschiede, was besonders für Fraktografien genützt wird (Abb. 15.10a, siehe im Buch in Abschn. 15.9: Abb. 15.59e, 15.66a–c, in Abschn. 15.11 Abb. 15.86b).

Literatur

- Schmidt PF (2014) Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und Mikrobereichsanalyse, Expert Verlag
- Rodríguez-Hortalá M, Salaberger D, Hernández S, Holzmeier M, Degischer P, Kastner J (2011) Characterization of defects in carbon fibre reinforced polymers (CFRP), TU-Chemnitz Schriftenreihe, Bd. 41, S. 208–215
- Großeiber S, Ilie S, Poletti C, Harrer B, Degischer HP (2012) Influence of strain rate on hot ductility of a V-microalloyed steel slab, Steel Research Int. 83(5), S. 445–455

15.10 Festigkeit spröder Werkstoffe

Bonusmaterial zu Abschn. 15.10: Überlebenswahrscheinlichkeit

Überlebenswahrscheinlichkeit zugbeanspruchter, spröder Werkstoffe mit Hilfe der Weibull-Statistik aufgrund der statistischen Verteilung von Defekten

Die folgenden, mathematischen Darstellungen sollen die Vorgangsweise bei der Linearisierung der Werkstoffparameter zeigen. Die mathematischen Umformschritte dienen dazu, die wesentliche Abhängigkeit der kumulativen Überlebenswahrscheinlichkeit (15.24) von Werkstoffparametern grafisch darzustellen. Für den Ingenieur ist die Ableitung weniger wichtig als das Ergebnis:

$$\begin{aligned}
 p_s(V) &= \exp \left[-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \\
 \Rightarrow \frac{1}{P_s} &= \exp \left[\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \\
 \ln \left(\frac{1}{P_s} \right) &= \frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \\
 \Rightarrow \ln \ln \left(\frac{1}{P_s} \right) &= m \cdot \ln \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right) + \left(\frac{V}{V_0} \right) \\
 &\equiv y = m \cdot x + a
 \end{aligned}$$

Zur Darstellung der Abhängigkeiten wird die Exponentialfunktion der Weibull-Statistik zuerst reziprok dargestellt (für $P_s = 1$ (alle überleben) bleibt $1/P_s = 1$, für $P_s = 0$ (alle brechen) wird $1/P_s = \infty$), dann wird logarithmiert, was eine Potenzfunktion ergibt. Wird diese noch einmal logarithmiert ergibt sich in einem Diagramm des doppelten Logarithmus der reziproken Überlebenswahrscheinlichkeit (Ordinate $\ln \ln(1/P_s)$) über dem Logarithmus der auf den Festigkeitsmodul normierten Spannung (Abszisse $\ln(\sigma/\sigma_0)$) eine Gerade ($y = m \cdot x + a$) mit der Steigung m in Abb. 15.11 (siehe im Buch Abschn. 15.10 Abb. 15.80). Ein derartiges Achsensystem wie in Abb. 15.11 wird Weibull-Netz bezeichnet. Wenn alle Proben überleben ergibt $\ln \ln 1 = -\infty$, für $P_s = 1/e$ wird $\ln \ln e = 0$ (Schnittpunkt der Abszisse). Je größer m umso größer ist die Wahrscheinlichkeit, dass die Proben Spannungen im Bereich des Festigkeitsmoduls überleben. Die Neigung der zum Vergleich eingetragenen Gerade für Stahl zeigt für alle Proben eine Streuung von $\pm 10\%$ um den Festigkeitsmodul = Zugfestigkeit. Bei $m > 50$ kann deshalb auf eine statistische Auswertung verzichtet werden. Für die High-Tech-Keramik mit $m = 10$ sind Messpunk-

te für 1000 geprüfte Proben eingetragen: die Zahlen geben die bis zu dieser Spannung gebrochenen Proben an (bis zum Festigkeitsmodul haben 370 von 1000 Proben überlebt). Für die konventionelle Keramik mit $m = 5$ ist die Divergenz der Bruchspannungen wesentlich größer. Während etwa 350 von 1000 Proben der High Tech-Keramik bei Belastungen bis 90 % des Festigkeitsmoduls gebrochen sind, überleben nur 50 % der konventionellen Keramik diesen Spannungswert. Der Weibull-Modul ist ein Kriterium für die Gleichmäßigkeit der Materialqualität. Er ist um so höher, desto enger die Größenverteilung der Riss einleitenden Defekte ist. Je kleiner dabei diese Risse sind, um so höher ist der Festigkeitsmodul.

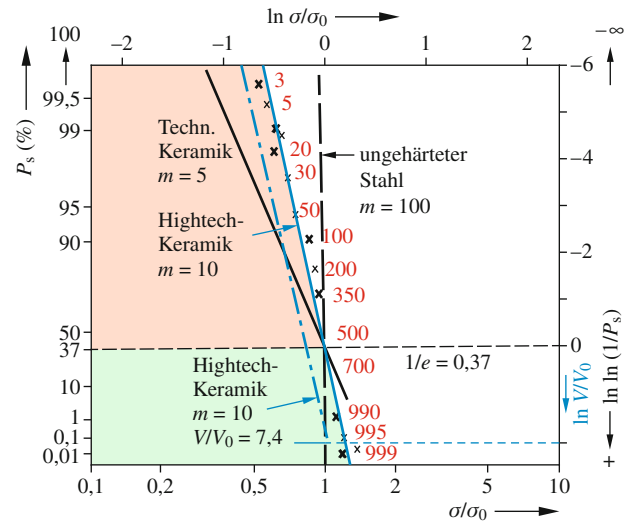


Abb. 15.11 Weibull-Netz: Kumulative Überlebenswahrscheinlichkeit von Zugproben gleichen Volumens einer technischen Keramik konventioneller Güte ($m = 5$), einer hochqualitativen High-Tech Keramik ($m = 10$) und eines Stahles mit $m = 100$. Die Weibull Beziehung (15.23a) ist zweifach logarithmiert, damit m als Steigung einer Geraden erkennbar wird, die für V_0 durch den Ursprung geht; für $V > V_0$ verschiebt sich die Gerade um $\ln V/V_0$ auf der positiven Ordinate (blau strichpunktiert für $\ln V/V_0 = \ln 7,4 = 2$). Die Messpunkte für die High-Tech-Keramik geben die Anzahl der bis zu dieser Spannung gebrochenen Proben von insgesamt 1000 Versuchen an

Eine Vergrößerung des Probenvolumens ergibt eine Verschiebung der Geraden zu positiven Ordinatenwerten ($\ln V/V_0$), also nach unten. Das bedeutet die Belastungsspannung für eine bestimmte Überlebenswahrscheinlichkeit, z. B. $1/e$, nimmt ab. Die in Abb. 15.11 eingetragene Verschiebung der Geraden für $m = 10$ für eine Bauteilgröße, die 7,4-mal größer ist als die Prüfproben, beträgt $\ln(V/V_0 = 7,4) \cong 2$ (blaue, strichpunktierte Gerade). Bei einer Belastung mit dem Festigkeitsmodul dieser Keramik würde nur ein Bauteil von 1000 dieser Größe überleben. Für eine praktische Anwendung sollte dies aber umgekehrt sein. Um die Überlebenswahrscheinlichkeit von 99,9 % zu erreichen, darf der Bauteil nur mit weniger als der Hälfte des Festigkeitsmoduls belastet werden, während die Proben mit V_0 dafür bis etwa 65 % des Festigkeitsmoduls belastet werden dürfen.

tigkeitsmodul dieser Keramik würde nur ein Bauteil von 1000 dieser Größe überleben. Für eine praktische Anwendung sollte dies aber umgekehrt sein. Um die Überlebenswahrscheinlichkeit von 99,9 % zu erreichen, darf der Bauteil nur mit weniger als der Hälfte des Festigkeitsmoduls belastet werden, während die Proben mit V_0 dafür bis etwa 65 % des Festigkeitsmoduls belastet werden dürfen.

15.11 Werkstoffschäden durch Schwingungen

Bonusmaterial zu Abschn. 15.11: Zeit- und Dauerfestigkeit bei elastischen Schwingungen wird durch die Wöhler-Kurve beschrieben

Wöhler-Kurven für ferritische Stähle, Aluminium-Legierungen und Kunststoffe

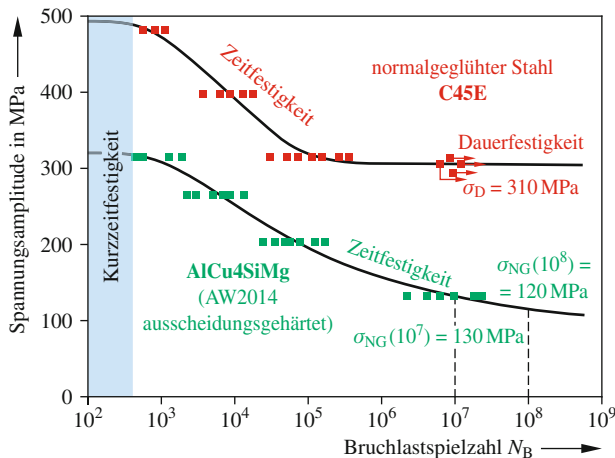


Abb. 15.12 Linear-logarithmische Wöhler-Kurven für normalisierten Baustahl C45E mit Dauerfestigkeit (Durchläufer mit Pfeilen) und für eine ausscheidungsgehärtete Aluminium-Knetlegierung AW2014 mit eingetragenen Grenzlastspielzahlfestigkeiten; neben der Streuung der Messpunkte ist die 50%-Überlebenswahrscheinlichkeitskurve eingetragen. Der Kurzeitfestigkeitsbereich liegt geringfügig unter der Dehn- bzw. Streckgrenze

Messpunkte für die Ermittlung von Wöhler-Kurven sind in Abb. 15.12 in einer Darstellung der linearen Spannungsamplitude über der logarithmischen Skala der Lastspielzahlen eingetragen (S-Ig N-Diagramm). Die Wöhler-Kurve ist als Mittelwert der erreichten Bruchlastspielzahl eingetragen und repräsentiert eine 50-%ige Überlebenswahrscheinlichkeit. Die Zeitfestigkeit des nicht gehärteten, unlegierten Stahls C45 wird ab 10^5 Zyklen mit der Dauerfestigkeit von 310 MPa beendet. Die Dauerfestigkeit wird durch so genannte Durchläufer bestätigt. Die überalterte (siehe Abschn. 16.4, Abb. 16.15) Flugzeuglegierung AW2014 (AlCu4SiMg) zeigt eine mit der Lastspielzahl abnehmende Zeitfestigkeit. Als anwendungsbezogene Messpunkte sind die Wechselfestigkeiten bei den Grenzlastspielzahlen $N_G = 10^7$ und 10^8 angegeben. Die Zeitfestigkeit der warm ausgelagerten AlSi12(Mg)-Gusslegierungen (Kurbelgehäuse) liegt trotz niedrigerer 0,2%-Dehngrenze etwa gleich hoch wie die der Knetlegierung AW2014. Ein sicherer Einsatz dieser Werkstoffe

bei elastischen Wechselbelastungen im Zeitfestigkeitsbereich liegt bei Spannungsamplituden, die etwa 20 % unter der eingezeichneten Mittelwertkurve liegen.

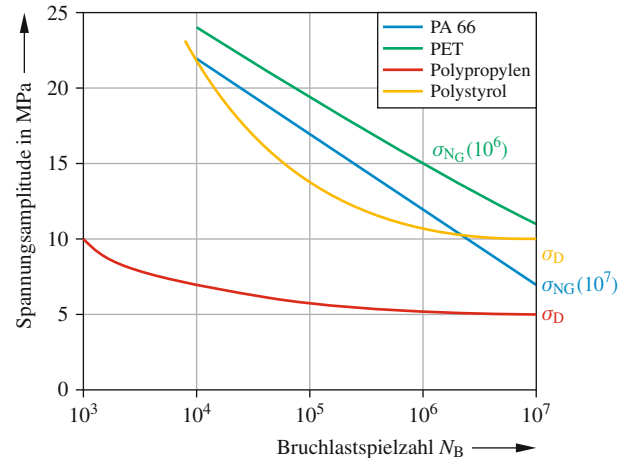


Abb. 15.13 Trends der linear-logarithmischen Wöhler-Kurven von Thermoplasten: Polyamid PA 66 und PET mit Wechselfestigkeiten bei den Grenzlastspielzahlen 10^6 bzw. 10^7 ; Polypropylen und Polystyrol mit Dauerfestigkeit σ_D ab 10^6 Zyklen

Beispiele für Wöhler-Kurven für Thermoplaste sind in Abb. 15.13 dargestellt. Die Niveaus der Wechselfestigkeit für Thermoplaste beträgt ebenfalls nur einen Bruchteil der statischen Festigkeit. PA66-Nylon (z. B. für Ölwanne) und PET (Polyethylenterephthalat für Plastikflaschen) weisen keine Dauerfestigkeit auf, während dies PP (Polypropylen) und PS (Polystyrol) dagegen schon tun. Wie die statischen Eigenschaften hängt die Wechselfestigkeit der Polymere stark von der Umgebungsatmosphäre ab, vor allem vom Feuchtigkeitsgehalt.

Literatur

- NDT Education (2012) siehe <https://www.nde-ed.org/EducationResources/CommunityCollege/Materials/Mechanical/S-NFatigue.php>

Bonusmaterial zu Abschn. 15.11: Ermüdungsrisse entstehen und wachsen

Fraktografie und Zeitfestigkeit

In Abschn. 15.11, Abb. 15.86 im Buch ist das Risswachstum bei Zug-Druckbelastung dargestellt. Bei kombinierten Zug-Druck- und Torsionsbelastungen verlaufen die Rastlinien in unterschiedlichen Richtungen, wie die Fraktografie in Abb. 15.14 zeigt. Die Oberfläche des Ermüdungsrisses ist deutlich vom duktil gebrochenen Restquerschnitt zu unterscheiden. Die Bruchfläche des Zahnrades in Abschn. 15.9, Abb. 15.58b im Buch besteht ebenfalls aus einem Anriss durch Wechselbeanspruchung, der bei einer bestimmten Risslänge einen Spaltbruch einleitet.

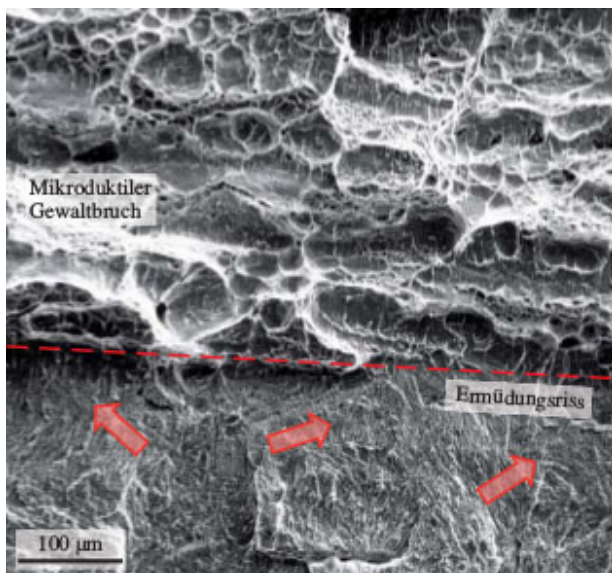


Abb. 15.14 REM-Fraktografie eines Werkzeugstahls; Ermüdungsriss unten mit unterschiedlich orientierten Rastlinien aufgrund von kombinierten Zug-Druck- (ΔK_I) und Torsions- (ΔK_{III}) Wechselbelastungen; die gestrichelte Linie markiert die Ermüdungsrisspitze zum Zeitpunkt des statischen Gewaltbruchs des Restquerschnitts, der aufgrund der sichtbaren Grübchen und Zipfel duktil verlief (Zaruba 2013)

Ermüdungsergebnisse an Proben aus geschweißten Ölfeldrohren werden in Abb. 15.15 mit Ergebnissen an Proben aus nahtlos gewalzten Rohren verglichen. Im doppellogarithmisch dargestellten Zeitfestigkeitsverhältnis gegenüber der Bruchlastspielzahl lässt sich die um etwa 50 % höhere Ermüdungsbeständigkeit der Nahtlosrohre ablesen. Die Zeitfestigkeitsverhältnisse σ_N/R_m beziehen sich auf die glei-

che Zugfestigkeit der Legierung. Aus den Streubreiten der Zeitfestigkeiten werden die 70%- und 100%-Überlebenswahrscheinlichkeit ermittelt. Für die geschweißten Rohre sind Durchläufer eingetragen, die eine Übergangsfestigkeit von etwa 20–30 % der Zugfestigkeit erreichen, während die der Nahtlosrohre deutlich darüber liegt. Schweißnähte enthalten immer Defekte (Gasporen, Lunker, Risse, Phasenumwandlungen, Einschlüsse), an denen sich Spannungs- bzw. Verformungskonzentrationen bilden, die die Risseinleitung beschleunigen. Die Ermüdungsbeständigkeit einer Schweißkonstruktion wird durch die der Schweißnähte begrenzt, die generell niedriger ist als die des gleichen Werkstoffs ohne Schweißnaht. Ähnlich verhält es sich bei Gussteilen, die immer Gussporen und oft auch Einschlüsse enthalten, die die Ermüdungsbeständigkeit des Werkstoffes herabsetzen.

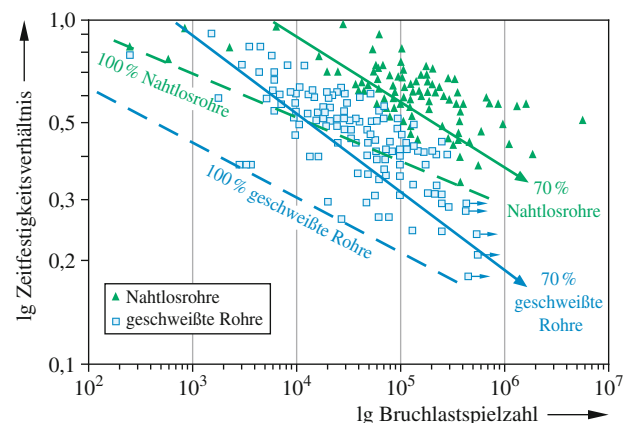


Abb. 15.15 Ermüdungsprüfergebnisse an Proben aus Ölfeldrohren mit Schweißnaht im Vergleich zu ermüdungsbeständigeren nahtlosen Rohren: Zeitfestigkeitsverhältnis ($s_N = \sigma_N/R_m$) in doppellogarithmischer Skala mit der Bruchlastspielzahl (statistisch ermittelte Linien der 70%- und 100%-Überlebenswahrscheinlichkeit, Punkte mit Pfeilen bezeichnen Durchläufer nicht gebrochener Proben)

Literatur

- Zaruba C (2013) *Versuchsbericht E308*, TU-Wien EPRG European Pipeline Research
- Group e.V. (2013) http://www.eprg.net/about_eprg/our_activities/design

Bonusmaterial zu Abschn. 15.11: Berücksichtigung einer Mittelspannung ungleich Null

Haigh-Diagramm

Bei schwingender Belastung mit positiver Mittelspannung σ_m (Zug $R > -1$) vermindert sich die Dauerfestigkeit σ_D ferritischer Stähle.

Diese verminderte Dauerfestigkeit ist aus dem Haigh-Diagramm Abb. 15.16 an der y -Achse abzulesen. Zugfestigkeit R_m und Streckgrenze R_e werden sowohl auf der y -Achse als auch auf der positiven x -Achse (Zug) aufgetragen, sowie deren negative Werte auf der negativen x -Achse (Druck). Die Verbindungslinien zwischen diesen Achsenwerten ergeben das Haigh'sche Dreieck. Auf der y -Achse wird die Dauerfestigkeit für reine Wechselbeanspruchung ($R = -1$) eingetragen. Die Verbindungslinie von σ_D zur positiven Zugfestigkeit R_m und die Linie zwischen den Streckgrenzen R_e auf der x - und y -Achse begrenzen die Amplituden für Dauerfestigkeiten (rote Linie der Grenzspannung). Beispielsweise ist für reine Zugschwellbelastung mit $R = 0$ die Mittelspannung gleich der Amplitude $\sigma_m = \sigma_a$, sodass der Schnittpunkt der $R = 0$ -Linie mit der Verbindungslinie zwischen $\sigma_D(R = -1)$ und R_m die Dauerfestigkeit σ_D^0 für die reine Zugschwellbelastung ($R = 0$) ergibt. Für eine höhere positive Mittelspannung

($\sigma_m^* = 1,67\sigma_a$, $R = 0,25$), die auf der x -Achse aufgetragen wird, ergibt der Schnittpunkt mit der Grenzspannungslinie die verminderte Dauerfestigkeit σ_D^* . Auf der Druckseite (negative Mittelspannung) wird die Dauerfestigkeit bis $R = \infty$ nicht vermindert, sondern erst wenn auch die Oberspannung negativ wird.

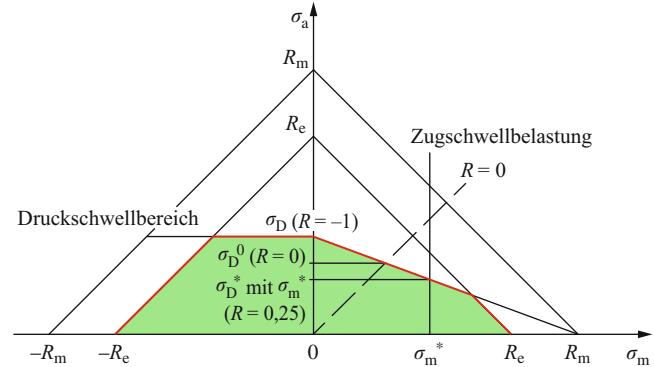


Abb. 15.16 Haigh-Diagramm für die Bestimmung der Dauerfestigkeit unter Berücksichtigung einer Mittelspannung σ_m . Der grüne Bereich begrenzt den Spannungsbereich für Dauerfestigkeit bei unterschiedlichen R -Werten

15.12 Festigkeit bei höheren Temperaturen

Bonusmaterial zu Abschn. 15.12: Die Beweglichkeit der Atome steigt mit der Temperatur – Diffusionsgleichung

Der Konzentrationsausgleich in Werkstoffen ist mithilfe der Diffusionsgleichung berechenbar. Die Lösungen beinhalten die Gauß'sche Fehlerfunktion (error function).

Die Diffusionsgleichung ist wie die Wärmeleitungsgleichung eine partielle Differentialgleichung, genauer eine parabolische Differentialgleichung. Sie beschreibt den Zusammenhang zwischen der zeitlichen Änderung und der räumlichen Änderung der Konzentration (genauer eines chemischen Potentials) eines Stoffes (bei der Wärmeleitung der Temperatur) an einem Ort in einem Körper (Ableitung nach der Richtung des Materialflusses) und erlaubt, dessen zeitliche und räumliche Ausbreitung zu berechnen. Bei eindimensionalem Materialfluss J besagt sie, dass die zeitliche Ableitung der Konzentration c das Produkt aus der zweiten räumlichen Ableitung nach x und dem Diffusionskoeffizienten D ist. Aus der Verknüpfung mit dem 1. Fick'schen Gesetzes ergibt sich die Diffusionsgleichung für räumlich konstante Diffusionskoeffizienten (2. Fick'sches Gesetz):

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\frac{\partial J}{\partial x} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad \text{bzw. räumlich} \quad D \Delta c.$$

Dies hat eine anschauliche Bedeutung: Wenn die zweite räumliche Ableitung an einem Ort ungleich null ist, so unterscheiden sich die ersten Ableitungen kurz vor- und hinter diesem Ort. Der Materialfluss zu diesem Ort unterscheidet sich also von dem, der von ihm weg fließt. Es muss sich also die Konzentration an diesem Ort mit der Zeit ändern. Das Gesetz der Massenerhaltung erfordert, dass die zeitliche Änderung der Konzentration der örtlichen Änderung des Materialflusses gleich ist.

Die mathematische Lösung dieser Gleichung enthält die Gauß'sche Fehlerfunktion (Abb. 15.17):

$$\operatorname{erf}(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-s^2} ds.$$

Diese findet nicht nur für Diffusion Anwendung sondern auch für statistische Fehler und für Innovationszyklen (Abschn. 32.1 im Buch).

Für das Eindiffundieren eines Stoffes mit konstanter Randkonzentration c_s in einen Festkörper, der bereits die Konzentration c_0 dieses Stoffes enthält, ergibt sich die in Abb. 15.18 dargestellte Lösung.

Aus der Variablen ξ in der Fehlerfunktion ergibt sich eine einfache Abschätzung der Eindringtiefe des Stoffes, die Diffusionslänge genannt wird:

$$\xi = \frac{1}{\sqrt{Dt}} \Rightarrow \xi = 1 \rightarrow x = \sqrt{Dt}.$$

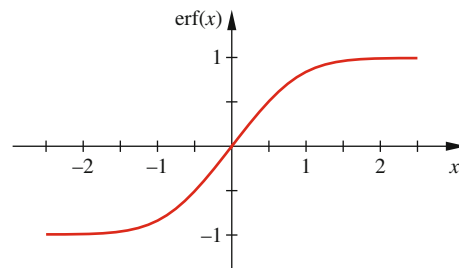


Abb. 15.17 Gauß'sche Fehlerfunktion

An der Stelle, wo die Diffusionslänge $\xi = 1$ ist, wird in etwa die halbe Randkonzentration $c_s/2$ erreicht (Abb. 15.18). Die Diffusionslänge steigt sowohl mit dem Diffusionskoeffizienten, somit mit der Temperatur, als auch mit der Diffusionszeit. In der Praxis ist mit dieser Lösung der Diffusionsgleichung beispielsweise die Aufkohlung von Stahl zu berechnen. In Abb. 15.44 in Abschn. 15.7 im Buch ist ein entsprechendes Aufkohlungsprofil dargestellt.

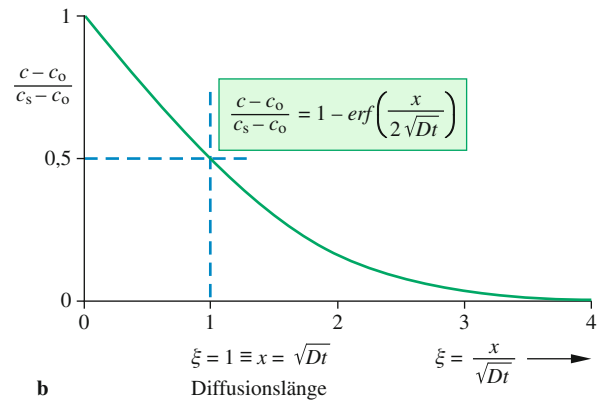
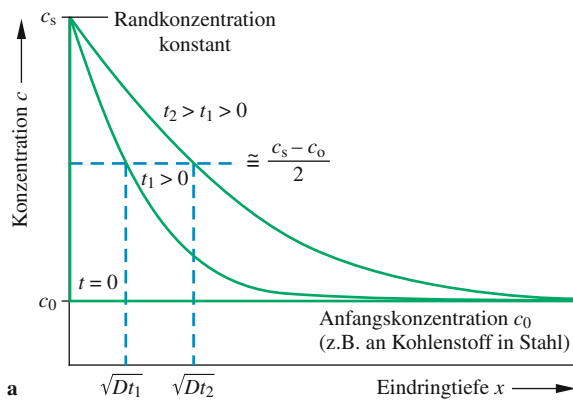


Abb. 15.18 Grafische Darstellung der linearen Ausbreitung einer konstanten Randkonzentration c_s ins Innere eines Festkörpers, in dem die Anfangskonzentration c_0 vorliegt. Aus der entsprechenden Lösung der Diffusionsgleichung ist die Diffusionslänge für verschiedene Diffusionszeiten t_1 , t_2 abzulesen

15.14 Werkstoffschädigung durch Korrosion

Bonusmaterial zu Abschn. 15.14: Elastische Dehnungen können Spannungskorrosion bewirken

Spannungsrissskorrosion führt oft bei hochfesten Legierungen unvorhergesehen zu katastrophalem Versagen, indem Risse unbemerkt über die kritische Risslänge wachsen und Spaltbruch verursachen.

Aus den Beispielen der Rissverläufe in Abb. 15.19 wird deutlich, dass diese, wenn die Bruchzähigkeit der Werkstoffe und die kritische Risslänge erreicht wird (Abschn. 15.10), zu spontanem Spaltbruch neigen, ohne sich zuvor plastisch zu verformen.

Zur Illustration der Bedeutung der Spannungsrissskorrosion seien einige Beispiele angeführt:

- Am 9. Mai 1985 stürzte im Hallenbad Uster (CH) die abgehängte Betondecke in die Schwimmhalle. Unter den herunterfallenden Trümmern fanden 12 Menschen den Tod. Die Decke war an Bügeln aus austenitischem, rostfreiem X5CrNi18-10 (1.4301, AISI 304, früher V2A) Stahl befestigt, in denen Risse durch Korrosion in der chloridhaltigen Umgebung gewachsen waren. Die Produktbezeichnung „rostfrei“ führt häufig zu Missverständnissen. Die Betreiber waren sich nicht bewusst, dass ein „V2A“-Stahl spannungsrissskorrosionsempfindlich ist (Abb. 15.19a und Abschn. 15.14, Abb. 15.147 im Buch), dass eine Lackierung sinnvoll und eine regelmäßige Kontrolle hinsichtlich Rissbildung erforderlich wäre.
- In den 1980-er Jahren wurden Mountain-Bikes populär. Leichtbau mit hoher Festigkeit ist für Mountain-Bike-Rahmen erforderlich. Rahmenrohre aus höchstfesten Aluminium-Legierungen (Typ AlZn5,5MgCu, AW7075) mit 0,2%-Dehngrenzen um 700 MPa wurden angeboten. Bei der Fertigung entstanden hohe innere Spannungen durch Verformung und Schweißnähte. Schon bei der Lagerung

dieser verspannten Rahmen genügte die Luftfeuchtigkeit, um Spannungsrissskorrosion hervorzurufen (Abb. 15.19b). Einige Rahmen zeigten schon vor ihrem Einsatz Risse, sodass das Produkt zurückgenommen werden musste. Nun werden weniger feste Aluminium-Legierungen (AW6082, AW7020) eingesetzt, die sich bewähren. In der Luftfahrt werden zur Verminderung der Korrosionsempfindlichkeit die nicht voll ausgehärteten Zustände der Aluminium-Legierungen (siehe Kap. 16) eingesetzt, um inneren Spannungen zu begrenzen.

- Ein bemerkenswertes Beispiel bezieht sich auf die Sicherheitsvorschriften für Stahlkrallen zur gegenseitigen Befestigung von Fahrbahntrennungselementen aus Beton: eine Ausführung aus 10 mm dickem S235JR-Blech wurde durch höher festes, 13 mm dickes, verzinktes S380-Blech ersetzt. Nach dem plastischen Biegen eines Bandes bleiben an der Innenseite nach der Rückfederung Zugspannungen, die umso höher sind, je dicker und fester das Blech ist. Diese Spannungen führten zur Spannungsrissskorrosion der höherfesten Krallenvariante, worunter die ursprüngliche Version nicht litt.

Für sicherheitsrelevante Bauteile sind bei der Werkstoffauswahl folgende Kriterien zu berücksichtigen: Gebrauchstauglichkeit (Statik, Korrosion, Montage), Kontrollierbarkeit, Dauerhaftigkeit, Robustheit (Sicherheitsaufschläge, minimal und maximal erforderliche Dehngrenze).

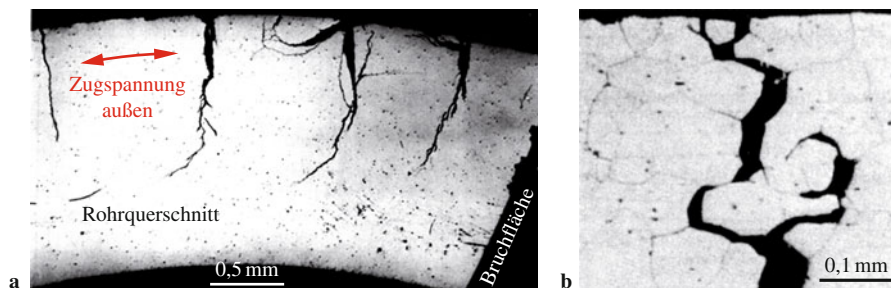


Abb. 15.19 Typische Rissverläufe bei Spannungsrissskorrosion; a Querschliff nahe der Bruchfläche eines Rohres aus titanstabilisiertem, rostfreiem Stahl X6CrNiTi18-10 (1.4541) mit transkristallinen Rissen senkrecht zur Zugspannungsrichtung; b: interkristalliner Spannungsrisssverlauf in einem höchstfesten AlZn5,5MgCu Blech (AW7075)