

**Bild 5.31**

Ermüdungsanriss an einer Turbinenwelle durch Torsion, überlagert mit einem geringen Anteil durch Umlaufbiegung

Der Riss verläuft spiralförmig unter ca. 45 ° zur Wellenachse gemäß der Wirkung von σ_1 . Es wurden ca. 40 Rastlinien gezählt. Die Anlage wurde automatisch wegen zu hoher Schwingungen vor dem Bruch der Welle abgeschaltet.

5.6 Kriechschädigung und Zeitstandbrüche

5.6.1 Einführung

In Kap. 1.11 sind die Kriechmechanismen behandelt und in Tabelle 1.10 ist bereits auf den Kriechbruch im Vergleich zu Brüchen bei tiefen homologen Temperaturen hingewiesen. Die besonderen Merkmale der Kriechschädigung, d.h. der Rissbildung als Folge der Kriechverformung, und des Kriechbruches sind in **Tabelle 5.6** in einer Übersicht zusammengefasst.

Tabelle 5.6 Merkmale der Kriechschädigung und des Kriechbruches

- In der Regel *interkristalliner* Verlauf, nur bei besonderen Kornstrukturen (z.B. stängelkristallinen) oder hohen, technisch irrelevanten Spannungen ist teilweise oder vollständig *transkristalliner* Verlauf möglich.
- Verantwortlich für die interkristalline Kriechschädigung ist das Korngrenzengleiten.
- Erste Kriechschädigung kann metallographisch bei manchen Werkstoffen schon nach etwa 30 bis 50 % der Zeit bis zum Bruch nachgewiesen werden.
- Völlig anders als beim Ermüdungsbruch gibt es nicht nur eine oder wenige Rissausgangsstellen, sondern es bilden sich unabhängig voneinander unzählige Anrisse, oft als Kriechporen (*Cavities*) bezeichnet. Eine Ausnahme davon bilden nur extrem kriechspröde Werkstoffe.
- Bruch tritt *bei allen Spannungen* auf, auch nach vielen Jahrzehnten noch. Es gibt offenbar keine Belastungsschwelle ohne Bruch.
- Die Zeitbruchverformungen liegen unter technischen (σ ; T)-Bedingungen und bei kriechfesten Werkstoffen in der Regel unter 10 % (Ausnahme: Einkristalle und Werkstoffe mit Stängelkornstruktur).

nem Versagen aufgrund des Diffusionskriechens (Kap. 1.11.4) zu rechnen, dies wäre technisch jedoch irrelevant.

b) Duktiler transkristalliner Bruch

In diesem Feld liegen die Spannungen in der Gegend der Zugfestigkeit und die homologen Temperaturen reichen bis ca. $0,7 T_S$. Dieser Versagenstyp tritt z.B. in Zugversuchen oder in Kriechversuchen mit hohen Spannungen nahe der Warmzugfestigkeit auf. Der Bruch erfolgt mit deutlicher Einschnürung, oft als so genannter „Teller-Tassen-Bruch“ (siehe Kap. 5.4). Im Bruchbild erkennt man die typischen Grübchen oder Waben (*dimples*), welche duktilen Versagen kennzeichnen.

c) Dynamischer Bruch

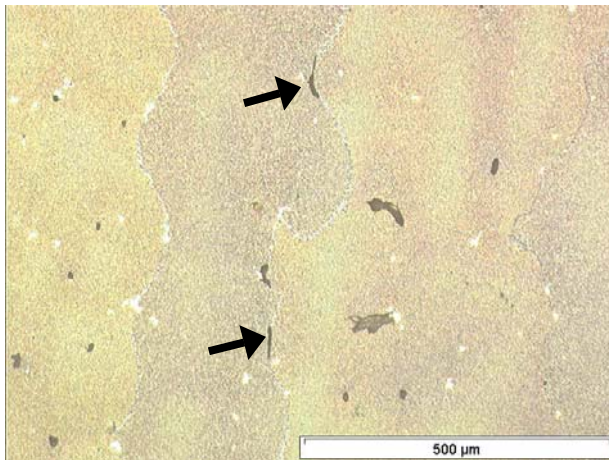
Dieser Bereich bedeutet sehr hohe, oberhalb der Zugfestigkeit liegende Spannungen und damit einen spontan bei der Belastung erfolgenden Gewaltbruch. Er erstreckt sich über den gesamten Temperaturbereich.

d) Bruch mit dynamischer Rekristallisation

Bei mittleren bis hohen Spannungen und sehr hohen Temperaturen oberhalb etwa $0,7 T_S$ schnürt sich der Werkstoff fast auf einen Punkt oder eine Meißelkante ein mit Einschnürwerten von $Z > \text{ca. } 90\%$. Aufgrund der hohen Verformung und Temperatur erfolgt dynamische Rekristallisation. Eine Zuordnung zu einem inter- oder transkristallinen Versagen kann in diesem Bereich nicht sinnvoll getroffen werden.

e) Transkristalliner Kriechbruch

Ein transkristalliner Kriechbruch ist die Ausnahme. Er tritt nur bei genügend hohen Temperaturen sowie bei hohen Spannungen auf, die technisch eher unbedeutend sind. Bei bestimmten Kornstrukturen, wie stängelkristallinen Gefügen, und selbstverständlich bei Einkristallen, aus denen hoch beanspruchte Gasturbinschaufeln hergestellt werden, findet man transkristalline Zeitstandbrüche. **Bild 5.33** zeigt ein Beispiel einer stängelkristallin erstarrten Ni-Basislegierung mit gemischter inter- und transkristalliner Kriechrissschädigung. Die Bruchverformungswerte sind bei transkristalliner Kriechschädigung gegenüber rein interkristallinen Brüchen höher, weil sich die Korngrenzenschädigung weniger oder gar nicht (wie bei Einkristallen) auf den Kriechverlauf auswirkt. Dadurch kommt mehr Kornvolumenverformung und somit mehr Bruchdehnung zustande. Das Beispiel in Bild 5.33 verdeutlicht dies; eine entsprechend konventionell vergossene Legierung mit globularen Körnern würde eine Bruchdehnung von nur rund 10 % oder weniger aufweisen.

**Bild 5.33**

Transkristalline und vereinzelte interkristalline (Pfeile) Kriechrisse in einer stängelkristallin gerichtet erstarrten Ni-Basislegierung nach Zeitstandbelastung bei 850°C

Die Körner sind vertikal ausgerichtet. Die Belastung erfolgte in Längsrichtung der Körner.

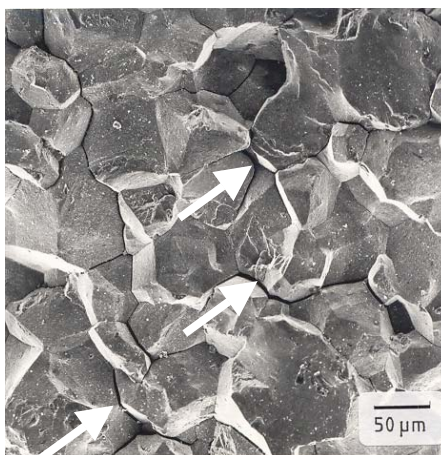
$t_m = 3.988 \text{ h}$

$A_u = 21 \%$

$Z_u = 39 \%$

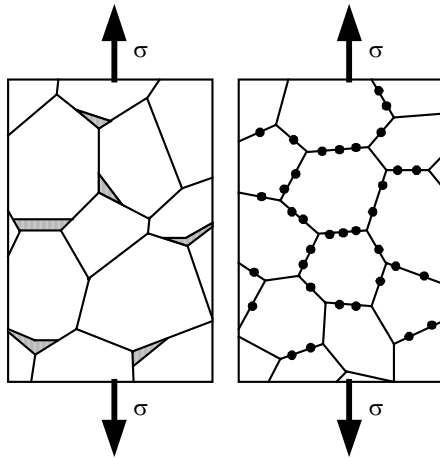
f) Interkristalliner Kriechbruch

Der typische Kriech- oder Zeitstandbruch verläuft interkristallin, wie in **Bild 5.34** in einer fraktographischen Aufnahme gezeigt. In diesem Feld beobachtet man oft bei relativ hohen Spannungen keilförmige Rissbildung an Korngrenztripelkanten („w-Typ“; w: *wedge* = Keil), während bei geringeren Spannungen Mikrorissbildung auf den Korngrenzflächen (Kriechporen, *Cavities*, „r“-Typ, r: *round*) vorherrscht. **Bild 5.35** zeigt dies schematisch und **Bild 5.36** gibt Beispiele für beide Typen wieder.

**Bild 5.34**

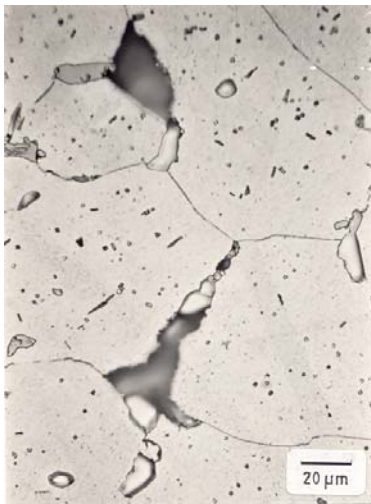
Interkristalline Kriechbruchfläche an dem austenitischen Stahl A 286 (X5NiCrTi26-15, W.-Nr. 1.4980)

Man erkennt weitere interkristalline Rissverzweigungen (Pfeile).

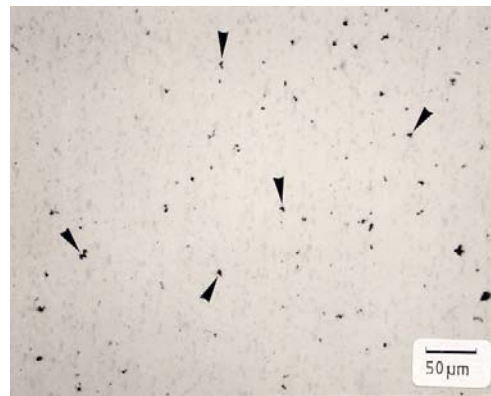
**Bild 5.35**

Schematische Darstellung interkristalliner Kriechschädigung

- a) Keilrisse an Korngrenzentripelkanten („wedge-type“)
- b) Porenähnliche Anrisse (*Cavities*, „round-type“)



a)



b)

Bild 5.36 Interkristalline Kriechschädigung

- a) Keilförmige „w-Typ“-Risse an Korngrenzentripelkanten (austenitischer Stahl *Alloy 802*)
- b) Porenähnliche Kriechrisse („r-Typ“) im austenitischen Stahl X40CoCrNi20-20 bei 750 °C nach etwa 200.000 h Belastungsdauer (= ca. 1/3 der geschätzten Zeit bis zum Bruch; Aufnahme im Kopfbereich einer nach ca. 200.000 h gebrochenen Zeitstandprobe; ungeätzt)

5.6.3 Entwicklung der Kriechschädigung

Im Folgenden wird ausschließlich auf die interkristalline Kriechschädigung eingegangen. Sofern ein transkristallines Versagen vorliegt, sind die Mechanismen vergleichbar mit denen der duktilen transkristallinen Brüche bei tiefen Temperaturen (Kap. 5.4).

Wie in Kap. 5.4 erörtert, stellt man deutliche Rissbildung bei duktilen Werkstoffen in einem relativ schnellen Zugversuch erst nach Einschnürung fest, wenn

die örtliche Spannung einen kritischen Wert erreicht hat. Dies gilt für Versuche bei tiefen Temperaturen sowie für Warmzugversuche. Weitere Rissbildung und Risswachstum setzen nur bei weiter zunehmender Spannung ein. Ganz anders entwickelt sich Kriechschädigung bei konstanter Spannung schon frühzeitig; es ist lediglich die Frage, ab welchem Anteil an der Gesamtzeit bis zum Bruch man sie mit mikroskopischen Mitteln nachweisen kann.

Bild 5.37 stellt eine Art Meisterkurve für die Kriechschädigung dar. Dabei ist die Kriechkurve normiert gezeichnet, indem die Dehnung auf die Zeitbruchdehnung und die Zeit auf die Belastungsdauer bis zum Bruch bezogen wird. Dadurch besitzt die Kurve für einen größeren (σ ; T)-Bereich Gültigkeit.

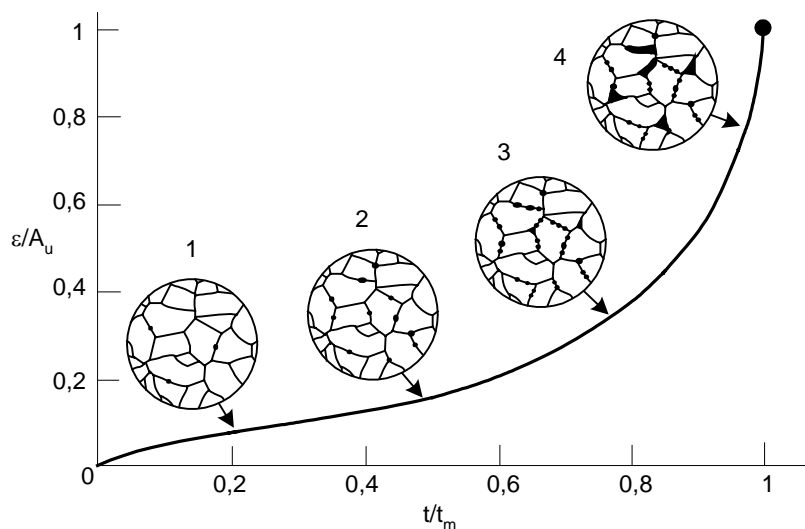


Bild 5.37 Entwicklung der Kriechschädigung und Beurteilungsklassen

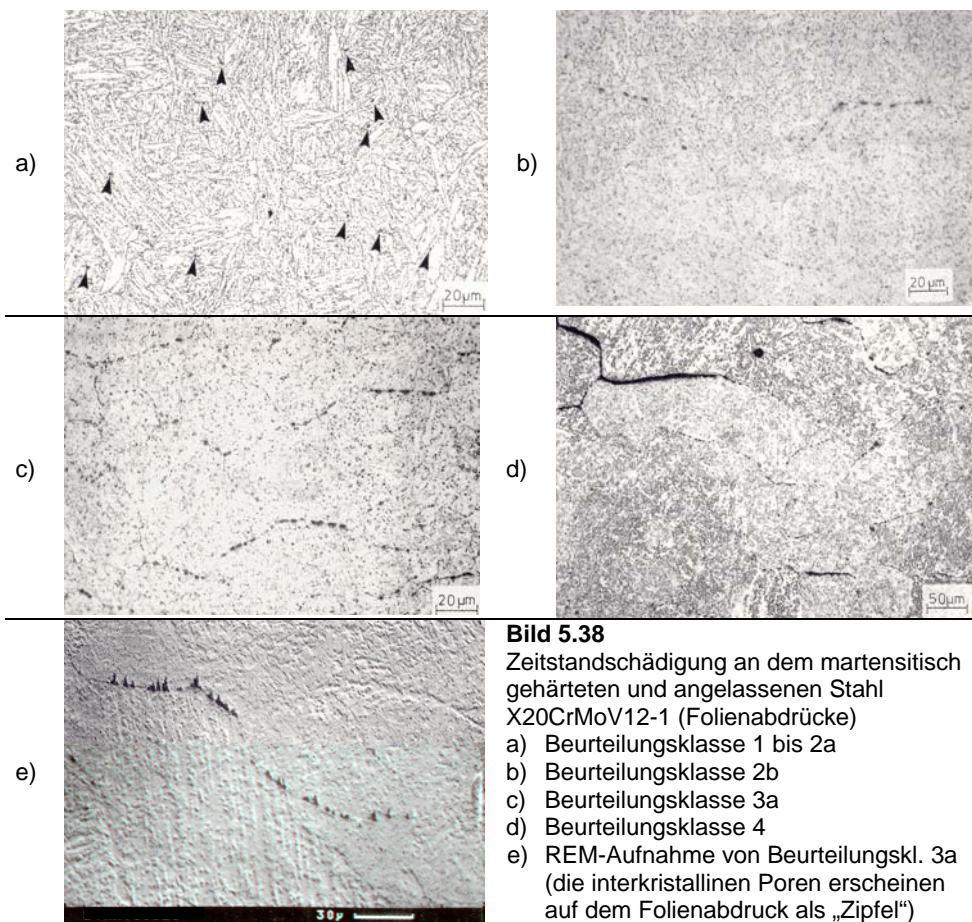
- 1 Keimbildung; Schädigung mikroskopisch noch nicht nachweisbar
 - 2 Einzelne Mikroporen (*Cavities*)
 - 3 Mikroporenketten; deutlich nachweisbar
 - 4 Mikrorisse
- Bruch durch Makrorisse

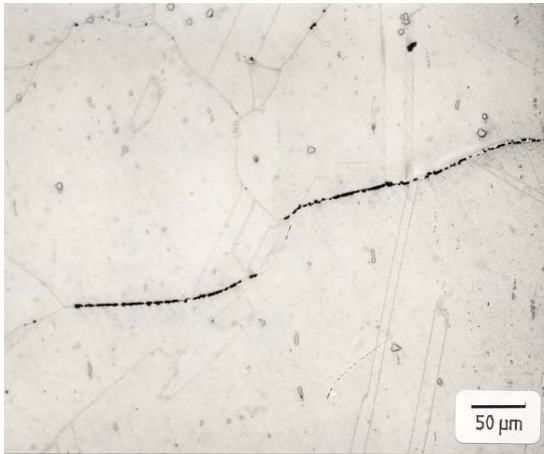
Zur Bewertung der Gefügebrauchung haben sich Beurteilungsklassen gemäß **Tabelle 5.7** bewährt. Die Kriechschädigung lässt sich mittels der Folienabdrucktechnik (Replicatetechnik) quasi zerstörungsfrei gut nachweisen. Bei gleichmäßiger Spannungsverteilung entwickelt sie sich homogen über das Werkstoffvolumen, andernfalls sind die Spannungen im oberflächennahen Bereich ohnehin meist maximal, so dass die Schädigung knapp unterhalb der Oberfläche, wie sie durch Folienabdrücke erfasst wird, den tatsächlichen Gefügebrauchungszustand widerspiegelt.

Bild 5.38 zeigt eine Sequenz der Schädigungsklassen an dem martensitisch gehärteten und angelassenen Stahl X20CrMoV12-1. In **Bild 5.39** ist ein Beispiel mit Mikroporenketten auf Korngrenzen im fortgeschrittenen Stadium wiedergegeben (Schädigungsklasse 3b).

Tabelle 5.7 Beurteilungsklassen für Zeitstandschädigung [VGB1992]

Beurteilungsklasse	Gefüge- und Schädigungszustand
0	Lieferzustand, ohne thermische Betriebsbeanspruchung
1	zeitstandbeansprucht ohne Mikroporen
2a	fortgeschrittene Zeitstandbeanspruchung, vereinzelte Mikroporen
2b	stärker fortgeschrittene Zeitstandbeanspruchung, zahlreiche Mikroporen ohne Orientierung
3a	Zeitstandschädigung, zahlreiche Mikroporen mit Orientierung
3b	fortgeschrittene Zeitstandschädigung, Mikroporenketten und/oder Korngrenzentrennungen
4	fortgeschrittene Zeitstandschädigung, Mikrorisse
5	starke Zeitstandschädigung, Makrorisse



**Bild 5.39**

Interkristalline Mikroporenketten nach Zeitstandbelastung in der Ni-Basis-Schmiedelegerung *Nimonic 91* (Schliff wurde nur schwach geätzt, um die Poren nicht künstlich zu vergrößern)

Nach gängiger Theorie beginnt die Risskeimbildung bereits im Primärbereich des Kriechens, kann jedoch mit konventionellen mikroskopischen Mitteln in diesem Frühstadium nicht nachgewiesen werden. Die untere Nachweisgrenze liegt bei etwa $0,1 \mu\text{m}$ Durchmesser. Die Anzahl der *Cavities* steigt in etwa proportional zur Kriechdehnung an. Spürbare Auswirkungen auf das Kriechgeschehen übt die Rissbildung erst im Tertiärbereich aus. Der Zeitpunkt, zu dem erste Poren und eventuell Porenketten und Mikrorisse festgestellt werden, kann jedoch schon deutlich vor dem Beginn des dritten Kriechabschnittes liegen (siehe auch Kap. 1.11.2 und 1.11.3 sowie Bild 1.42). Der Übergang der Bereiche vollzieht sich allmählich, so dass er vielfach schwer identifizierbar ist, besonders bei Versuchen unter Lastkonstanz, bei denen die wahre Spannung ohnehin stetig zunimmt. Auch die normierte Kriechkurve in Bild 5.37 verdeutlicht den stetigen Anstieg ohne klare Abgrenzung der drei Kriechbereiche.

Die Beschleunigung des Kriechprozesses durch Rissbildung im Tertiärbereich hat mehrere Ursachen, die gleichzeitig in Erscheinung treten. Zum einen nimmt der effektiv tragende Querschnitt sowohl durch das Wachstum einzelner Risse als auch durch das Zusammenwachsen mehrerer Risse ab, indem die Verbindungsstege aufreißen. Die Spannung steigt in den geschädigten Querschnitten entsprechend an, wodurch das Kriechen beschleunigt wird. Weiterhin vergrößern Rissbildung und -aufweitung das Werkstoffvolumen und rufen folglich eine Verlängerung hervor. Bei wenigen Einzelporen, Porenketten und kleineren Mikrorissen wirkt sich all dies kaum auf die gemessene Kriechgeschwindigkeit aus, bei vielen und größeren Hohlräumen dagegen deutlicher. Falls Einschnürung auftritt, wird außerdem das Kriechen bei konstanter äußerer Last im Einschnürquerschnitt beschleunigt, und der nicht eingeschnürte Probenteil nimmt – anders als in einem Zugversuch bei konstanter Abzugsgeschwindigkeit – weiter an der Verformung teil. Insgesamt steigt also die Kriechgeschwindigkeit progressiv.

5.6.4 Mechanismus der interkristallinen Kriechschädigung

Nach dem Stand der Kenntnisse erfordert die Risseinleitung die meiste Zeit des Schädigungsprozesses (nicht des gesamten Kriechprozesses) und ist damit maßgeblich für den Kriechbruch. Grundsätzlich können sich Hohlräume entweder durch Ansammlung von Leerstellen unter einer wirksamen Zugspannung bilden oder dadurch, dass die Bindungen der Gitterbausteine aufreißen. Eine Porenkeimbildung allein durch Leerstellenkondensation in Gebieten hoher Zugspannungskomponenten wird beim Kriechen ausgeschlossen. Hierfür errechnen sich Spannungen in der Größenordnung von 10.000 MPa, also erheblich oberhalb der Werkstofffestigkeit.

Vielmehr wird interkristalline Riskeimbildung in Zusammenhang gebracht mit dem Korngrenzengleiten. Das Korngrenzengleiten ist ein Bestandteil der gesamten Kriechverformung, welcher sich umgekehrt proportional zur Korngröße verhält (Kap. 1.11.4 und 1.11.5). Die Relativbewegungen der Körner entlang ihrer Korngrenzen verursachen *Spannungskonzentrationen* an Korngrenzentripelkanten, **Bild 5.40**, Korngrenzenstufen sowie Korngrenzenteilchen. Werden diese Spannungen nicht oder unvollständig durch plastische und/oder diffusionsgetragene Anpassungsprozesse im Kornvolumen relaxiert, kommt es zur Rissinitiierung durch Aufbrechen der Bindungen zwischen den Atomen an den genannten Stellen. Aus diesem Grund wird im Folgenden allgemein von *Riss* gesprochen, auch wenn die winzigen Anrisse im späteren Stadium mehr als rundliche Poren (*Cavities*) im Gefüge zu beobachten sind. In geologischen Maßstäben spielt sich etwas Ähnliches bei Erdbeben ab: Kontinentalplatten (entsprechend Körner) verschieben sich gegeneinander, es kommt zu enormen Spannungskonzentrationen, bis Risse entstehen, welche die angestaute Energie abbauen und die Erde erschüttern. Beim verheerenden Seebeben am 26.12.2004 vor Sumatra brach die Erde auf einer Länge von 1300 km auf – der längste jemals gemessene Bruch –, der Meeresgrund verschob sich um bis zu 20 m.

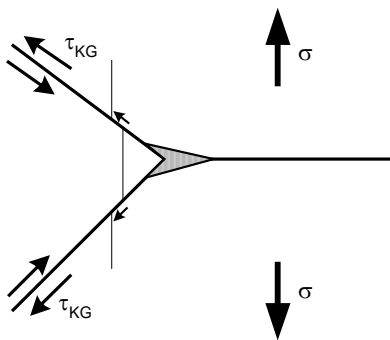


Bild 5.40

Mechanismus der Keilrissbildung (w-Typ) durch Korngrenzengleiten

Die dünne, versetzte Linie markiert die Verschiebung der Körner gegeneinander.

Die weitaus größte Bedeutung als Riskeimstellen kommt den Korngrenzenausscheidungen zu, **Bild 5.41**, während Spannungskonzentrationen an Korngrenzenstufen oder -wellen sowie Tripelkanten bei normalen Betriebsspannungen eher schwach ausgeprägt sind. Einerseits behindern Korngrenzenausscheidun-

gen das Korngrenzengleiten, indem sie deren Viskosität erhöhen (Kap. 1.11.4 und Gl. 1.3.1), andererseits stellen sie Orte erhöhter Rissgefahr dar. Die Rissenergiehürde oder die kritische Risskeimgröße ist an vorhandenen Störstellen umso geringer, je größer die betreffende Phasengrenzflächenenthalpie γ_{Ph} ist. Kohärente Phasengrenzflächen sind folglich weniger rissanfällig als inkohärente. Da Korngrenzenausscheidungen höchstens mit einer Kornseite kohärent sein können, stellt die inkohärente Phasengrenzfläche die Schwachstelle dar. Weiterhin hängt die Phasengrenzflächenenthalpie γ_{Ph} von der Teilchenart ab. Sulfide und Oxide weisen beispielsweise eine schwache Bindung zur metallischen Matrix auf, d.h. die Phasengrenzflächenenthalpie ist hoch und die kritische Risskeimgröße somit geringer. Erschwert wird dagegen die Rissbildung an Teilchen mit guter Bindung zur Matrix (γ_{Ph} niedrig), was meist für Karbide und Boride zutrifft.

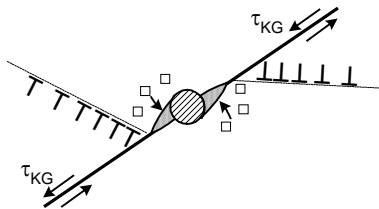
Gelegentlich wird die Frage nach einer Schwellspannung für Kriechrissbildung aufgeworfen. Sollte ein solcher Grenzwert existieren, würde Kriechbruch unterhalb einer bestimmten, sehr niedrigen Spannung nicht mehr auftreten. Für die Technik ist diese Spekulation eher beiläufig, weil bisher auch extrem lang gelaufene Proben und Bauteile nach einigen 10^5 h entweder gebrochen sind oder zumindest metallographisch nachgewiesene Kriechschädigung erkennen ließen (siehe z.B. Bild 5.36 b).

Beim *Risswachstum* ist grundsätzlich zu klären, welcher Mechanismus den Riss wachsen lässt und wie das dadurch entstehende innere Materievolumen an die Umgebung übertragen wird. Die Vergrößerung von Hohlräumen kann nicht ungehindert, d.h. frei von Zwängungen des umgebenden Materials, ablaufen. Innen erzeugtes Rissvolumen wird durch verschiedene Kopplungen des Materietransports, so genannte Akkommodationen, letztlich außen angesetzt; die Dichte des geschädigten Werkstoffs verringert sich folglich. Für Kriechrisse kommen Wachstum durch Diffusion sowie Wachstum durch Korngrenzengleiten und Versetzungskriechen in den Körnern infrage, selbstverständlich auch gekoppelte Diffusion und Versetzungskriechen.

Beim Risswachstum durch Diffusion vergrößert jedes Atom, welches aus der Umgebung eines Risskeimes entfernt wird, den Hohlraum, verringert die freie Enthalpie des Werkstoffes (siehe Energiebilanz in Kap. 5.2) und dehnt diesen gleichzeitig. Herrscht an einer Korngrenze eine höhere Zugspannung, als sie der Oberflächenspannung des Risses entspricht, so erzeugt dieser Gradient einen gerichteten Materiefluss vom Riss weg und einen Leerstellenstrom in entgegengesetzte Richtung. Der Transport erfolgt hauptsächlich entlang der diffusionsbevorzugten Korngrenzen. Die von den Hohlräumen abgelösten Atome lagern sich an den Korngrenzen an und erzeugen so über die erwähnte Kopplung des Materietransports eine Dehnung des Materials.

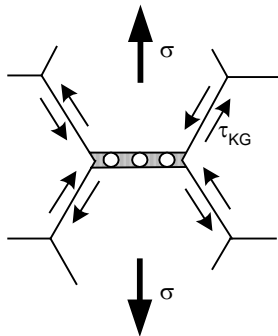
Hohlraumwachstum durch Diffusion findet umso schneller statt, je größer die Zugspannungskomponente an der geschädigten Korngrenze ist. Hierdurch werden Korngrenzen in Richtung einer 90° -Orientierung zur äußeren Zugspannung beim Diffusionswachstum bevorzugt (Anm.: Die *Risskeimbildung* wird in diese Betrachtung nicht einbezogen).

Beim Modell des Risswachstums durch Korngrenzengleiten und Versetzungskriechen in den Körnern wachsen die Risse an Korngrenzenstufen oder -ausscheidungen in gleichem Maße wie die Abgleitrate mit, **Bild 5.41**. In einen Riss hineinlaufende Versetzungen oder Leerstellen aus der umgebenden Matrix vergrößern diesen. Gemäß **Bild 5.42** wird des Weiteren angenommen, dass das Korngrenzengleiten und das Wachstum von Hohlräumen auf unter Zugspannungen stehenden Korngrenzen zusammenwirken. Durch das Abgleiten vergrößern sich die Anrisse und Poren auf den senkrecht zur Zugspannung eingezeichneten Korngrenzen. Dabei müssen die gepunkteten, noch ungeschädigten Korngrenzenabschnitte zwischen den Hohlräumen im Zuge des gesamten Anpassungsprozesses durch Materiefluss aufgefüllt werden, oder die Brücken reißen auf.

**Bild 5.41**

Risswachstum durch Korngrenzengleiten an einer Ausscheidung

In den Riss diffundierende Leerstellen sowie einmündende Versetzungen vergrößern ihn.

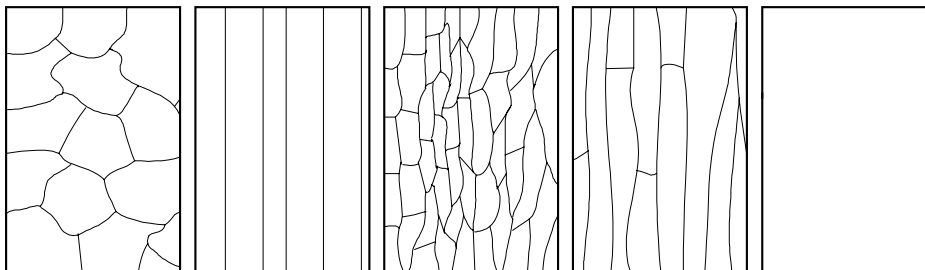
**Bild 5.42**

Modell des Zusammenwirkens zwischen Korngrenzengleiten und Risswachstum an zugbelasteten Korngrenzen

Die größte Schubspannung und damit die größte Korngrenzengleitgeschwindigkeit tritt an 45°-Korngrenzen auf (Anm.: Winkelangaben beziehen sich immer auf die Neigung zur σ_1 -Achse). Hier erscheint somit auch die stärkste Spannungsüberhöhung an Widerständen. Bei relativ hohen äußeren Spannungen, bei denen das Korngrenzengleiten die Risse sowohl initiiert als auch wachsen lässt, findet man *Cavities* daher vorherrschend auf etwa 45°-Korngrenzen. Bei sehr niedrigen Spannungen, die den Betriebsspannungen bei Langzeitkomponenten entsprechen, zeigt sich eine Tendenz zu vermehrter Kriechschädigung in Richtung der 90°-Korngrenzen. Zu bedenken ist allerdings, dass immer nur die Orientierung in der jeweiligen Schliffebene betrachtet werden kann. Das Modell nach Bild 5.42 vermag ein bevorzugtes *Wachstum* auf etwa 90°-Korngrenzen zu erklären; bei allen anderen Mechanismen sollte eine Neigung zur Hauptzugspan-

nungsachse von $\neq 90^\circ$ vorhanden sein. *Porenkeimbildung* auf exakt 90° -Korngrenzen wird mit keiner der Theorien begründet.

Wie schon angedeutet lässt sich die Kriechschädigung und damit die Zeit bis zum Bruch sowie die Zeitbruchverformung über die Kornform beeinflussen. **Bild 5.43** stellt die Möglichkeiten schematisch gegenüber. Die Absicht bei diesen Maßnahmen ist (neben anderen Effekten), das Korngrenzengleiten zu behindern oder – im Falle eines Einkristalls – ganz zu unterbinden. Am wirkungsvollsten sind Stängelkörner, hergestellt durch gerichtete Erstarrung, mit einem hohen Streckungsverhältnis oder Einkristalle. Bei den mechanisch und thermisch besonders hoch beanspruchten Gasturbinenschaufeln für Flugtriebwerke und Kraftwerke macht man von diesen Erkenntnissen Gebrauch (siehe auch Bild 5.33), was einen enormen Technologieschub ausgelöst hat, **Bild 5.44**.



Konventionell
vergossen;
äquiale
Körner;
Abgleitrate
 $\sim 1/d_K$;
Schädigung
und Bruch
interkristallin

Ideale
Stängelkorn-
struktur; kein
KG-Gleiten;
keine inter-
kristalline
Schädigung;
Bruch *trans-
kristallin*

Kurze Stän-
gelkörner;
kurze Abgleit-
wege; viel
KG-Gleiten;
Schädigung
*überwiegend
interkristallin*

Lange Stän-
gelkörner;
lange Abgleit-
wege; wenig
KG-Gleiten;
Schädigung
*überwiegend
transkristallin*

Einkristall;
kein KG-
Gleiten;
Schädigung
und Bruch
transkristallin

Bild 5.43 Kornstrukturen und Zusammenhang zwischen dem Korngrenzen-(KG-)gleiten und der Kriechschädigung sowie dem Kriechbruch

Die Belastungsrichtung ist vertikal angenommen. Die ideale Stängelkornstruktur gibt es real nicht. Sie ist nur aufgeführt, um zu verdeutlichen, unter welchen Bedingungen es bei kolumnaren Körnern *gar kein* Korngrenzengleiten gibt.

**Bild 5.44**

Gerichtet erstarrte Turbinenschaufel aus einer Ni-Basislegierung mit Stängelkörnern, orientiert in Belastungsrichtung

Weiterführende Literatur zu Kapitel 5

American Society for Metals (ASM), Metals Handbook, 8th Ed., Fractography and Atlas of Fractographs, Vol. 9, Metals Park, Ohio, 1974

American Society for Metals (ASM), Metals Handbook, 8th Ed., Failure Analysis and Prevention, Vol. 10, Metals Park, Ohio, 1975

D. Aurich: Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen, Werkstofftechn. Verlagsges., Karlsruhe, 1978

R.D. Barer, B.F. Peters: Why Metals Fail, Gordon & Breach Science Publ., Philadelphia, 1970

R. Bürgel: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, 2. Aufl., Vieweg, Braunschweig/Wiesbaden, 2001

D.R.H. Jones: Engineering Materials 3, Materials Failure Analysis, Pergamon Press, Oxford, 1993

F.K. Naumann: Failure Analysis – Case Histories and Methodology, Dr. Riederer-Verlag, Stuttgart, 1983

VDI-Richtlinie 3822, Blatt 1-6, Schadensanalyse, Beuth-Verlag, Berlin, 1984

Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Hrsg.): Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe, 2. Aufl., Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1996

D.J. Wulpi: Understanding How Components Fail, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1985

Literaturnachweise zu Kapitel 5

[Ash1979] M.F. Ashby, C. Gandhi, D.M.R. Taplin: Fracture-Mechanism Maps and Their Construction For F.C.C. Metals and Alloys, Overview No. 3, Acta Met., **27** (1979), 699–729

[ASM1974] American Society for Metals (ASM), Metals Handbook, 8th Ed., Fractography and Atlas of Fractographs, Vol. 9, Metals Park, Ohio, 1974

[Aur1978] D. Aurich: Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen, Werkstofftechn. Verlagsges., Karlsruhe, 1978

- [Ber1980] H. Berns: Bruchverhalten der Stähle, Z. Werkstofftech. **11** (1980), 145-153
- [Blu1993] H. Blumenauer, G. Pusch: Technische Bruchmechanik, 3. Aufl., Dt. Verl. f. Grundstoffindustrie, Leipzig, 74
- [Dau1991] R.H. Dauskardt, R.O. Ritchie: Cyclic Fatigue of Ceramics, in: R.O. Ritchie et al. (Eds.), Fatigue of Advanced Materials, Proc. Engg. Foundation, Int. Conf., Santa Barbara/Cal., Jan. 13-18, 1991, Materials and Component Engg. Publ. Ltd, Birmingham (UK), 1991, 133-151
- [Ils2002] B. Ilschner, R.F. Singer: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik, 3. Aufl., Springer, Berlin, 2002, 182
Mit freundlicher Genehmigung durch Springer Science and Business Media
- [Iss1997] L. Issler, H. Ruoß, P. Häfele: Festigkeitslehre – Grundlagen, 2. Aufl., Springer, Berlin, 1997, 331
Mit freundlicher Genehmigung durch Springer Science and Business Media
- [Kle1992] M. Klesnil, P. Lukáš: Fatigue of Metallic Materials, Elsevier, Amsterdam, 1992, 40
- [Liu2002] X. Liu: Die Beanspruchung von Radkörpern aus viskoelastischen Werkstoffen unter Berücksichtigung der Eigenerwärmung, Diss. TU Berlin, VDI Verlag, Düsseldorf, 2001
- [Mug1985] H. Mughrabi: Dislocations in Fatigue, in: Dislocations and Properties of Real Materials, Book 323, The Institute of Metals, London, 1985, 244-262
- [VDEh1996] Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Hrsg.): Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe, 2. Aufl., Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1996
Mit freundlicher Genehmigung durch Verlag Stahleisen
- [VGB1992] VGB Technische Vereinigung der Großkraftwerksbetreiber (Hrsg.): Richtreihen zur Bewertung der Gefügeausbildung und –schädigung zeitstandbeanspruchter Werkstoffe von Hochdruckrohrleitungen und Kesselbauteilen, VGB-TW 507/TW 507 e, Essen, 1992
- [Wul1985] D.J. Wulpi: Understanding How Components Fail, American Society for Metals, Metals Park (OH), 1985

Fragensammlung zu Kapitel 5

- (1) Definieren Sie den Begriff „Riss“. Welche Voraussetzungen müssen für das Auftreten eines Risses erfüllt sein?
- (2) Was versteht man unter theoretischer Festigkeit? Wie groß ist sie etwa? Was hat man sich unter dem Wert $\sigma_{\text{theor.}}/E$ vorzustellen?
- (3) Warum wird die theoretische Festigkeit real nicht erreicht? Wird sie bei einem ideal-spröden Bruch erreicht? Begründung!
- (4) Wie bezeichnet man einen Bruch nach einmaliger Überbelastung? Geben Sie dafür auch die englischen Ausdrücke an.
- (5) Welche anderen Begriffe gibt es für „Sprödbbruch“ und „Verformungsbruch“?
- (6) Warum kann ein ideal-spröder Bruch immer nur spontan auftreten und sich nicht allmählich entwickeln (von Pseudoplastizität durch Rissverzweigung abgesehen)?
- (7) Was unterscheidet einen ideal-spröden Bruch von einem real-spröden?
- (8) Nennen Sie Beanspruchungsbedingungen, unter denen sich Schädigung/Risse und Brüche *allmählich* entwickeln.
- (9) In welchen Fällen ist mit einem interkristallinen Bruch zu rechnen? Ist dieser eher verformungsreich oder verformungsarm? Begründung!
- (10) Was hat man sich unter einem stabilen Risskeim vorzustellen? Was versteht man unter homogener und heterogener Risskeimbildung? Warum tritt Risskeimbildung

- praktisch immer heterogen auf (anders als Ausscheidungskeimbildung, die auch homogen stattfinden kann)?
- (11) Betrachten Sie eine Rissbildung an einer Korngrenze. Welche Größen gehen in den Risskeimradius ein? Sie brauchen nicht die Gleichung herzuleiten, sollen aber qualitativ die Zusammenhänge beschreiben können. Wie wirkt sich beispielsweise die Anreicherung von Phosphor auf Korngrenzen aus? Nennen Sie Begriffe dazu (deutsch, englisch).
 - (12) Unter welchen Beanspruchungsbedingungen wird die Zugfestigkeit eines Werkstoffes *bis zum Bruch* nicht erreicht, unter welchen die Streckgrenze nicht?
 - (13) Stellen Sie einen Trennbruch im Mohr'schen Spannungskreis schematisch dar mit Benennung der entscheidenden Spannungswerte. Zeichnen Sie auch qualitativ die Fließschubspannung ein.
 - (14) Nennen Sie Bedingungen, unter denen ein verformungsarmer Bruch auftreten kann (Tabelle: linke Spalte mit Angabe der Bedingungen und rechte Spalte mit Erläuterungen und Beispielen).
 - (15) Unter welchen Bedingungen verhält sich ein *Werkstoff* spröde (nicht das Werkstück oder das Bauteil)?
 - (16) Erklären Sie einen Bruch an sprödem Material unter Druckbelastung. Warum liegt die Druckfestigkeit erheblich über der Zugfestigkeit? Durch was wird der Bruch unter Druckbelastung ausgelöst und wie sieht er aus?
 - (17) Wie sieht ein Torsions-Sprödbbruch aus? Begründung!
 - (18) Beschreiben Sie das Versagen bei einem duktilen transkristallinen Bruch. Welche Merkmale weist die Bruchfläche dabei typischerweise auf?
 - (19) Erläutern Sie die Entstehung eines „Teller-Tassen-Bruches“ (Trichterbruch) im Zugversuch.
 - (20) Was bedeutet stabiles Risswachstum? Unter welchen Beanspruchungsbedingungen tritt es auf?
 - (21) Beschreiben Sie die typische Entwicklung eines Ermüdungsbruches. Warum ist der (leider häufig anzutreffende) Begriff „Dauerbruch“ äußerst ungeschickt?
 - (22) Erläutern Sie die *Entstehung* eines Ermüdungsanrisses? Nennen Sie typische Orte/Stellen für die Ermüdungsrissbildung.
 - (23) Welcher Spannung folgt ein Ermüdungsanriss und welcher der Rissfortschritt?
 - (24) Was bedeuten Schwingstreifen und was Rastlinien? Wie kann man sie beobachten? Welche Schlüsse kann man aus dem Abstand der Schwingstreifen ziehen und welche aus der Anzahl der Rastlinien?
 - (25) Wann kommt es zum Restgewaltbruch bei der Ermüdung?
 - (26) Wie sieht ein Torsions-Ermüdungsbruch an einem vergüteten Wellenstahl aus?
 - (27) Beschreiben Sie die typische Entwicklung eines Kriechbruches.
 - (28) Wodurch entsteht ein interkristalliner Kriechbruch? Durch welche Maßnahmen lässt sich die interkristalline Kriechrissbildung verzögern/unterdrücken?