

Skript zur Vorlesung

Materialermüdung

Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ

Institut für Werkstofftechnik

**Lehrstuhl für Materialkunde und
Werkstoffprüfung**

Universität Siegen

Materialermüdung

Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ

Gliederung der Vorlesung

1. Einführung (Definition, Historisches)
2. Experimentelle Methodik
3. Begriffe, gebräuchliche Darstellungen
4. Zyklische Verformung duktiler Festkörper
5. Rißbildung in duktilen Festkörpern
6. Phänomenologische Beschreibung der Lebensdauer basierend auf dem Spannungs-Dehnungsverhalten
7. Grundzüge der Bruchmechanik und deren Konsequenzen für die Ermüdung
8. Ermüdungsrißausbreitung in duktilen Festkörpern
9. Rißschließeffekte
10. Kurze Risse
11. Ermüdung spröder Festkörper
12. Ermüdung halb- und nichtkristalliner Werkstoffe
13. Auslegungskonzepte

1 Einführung

1.1 Definition

„Unter Ermüdung versteht man eine Veränderung in einer Eigenschaft, die in einem metallischen Werkstoff durch wiederholte Anwendung von Spannungen und Dehnungen stattfinden, wobei dieser Term sich meist auf Änderungen bezieht, die zur Rißbildung und zum Versagen führen.“ (International Organization for Standardization, 1964)

In dieser Vorlesung wird als Eigenschaftsänderung in erster Linie die Änderung der mechanischen Belastbarkeit untersucht werden. Außerdem ist die Definition auf alle Werkstoffe allgemein (auch Keramik und Polymere) zu erweitern. Im Vordergrund stehen in dieser Vorlesung aber die Metalle und Legierungen.

1.2 Spielarten der Ermüdung

- Mechanische Ermüdung (nur Spannungs- und/oder Dehnungsfluktuation)
- Kriech-Ermüdung (hohe Temperatur)
- Thermomechanische Ermüdung (Fluktuation von mechanischer Belastung und Temperatur)
- Korrosionsermüdung (z. B. Schwingungsrißkorrosion SRK)
- etc.

Schwerpunkt der Vorlesung sind die grundsätzlichen Vorgänge, da durch die Erklärung der mikrostrukturellen Vorgänge die Möglichkeit der Wahl bzw. Entwicklung von Werkstoffen mit guter Ermüdungsresistenz resultiert.

Konsequenz:

Einschränkung auf die Behandlung von Einzeleffekten bei überschaubaren Bedingungen

1.3 Buchempfehlungen

- D. MUNZ, K. SCHWALBE und P. MAYER: Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe, Vieweg 1971 (gut!)
- G. SCHOTT, M. Schaper, H. Worch: Werkstoffermüdung - Ermüdungsfestigkeit, Deutscher Verlag für Grundindustrie, Leipzig 1997 (ingenieurmäßig und gut)
- M. KLESNIL, P. LUKAS: Fatigue of metallic materials, Elsevier 1992 (2. Auflage)
- H.-J. CHRIST: Wechselerformung von Metallen, Springer 1991 (zu speziell)
- S.SURESH: Fatigue of materials, Cambridge University Press 1998 (sehr gut!)
- H.-J. CHRIST: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, DGM-Informationsgesellschaft, WILEY-VCH, Weinheim 2009 (gibt einen interdisziplinären Überblick)
- ASM Handbook, Vol. 19: Fatigue and Fracture (Nachschlagewerk)

1.4 Historisches

Was macht Ermüdung so gefährlich?



Abb.1: Bruch durch einsinnige und zyklische Beanspruchung

⇒ Plötzliches Versagen ohne Ankündigung bei Spannungen unterhalb der technischen Streckgrenze.

- Erste Untersuchungen zur Ermüdung (1829):
W. A. J. Albert, (Ketten für Förderkörbe im Bergbau)
- Begriff „fatigue“, *Poncelet 1839*
- 1842, Eisenbahnunglück in der Nähe von Versailles, 1500-1800 Verletzte und Tote
 - *Rankine (1843)*: Ermüdungsbruch, Spannungskonzentrationen an Kerben
 - *Wöhler (1860)*: Untersuchung von Eisenbahnwagenachsen \Rightarrow Dauerfestigkeit
- *Bauschinger (1886)*: Bauschinger-Effekt
(Reduzierung der Elastizitätsgrenze durch Lastumkehr)
- *O. H. Basquin (1910)*: (Beschreibung der Zeitfestigkeit)

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \text{konst.} \cdot (N_B)^b$$

wobei: $\frac{\Delta\sigma}{2}$ = Spannungsamplitude

N_B = Bruchzyklenzahl

b = werkstoffspezifische Konstante

- *Masing (1923)*: Verbundmodell
- *Palmgren (1924), Miner (1945)*:
Lineare Schadensakkumulation
- *Coffin (1954), Manson (1954)*: erkennen die plastische Dehnung als Ursache für die Schädigung

$$\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \text{konst.} \cdot (N_B)^c$$

wobei: $\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2}$: plastische Dehnungsamplitude

N_B : Bruchzyklenzahl

c : werkstoffspezifische Konstante

- *Paris, Gomez, Anderson (1961):*

$$\boxed{\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m}$$

wobei: $\frac{da}{dN}$: Rißwachstumsgeschwindigkeit

K: Spannungsintensitätsfaktor

ΔK : Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors

- *Elber (1970):* Rißschließen: $\Delta K \rightarrow \Delta K_{\text{eff}}$

Riß bleibt geschlossen, auch wenn bereits eine Zugspannung im Zyklus vorliegt. Solange der Riß geschlossen ist, trägt er zur Rißausbreitung nicht bei.

- ??

2 Experimentelle Methodik

Frage: Welche Versuche müssen im Labor durchgeführt werden, um die für eine Bauteilauslegung notwendigen Daten zu gewinnen?

Dies hängt unter anderem vom Ziel der Versuche ab:

- Daten für Lebensdauerabschätzung ermitteln
- Mechanismus der Ermüdung untersuchen

Erste Informationen zu den benötigten Versuchsarten liefert eine Betrachtung der Stadien der Entwicklung der Ermüdungsschädigung:

1. Mikrostrukturelle Veränderung, die die Bildung einer permanenten Schädigung hervorruft.
2. Bildung von mikroskopisch kleinen Rissen.
3. Wachstum der kleinen Risse, Zusammenwachsen der Risse \Rightarrow Bildung eines dominierenden Risses (*fataler Riß*)
4. Stabiles (allmähliches) Wachstum des dominierenden Risses
5. Instabilität oder Bruch der Struktur

Zwei Betrachtungsweisen der Ermüdungslebensdauer (nach Coffin):

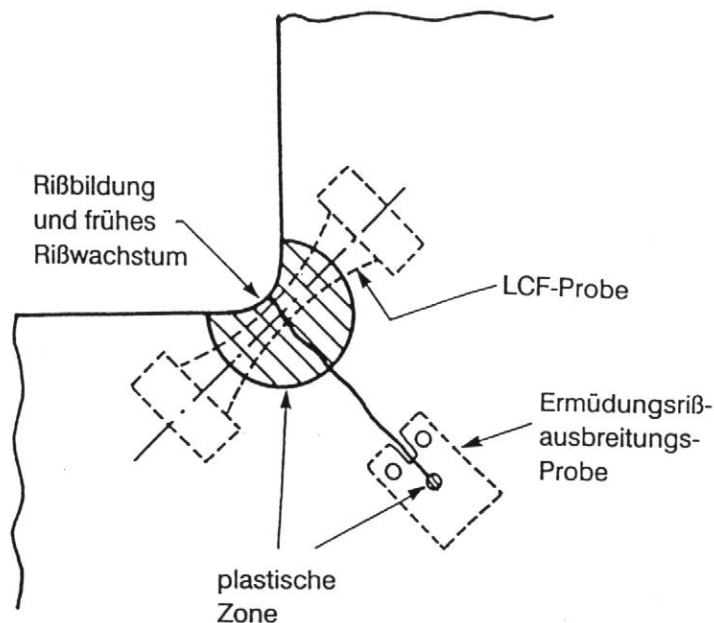


Abb. 2: Probenentnahme für Ermüdungsversuch und Riausbreitungsversuch

2.1 Auslegungs- (Versuchs-) philosophien

a) Total-life approach

Man mißt die Lebensdauer ($N_B =$ Bruchzyklenzahl) in Abhängigkeit von:

- $\frac{\Delta\sigma}{2}$ (Spannungsamplitude)
- $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ (Dehnungsamplitude) oder
- $\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2}$ (plastische Dehnungsamplitude)

N_B beinhaltet Rißbildung und Rißausbreitung (Anwendung z. B. in der Automobilindustrie und dünnen Bauteilen)

b) Defect-tolerant approach

Anwendung der Bruchmechanik zur Beschreibung der Rißausbreitung:

Riß ist grundsätzlich vorhanden; Rißlänge muß bestimmt und kontrolliert werden. Das Rißausbreitungsgesetz bietet die Möglichkeit, die Zyklenzahl zu berechnen bis der Riß eine kritische Größe erreicht hat.

(Anwendung z. B. Flugzeugindustrie, Kerntechnik)

Konsequenz für die durchzuführenden Laborversuche:

- ⇒ Ermüdungsversuch (vollplastische Probe)
- ⇒ Rißausbreitungsversuch (plastische Zone ist gegenüber der Probendimension klein)

2.2 Belastungsarten

- Umlaufbiegung (z. B. Eisenbahnachse)
- reine Biegung (Wechselbiegeversuch)
- Torsion (Wechseltorsionsversuch)
- Zug-Druck Belastung (einachsig)

Grundsätzlich hat die Belastungsart einen Einfluß auf die Lebensdauer des Bauteils!

⇒ Versuche sollten bei der relevanten Belastungsart durchgeführt werden

2.3 Ermüdungsmaschinen

- Elektromagnetische Vibratoren:

Anker in Spule; Versuchsführung meist mit konstanter Spannungsamplitude $\frac{\Delta\sigma}{2}$

- Resonanzmaschinen:

schwingungsfähiges System, Anregung kann folgendermaßen erfolgen:

- mechanisch (10 ... 130 Hz)
- elektromagnetisch (35 ... 300 Hz)
- hydraulisch (150 ... 1000 Hz)

Nachteil der Resonanzmaschinen: Die Schwingungen stabilisieren sich erst nach einer Übergangszeit.

⇒ Keine Untersuchungen des Übergangsverhaltens möglich!

- Servohydraulische Prüfmaschinen (bis 20 Hz)
- Elektromechanische Prüfmaschinen (bis 1 Hz)
- Ultraschallprüfmaschinen (bis 20 kHz): stehende Schallwelle in Längsrichtung, 1 kW)

Zeitaufwand:

Bei 1 Hz → 3600 Zyklen/Stunde ⇒ 86400 Zyklen/Tag. Bei einer Grenzlastspielzahl von 10^6 Zyklen sind 12 Tage erforderlich!

Bei einer Anregungsfrequenz von 20 kHz sind für 10^6 Zyklen lediglich 50 Sekunden erforderlich. Allerdings kommt es bei diesen hohen Frequenzen zu einer starken Erwärmung der Probe!

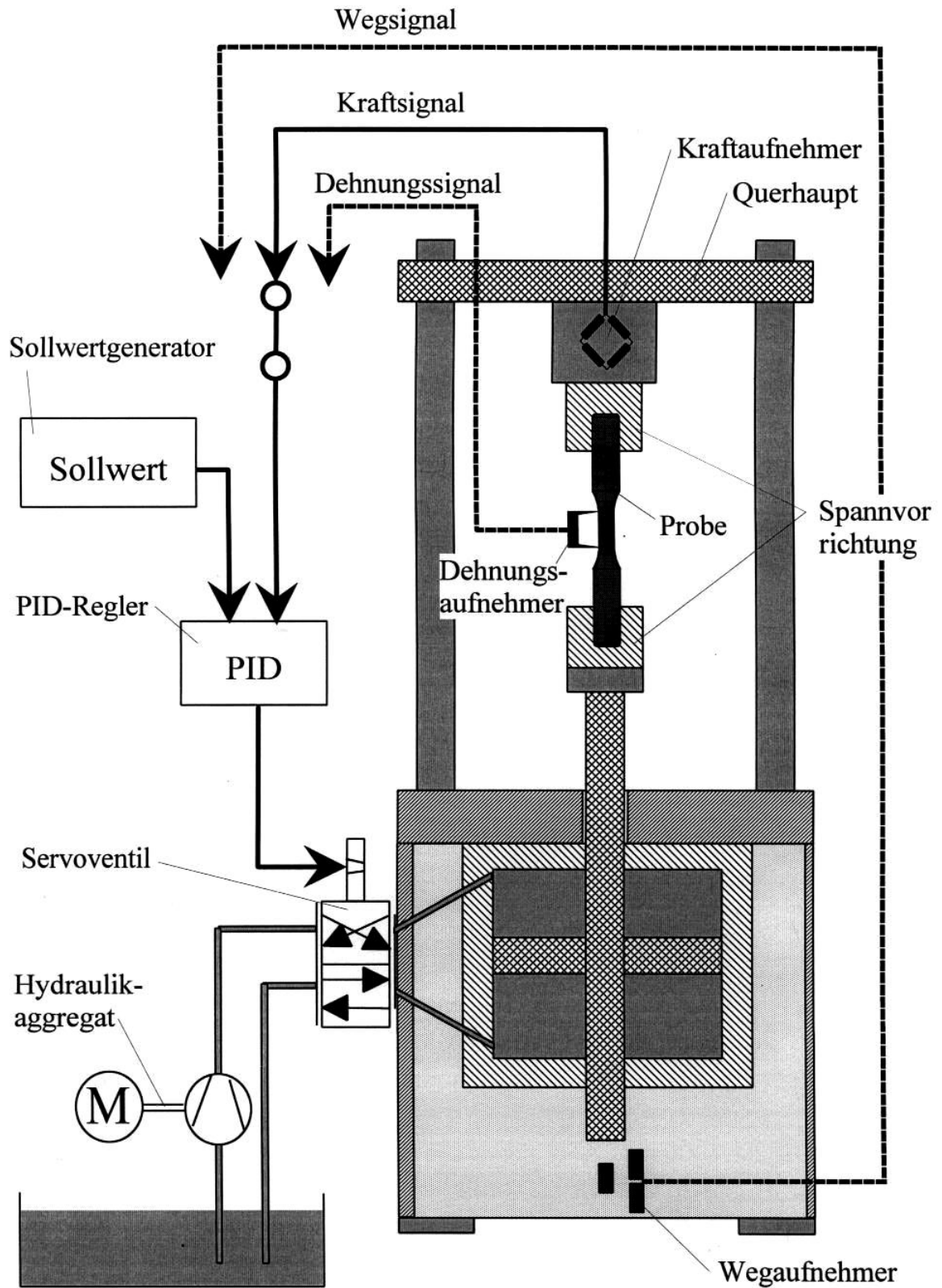


Abb.3: Schematische Darstellung einer servohydraulischen Prüfmaschine

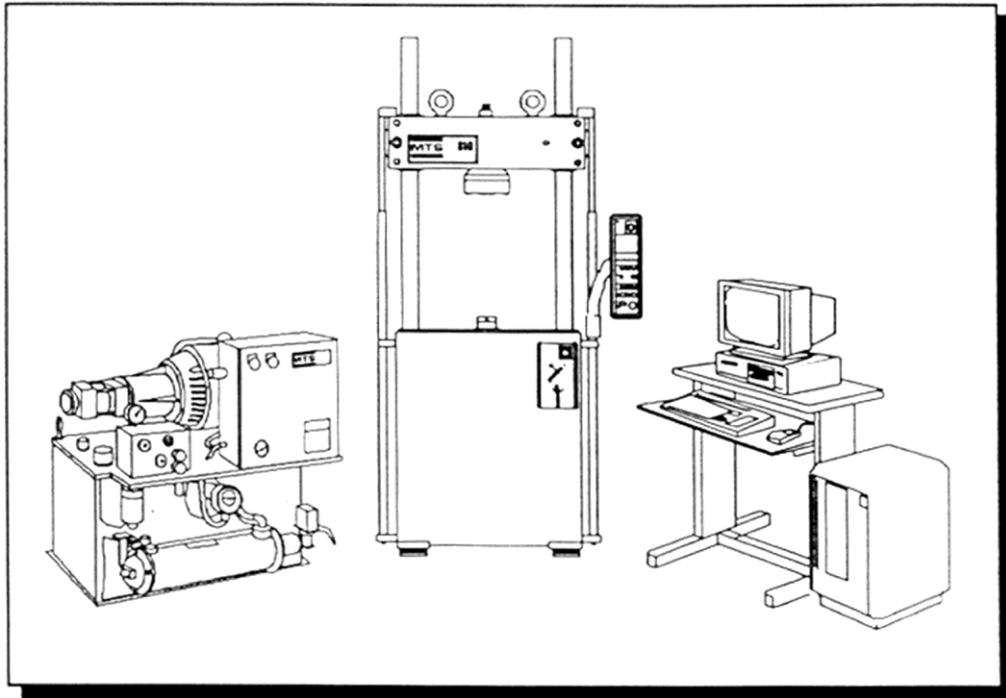


Abb. 4: Servohydraulische Prüfmaschine

Regelarten:

1. Kraftregelung (typisch für die Bestimmung von Wöhlerdiagrammen)
2. Totaldehnungsregelung

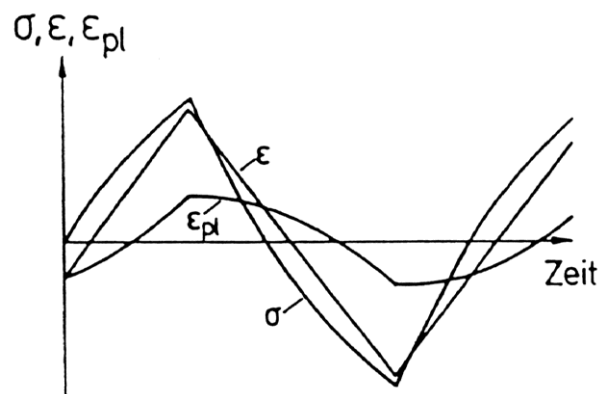


Abb. 5: Verlauf der Spannung und der plastischen Dehnung bei der Totaldehnungsregelung

Berechnung der plastischen Dehnung:

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{plastisch}} + \varepsilon_{\text{elastisch}}$$

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{plastisch}} + \frac{\sigma}{E}$$

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{plastisch}} + \frac{F}{A_0 \cdot E}$$

$$\Rightarrow \varepsilon_{\text{plastisch}} = \varepsilon - \frac{F}{A_0 \cdot E}$$

wobei: A_0 = Querschnittsfläche

E = Elastizitätsmodul

F = Kraft

3. Regelung der plastischen Dehnung : ε_{pl} -Regelung

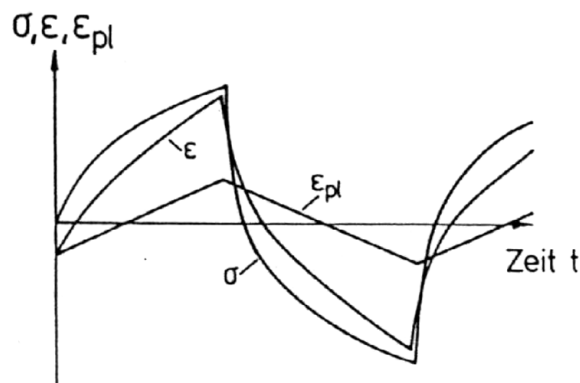


Abb. 6: Verlauf der Dehnung bei Regelung der plastischen Dehnung

Vorteile der ε_{pl} -Regelung: $\frac{\Delta \varepsilon_{\text{pl}}}{2} = \text{konst}$

$$\left| \frac{\dot{\varepsilon}_{\text{pl}}}{\varepsilon_{\text{pl}}} \right| = \text{konst}$$

3 Begriffe und gebräuchliche Darstellungen

- Spannung $\sigma = \frac{F}{A}$

Dabei gilt $A \approx A_0$, da bei zyklischer Belastung die Dehnungen klein sind.

- Dehnung $\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \approx \int_{l_0}^l \frac{dl}{l}$ (d.h. die technische Dehnung entspricht der wahren

Dehnung)

- maximale, minimale und Mittelspannung σ_{\max} , σ_{\min} , σ_m
- Lastspielzahl N
- Elastizitätsmodul E
- Sättigungsspannungsamplitude σ_s

3.1 Die Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve

Entstehung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve:

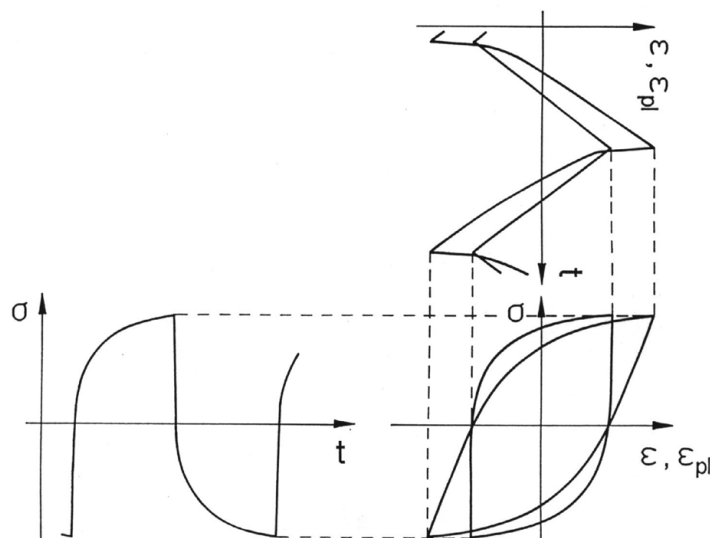


Abb.7: Entstehung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve

- pro Zyklus ergibt sich eine (im Uhrzeigersinn durchlaufene) $\sigma - \varepsilon$ - Hystereseschleife
- in der Darstellung $\sigma - \varepsilon_{pl}$ „steht die Hystereseschleife vertikal“

Bezeichnungen an der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve:

$\frac{\Delta\varepsilon}{2}$: Dehnungsamplitude

$\frac{\Delta\sigma}{2}$: Spannungsamplitude

$\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2}$: plastische Dehnungsamplitude

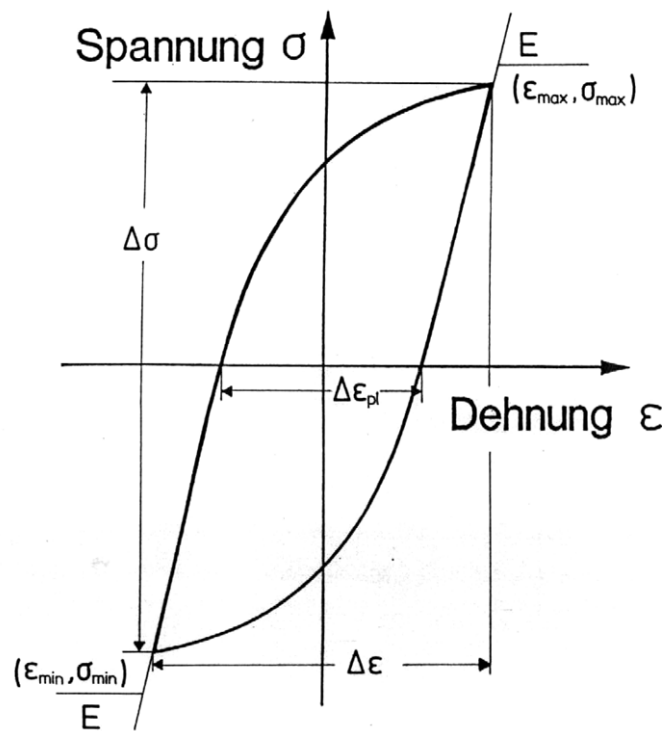


Abb.8: Bezeichnungen an der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurve

Pro Versuch ergeben sich viele Hysteresekurven. Eine Datenreduktion ist erforderlich.

3.2 Die Wechselverformungskurve

(1. Schritt in der Datenreduktion)

a) Spannungsamplitude $\frac{\Delta\sigma}{2} = \text{konstant}$

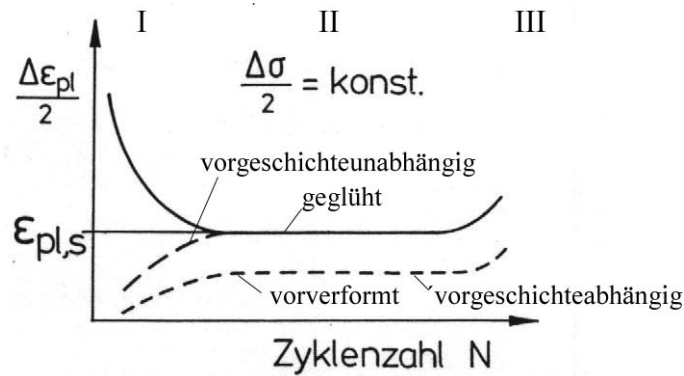


Abb.9: Die Wechselverformungskurve bei konstanter Spannungsamplitude

b) plastische Dehnungsamplitude $\frac{\Delta\epsilon_{pl}}{2} = \text{konstant}$

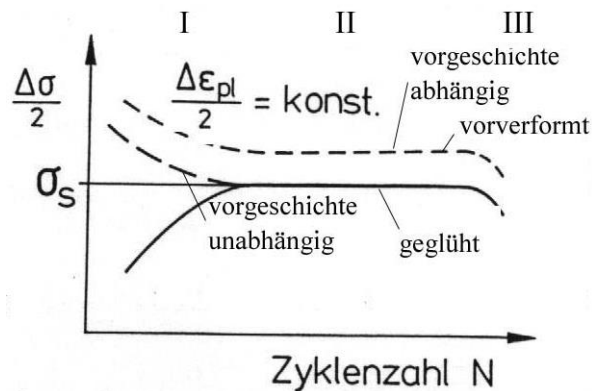


Abb.10: Die Wechselverformungskurve bei konstanter plastischer Dehnungsamplitude

Bei den Kurven unterscheidet man folgende Bereiche:

- I Transientes Verhalten
- II Sättigungszustand
- III Vorstufe zum Bruch (Makrorißausbreitung)

Abnahme der plastischen Dehnungsamplitude bzw. Zunahme der Spannungsamplitude bedeutet *Wechselverfestigung*.

Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude bzw. Abnahme der Spannungsamplitude bedeutet *Wechselentfestigung*.

3.3 Die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

(2. Schritt der Datenreduktion)

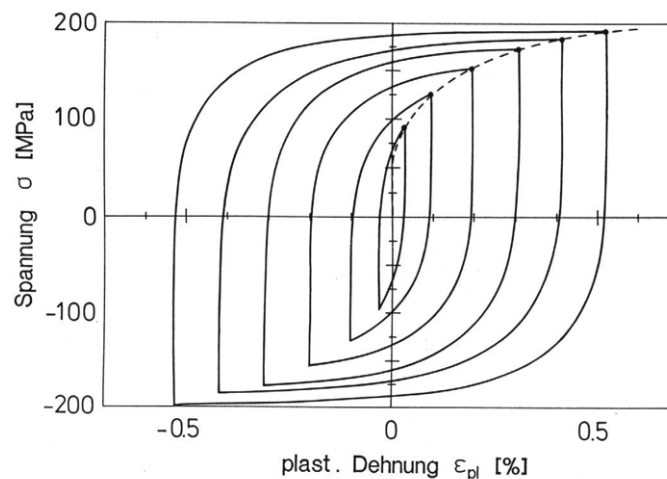


Abb. 11: Die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (gestrichelt) aus stabilisierten Hystereseschleifen von Versuchen mit konstanter Amplitude

$$\text{Oft gilt } \sigma_S = k' \cdot \varepsilon_{pl,s}^{n'}$$

(analog zu $\sigma = k \cdot \varepsilon_{pl}^n$ bei einsinniger Verformung)

Bei zyklischer Beanspruchung kann es zu einer *zyklischen Entfestigung* kommen, d. h. die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (ZSD-Kurve) liegt unterhalb der einsinnigen Spannungs-Dehnungs-Kurve.

Als Faustregel gilt:

- Zyklische Entfestigung für $n \geq 0,15$ und/oder $\frac{R_m}{R_{p0,2}} > 1,4$

- Zyklische Verfestigung für $n < 0,1$ und/oder $\frac{R_m}{R_{p0,2}} \leq 1,2$

3.4 Wöhler-Diagramm

mögliche Darstellungen:

- Klassisch: $\log\left(\frac{\Delta\sigma}{2}\right) = f(\log N_B)$
- Dehnungswöhlerdiagramm: $\log\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right) = f(\log N_B)$
- Coffin-Manson-Darstellung: $\log\left(\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2}\right) = f(\log N_B)$

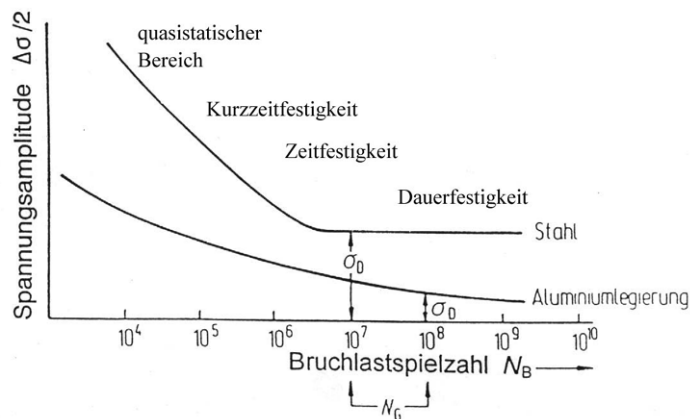


Abb. 12: Das Wöhler-Diagramm in klassischer Darstellung

Kurzzeitfestigkeit (Low-Cycle Fatigue, LCF): $N_B < 5 \cdot 10^4$

Zeitfestigkeit (High-Cycle Fatigue, HCF): $5 \cdot 10^4 < N_B < 10^6$

4 Zyklische Verformung duktiler Festkörper

4.1 Wiederholung von Grundbegriffen

4.1.1 Versetzung

Versetzungen sind Träger der plastischen Verformung in kristallinen Werkstoffen.

- Bewegung einer reinen Stufenversetzung (als eingeschobene Halbebene)

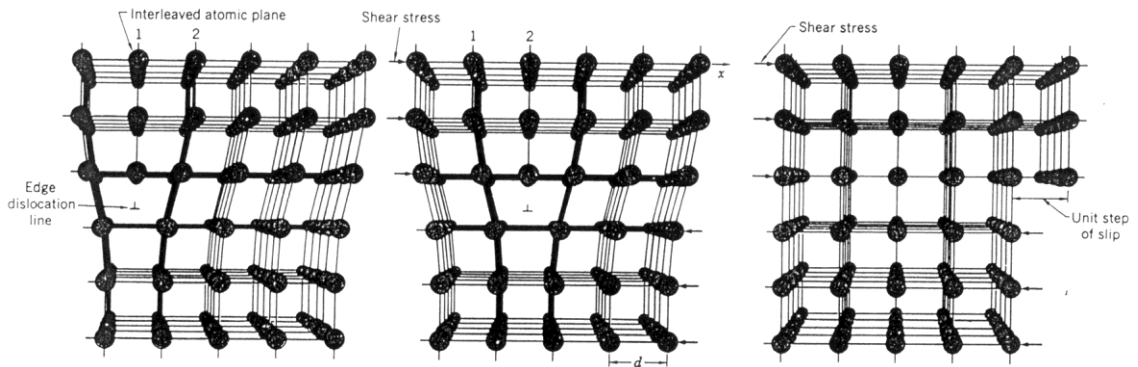


Abb.13: Reine Stufenversetzung

- reine Schraubenversetzung

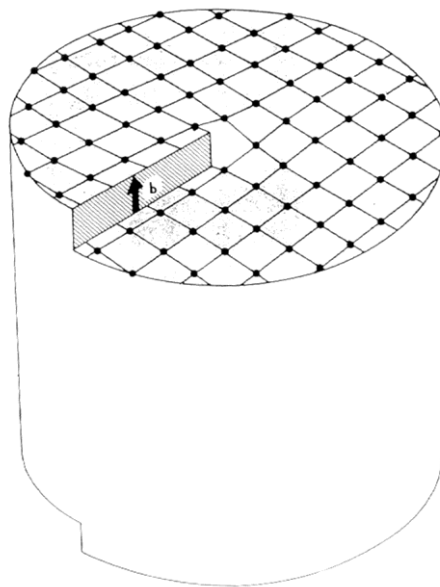


Abb 14: Reine Schraubenversetzung

Versetzung wird folgendermaßen definiert:

- Linienvektor \vec{s} (Richtung der Versetzungslinie)
- Bewegungsvektor \vec{r} der Versetzung

- Burgersvektor \vec{b} gibt an, in welche Richtung und um welchen Betrag die Abgleitung erfolgt.
- Gleitebene: enthält \vec{s} und \vec{b}

Für die Anordnung des Burgersvektors \vec{b} und des Linienvektors \vec{s} zueinander gilt:

Wenn $\vec{b} \perp \vec{s} \Rightarrow$ Stufenversetzung
Wenn $\vec{b} \parallel \vec{s} \Rightarrow$ Schraubenversetzung

Im allgemeinen liegt eine *gemischte Versetzung* vor, die eine *gekrümmte und geschlossene Versetzungslinie* aufweist.

Kräfte zwischen Versetzungen:

Bei $\vec{b}_1 = -\vec{b}_2 = \vec{b}$ und reinen Stufenversetzungen ergibt sich ein Versetzungsdipol, d. h. **zwei** Versetzungen lagern sich im 45° -Winkel zueinander an (wegen anziehender und abstoßender Kräfte). Die stabilen 45° -Positionen zu einer Versetzung sind:

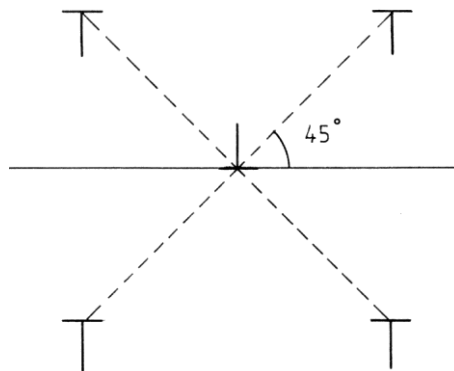


Abb. 15: Stabile Positionen einer zweiten Versetzung zur zentralen Versetzung

Besonderheit der Schraubenversetzung: Kann durch Quergleiten die ursprüngliche Gleitebenen verlassen.

4.1.2 Millersche Indizes

a) Indizierung einer Richtung im Kristallgitter:

Der Richtungsvektor wird so verschoben, daß der Anfang im Ursprung liegt. Keinstes ganzzahliges Vielfaches der Achsenabschnitte der Einheitszelle:

$$u\overline{0A} \quad v\overline{0B} \quad w\overline{0C} \Rightarrow [uvw]$$

Zur Klammerverwendung:

[]: eine spezielle Richtung, z. B. [100]: x-Achse; [010]: y-Achse; [001]: z-Achse

⟨ ⟩: ein Richtungstyp z. B. ⟨001⟩

b) Indizierung einer Ebene:

Definiert die Achsenabschnitte mit den Hauptachsen $\overline{OA'}$, $\overline{OB'}$ und $\overline{OC'}$.

Die Länge der Achsenabschnitte wird bezogen auf die Einheitslängen. Die Reziprokwerte werden auf die kleinsten ganzen Zahlen umgerechnet.

Beispiel (siehe Abb. 16):

$$\frac{\overline{OA}}{\overline{OA'}} = \frac{1}{2} \quad \frac{\overline{OB}}{\overline{OB'}} = \frac{1}{1} \quad \frac{\overline{OC}}{\overline{OC'}} = \frac{1}{1}$$

Nach Multiplikation mit 2 folgt für die kleinsten ganzen Zahlen: $\rightarrow 1 \ 2 \ 2$

$$\Rightarrow (hkl) = (122)$$

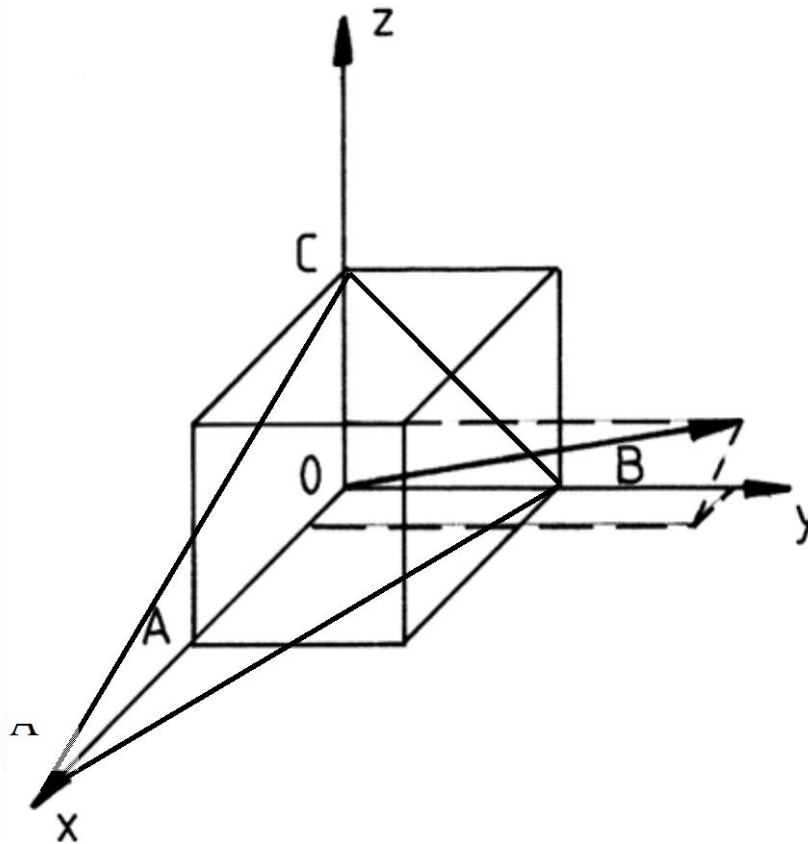


Abb. 16: Spezielle Ebene

Klammerverwendung:

(): spezielle Ebene, z. B. (100) , $(\bar{1}00)$, (010) , $(0\bar{1}0)$, (001) , $(00\bar{1})$

{ }: ein Ebenentyp, z. B. $\{001\}$

4.2 Der Gleitcharakter eines Werkstoffes

Gleitcharakter ist ein Maß für die Tendenz eines Werkstoffes zur Bildung einer räumlichen (3-dimensionalen) Versetzungsanordnung. Extremfälle sind *wellige* Gleitung und *planare* Gleitung.

a) Wellige Gleitung

Die Versetzungen können die Gleitebenen verlassen.

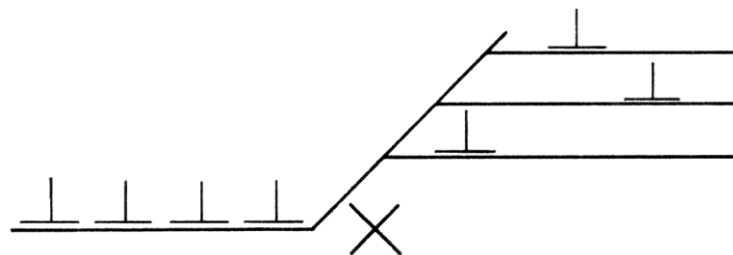


Abb. 17: Wellige Gleitung

b) planare Gleitung

Die Versetzungen sind an ihre Gleitebene gebunden. Es kommt zu einer planaren Versetzungsanordnung (2-dimensional).

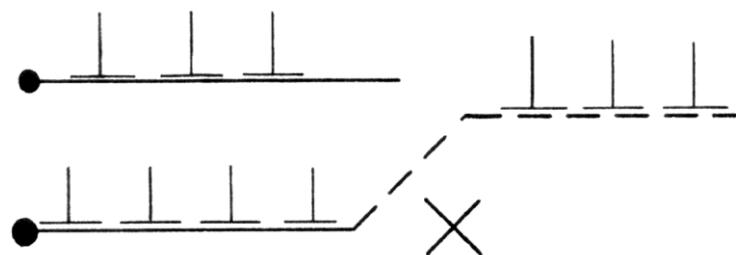


Abb. 18: Planare Gleitung

Grundlegende Untersuchungen wurden durchgeführt an:

- reinen Metallen
- Einkristallen (keine Korngrenzen)
- meist wellige Gleitung

Der Grund für die Untersuchungen an Einkristallen liegt darin, daß Einkristalle eine definierte Orientierung von Gleitebene und Gleitrichtung besitzen.

Dabei ist:

$$\text{Schubspannung : } \tau = M \cdot \sigma$$

$$\text{Scherung : } \gamma = \frac{1}{M} \cdot \varepsilon \quad \text{mit M: Schmidfaktor}$$

4.3 Wechselverfestigung im Einkristall

Messungen wurden durchgeführt an:

- geglähten Proben
- meist an kubisch flächenzentrierter (kfz) Struktur (z.B. Cu, Ni, Al, ...)
- meist orientiert für Einfachgleitung
- meist bei $\frac{\Delta\gamma_{pl}}{2} = \text{konst}$

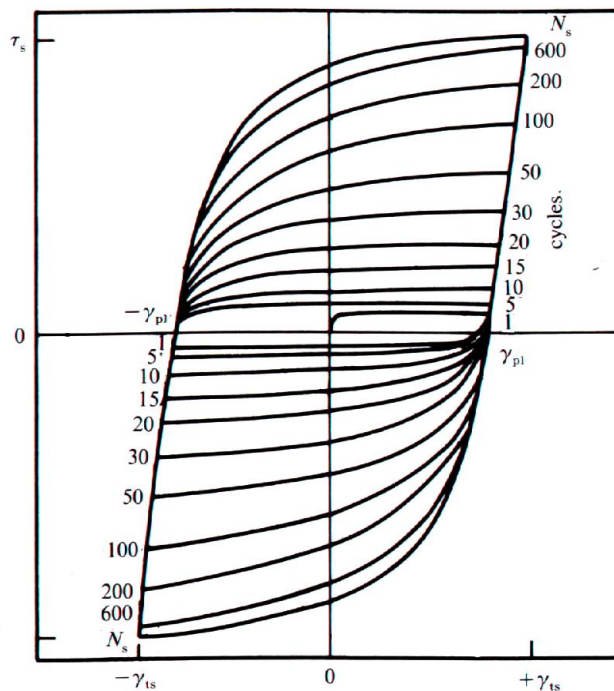


Abb. 19: Verfestigung mit zunehmender Zyklenzahl

In Einkristallen kommt es bei zunehmender Zyklenzahl zu einer zyklischen Verfestigung, wobei die Zunahme der Verfestigung pro Zyklus allmählich abnimmt bis sich eine zyklische Sättigung einstellt.

Begründung (z.B. durch Transmissionselektronenmikroskopie):

Es werden Versetzungen gebildet. Die Versetzungsdichte erreicht einen hohen Wert. Die Versetzungen lagern sich um und bilden charakteristische, dreidimensionale Anordnungen.

Vergleich mit einsinniger Verformung:

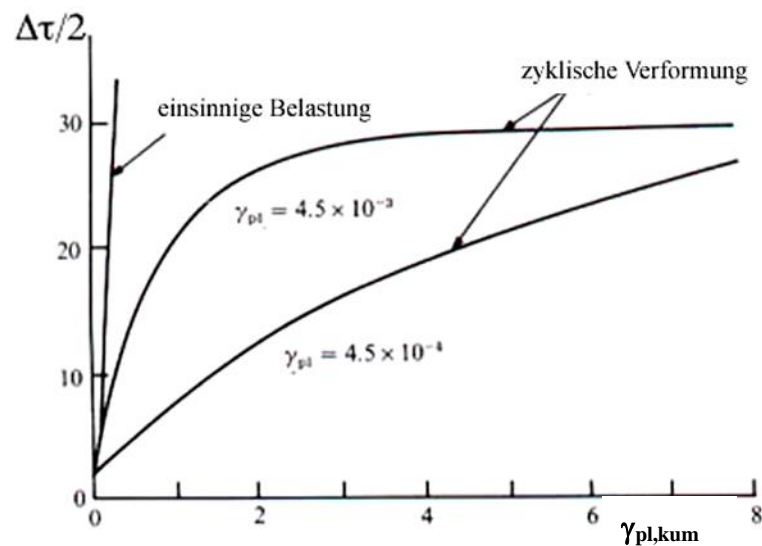


Abb. 20: Einsinnige und zyklische Verformung im Vergleich

Dabei ist:

$$\varepsilon_{pl,kum} = \sum 4 \cdot \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} \quad (\text{kumulative plast. Dehnung})$$

$$\gamma_{pl,kum} = \sum 4 \cdot \frac{\Delta \gamma_{pl}}{2} \quad (\text{kumulative plast. Scherung})$$

Folgerung:

- Die Verfestigung ist bei zyklischer Belastung langsamer als bei einsinniger Belastung.
- Die ertragbare (kumulative) plastische Dehnung ist bei zyklischer Belastung wesentlich größer.

4.4 Zyklische Sättigung in Einkristallen

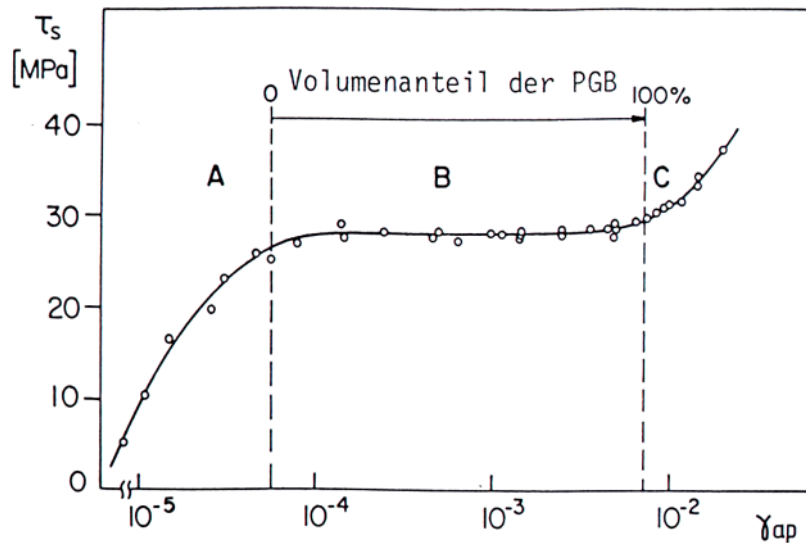


Abb. 21: Zyklische Sättigung bei Kupfer

Dabei ist: $\tau_s =$ Sättigungswert von $\frac{\Delta\tau}{2}$, $\gamma_{ap} = \Delta\gamma_{pl}/2$ (Amplitude der plastischen Scherung)

Versetzungsstruktur in den Bereichen A, B und C:

kfz-Struktur: $\{111\}$ Gleitebene, $\langle 110 \rangle$ Gleitrichtung

$(\bar{1}21)$ -Schnitt:

- senkrecht zur Gleitebene (111)
- enthält Burgersvektor $[10\bar{1}]$

Bereich A:

Versetzungen bilden Bündel oder Adern hoher Versetzungsdichte. Die Bündel bestehen aus Versetzungsdipolen primärer Versetzungen. Zwischen den Bündeln liegen versetzungsarme Bereiche (Kanäle).

⇒ Bündel/Ader-Struktur, max. 50% Bündel



Abb.22: Dreidimensionale Darstellung der Versetzungsstruktur im Bereich A

Bereich B:



Abb.23: Dreidimensionale Darstellung der Versetzungsstruktur im Bereich B
Matrixstruktur ist ähnlich der des Bereiches A.: Bündel/Ader-Struktur. In der Matrix eingebettet: Leiterstruktur bestehend aus Kanälen mit senkrechten Wänden. Diese

Wände bilden die Sprossen der Leiter und bestehen wieder aus Stufenversetzungsdipolen.

Persistente Gleitbänder

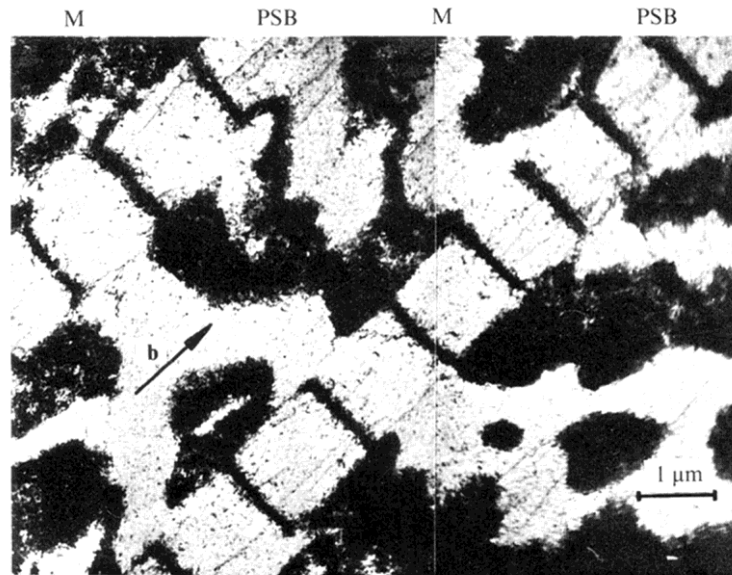


Abb.24: TEM-Aufnahme einer PGB/Matrix-Struktur in einem Cu-Kristall

Bereich C:

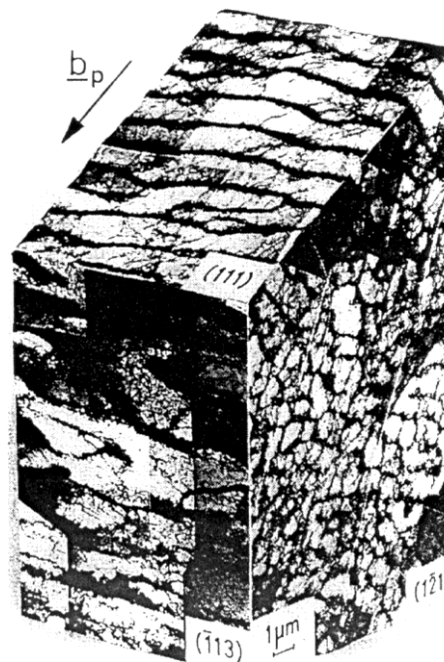
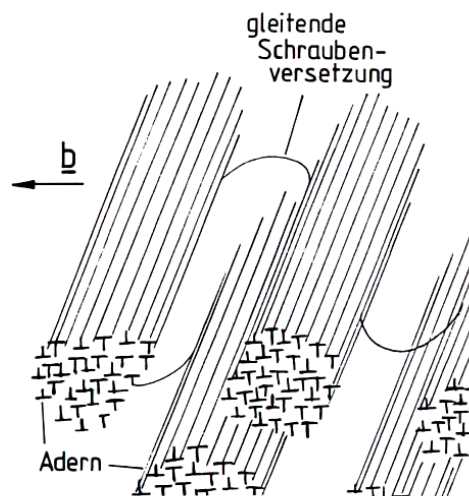


Abb.25: Dreidimensionale Darstellung der Versetzungsstruktur im Bereich C

Bisher lag Einfachgleitung vor; ab $\frac{\Delta\gamma_{pl}}{2} \approx 7,5 \cdot 10^{-3}$ gewinnt sekundäre Gleitung an Bedeutung. Dadurch ergeben sich Zellstrukturen bestehend aus länglichen bis gleichachsigen Zellen, die eine hohe Versetzungsdichte in den Zellwänden und einen niedrigen Dichte im Zellinneren aufweisen.

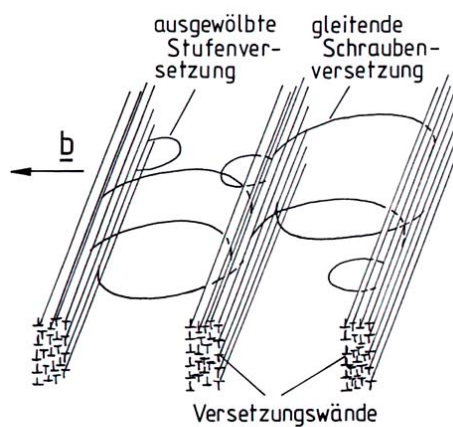
4.5 Das persistente Gleitband

4.5.1 Versetzungsanordnung



a) Matrix

Abb. 26: Bündel/Ader-Struktur



b) persistente Gleitbänder

Abb. 27: Persistentes Gleitband (PSB, PGB)

Erkenntnisse:

- Persistentes Gleitband (PGB) läuft quer durch den gesamten Einkristall.
- Höhe h: ca. 5000 Gleitebenen (bei Cu ca. 1 μm)
- Abstand der Wände ca. 1,4 μm
- Volumenbruchteil der Wände im Persistenten Gleitband ca. 10%

Beobachtung:

⇒ Die plastische Scheramplitude $\Delta\gamma_{\text{pl}}/2$ im Persistenten Gleitband ist etwa 100mal größer als in der Matrix (Interferometrie).

⇒ Der Volumenbruchteil der PGB erhöht sich im Bereich B (Plateau) mit Zunahme von $\Delta\gamma_{\text{pl}}/2$ von 0% (Grenze zwischen A und B) bis 100% (Grenze B/C).

4.5.2 Die Mischungsregel im Bereich B

$$\frac{\Delta\gamma_{\text{pl}}}{2} = f_{\text{PGB}} \cdot \left(\frac{\Delta\gamma_{\text{pl}}}{2} \right)_{\text{PGB}} + (1 - f_{\text{PGB}}) \cdot \left(\frac{\Delta\gamma_{\text{pl}}}{2} \right)_{\text{MATRIX}}$$

Dabei ist: f_{PGB} = Volumenbruchteil der PGB

$1 - f_{\text{PGB}}$ = Volumenbruchteil der Matrix

$\left(\frac{\Delta\gamma_{\text{pl}}}{2} \right)_{\text{PGB}}$ = plastische Scheramplitude im PGB

$\left(\frac{\Delta\gamma_{\text{pl}}}{2} \right)_{\text{MATRIX}}$ = plastische Scheramplitude in der Matrix

Aus der ZSD-Kurve folgt (für Cu):

$$\left(\frac{\Delta\gamma_{\text{pl}}}{2} \right)_{\text{PGB}} = 7,5 \cdot 10^{-3} \text{ (ca. 1\%)} \quad \left(\frac{\Delta\gamma_{\text{pl}}}{2} \right)_{\text{MATRIX}} = 6 \cdot 10^{-5}$$

Erklärung des Auftretens eines Plateaus in der ZSD-Kurve:

Eine Erhöhung der plastischen Scheramplitude $\frac{\Delta\gamma_{pl}}{2}$ führt ausschließlich zu einer Erhöhung des Volumenanteils der Persistenten Gleitbänder (bis max. 100%), ohne daß dabei die lokalen plast. Dehnungsamplituden verändert werden.

4.5.3 Die Bedeutung der Persistenten Gleitbänder

Resultierend aus der hohen plastischen Verformung sind Persistente Gleitbänder *Rißinitiatoren!*

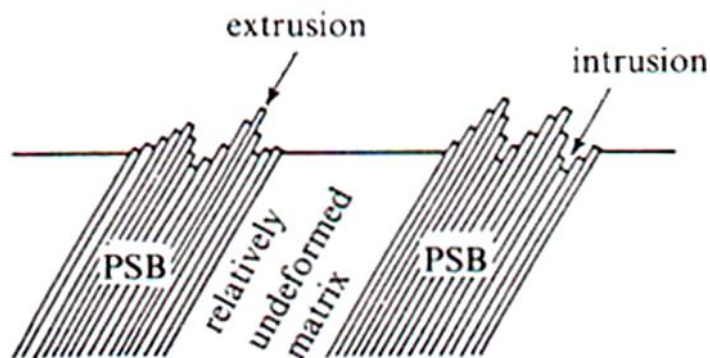


Abb. 28: Oberflächenprofil eines Persistenten Gleitbandes

Oberflächenprofil durch:

- Volumenzunahme der Persistenten Gleitbänder (führt zu einer Extrusion)
- Aufrauung der Oberfläche: Extrusion/Intrusion

Bezeichnung (geht zurück auf Thompson, 1956):

Gleitbänder, die ca. 1-2 μm breit sind, eine Rauigkeit besitzen und parallel zur primären Gleitebene liegen, erscheinen nach dem Abpolieren der Oberfläche erneut.

Bedeutung:

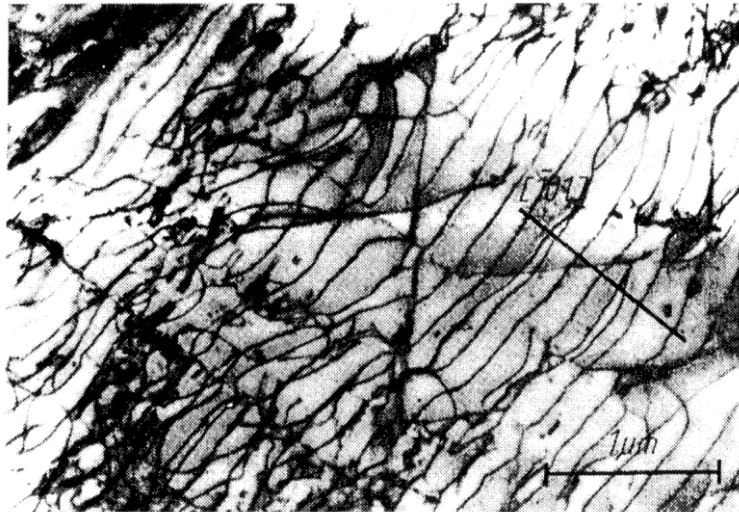
Durch wiederholtes Abpolieren der Oberfläche läßt sich die Lebensdauer (unendlich) erhöhen. Damit ist die Wirkung der PGB als Rißauslöser unmittelbar erkennbar.

4.6 Versetzungsstruktur bei planarer Gleitung

bisher: Einkristall, wellige Gleitung

Bei planarer Gleitung bleiben die Stufenversetzungen in ihren Gleitebenen. Die Schraubenversetzungen löschen sich gegenseitig aus, da sie quergleitfähig sind. Man beobachtet parallele Versetzungen in der Gleitebene, die senkrecht zum Burgersvektor ausgerichtet sind (in kfz Gitter ist der Burgersvektor vom Typ $\langle \bar{1}01 \rangle$).

Beispiel einer planaren Versetzungsanordnung:



*Abb.29: Versetzungsanordnung in einer 69% Cu/31%Zn-Legierung (Messing)
Folie parallel zur (111)-Ebene*

Schemabild:

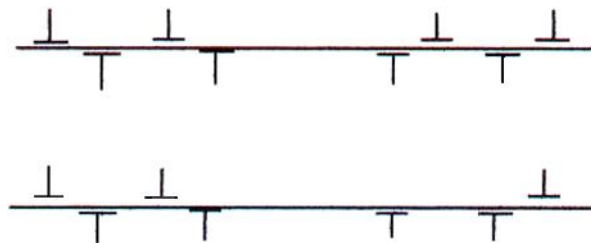


Abb. 30: Schemabild paralleler Stufenversetzungen

Zusammenfassende Darstellung:

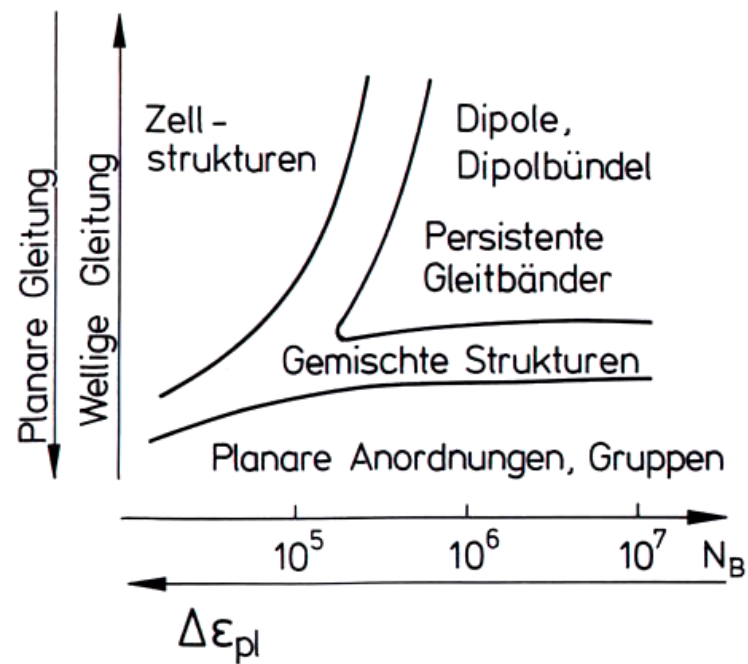


Abb. 31: Zusammenfassende Darstellung der Versetzungsstrukturen in Abhängigkeit vom Versetzungsgleitcharakter und der plast. Dehnungsamplitude (bzw. von der Bruchzyklenzahl) für kfz Einkristalle

4.7 Besonderheiten bei kubisch raumzentrierten Metallen (krz)

Metallphysikalischer Einschub:

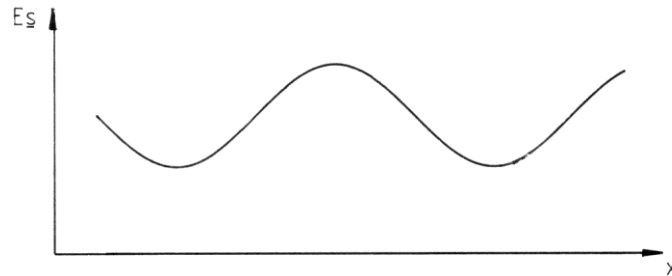


Abb. 32: Peierlspotential E_s für Schraubenversetzungen (Blick parallel zur Gleitebene in Richtung des Burgersvektors)

Konsequenzen:

- a) bei kleinen Dehnungsamplituden werden nur Stufenversetzungen bewegt, während die Schraubenanteile ausgezogen werden: „reversible plastische Verformung“

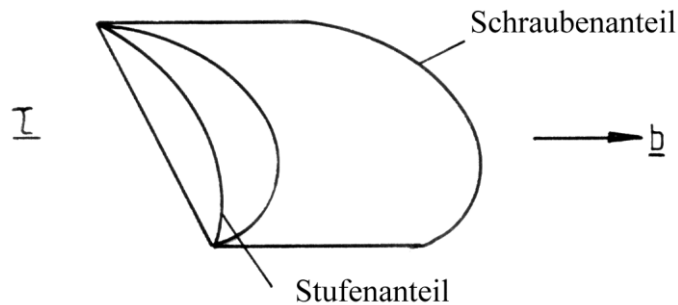


Abb. 33: Ausziehen des Schraubenversetzungsanteils bei plastischer Verformung

- b) starke Temperaturabhängigkeit der Fließspannung

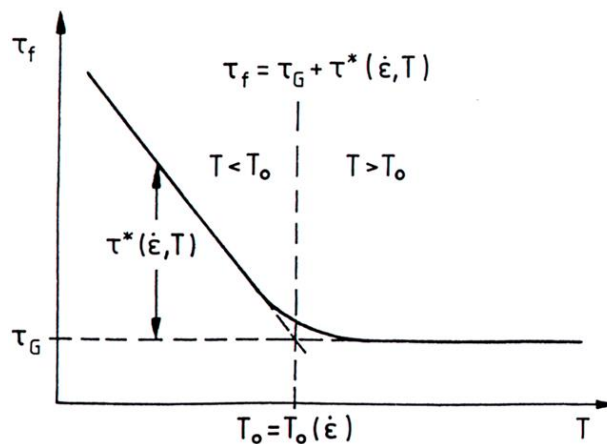


Abb. 34: Abhängigkeit der kritischen Schubspannung von der Temperatur

$$\tau_f = \tau_G + \tau^*(T, \dot{\epsilon})$$

Dabei ist:

τ_f : kritische Schubspannung

τ_G : athermische Schubspannung

τ^* : thermische Schubspannung

⇒ Die Schubspannung von krz Metallen zeigt eine starke Abhängigkeit von Temperatur und Dehngeschwindigkeit.

c) Asymmetrie der Gleitung

Versetzungen bewegen sich bei Zug- und Druckbeanspruchungen auf verschiedenen Gleitebenen. Diese Asymmetrie der Gleitung führt zur Bildung eines elliptischen Querschnitts bei ursprünglich zylindrischen Proben.

Aber:

- Bei großen $\frac{\Delta\gamma_{pl}}{2}$ -Werten bilden sich Zellen
- Durch die Zugabe von Legierungselementen nähert sich das Verhalten der krz Metalle dem Verhalten der kfz Metalle an (Hinweis: technische Legierungen enthalten meist einen hohen Anteil von Legierungselementen).

4.8 Versetzungsstrukturen in Vielkristallen

Bisher wurden Korngrenzen nicht berücksichtigt! Das Vorliegen von Körnern unterschiedlicher Orientierung, die in einem Kornverband eingebettet sind und sich deshalb kompatibel verformen müssen, läßt erwarten, daß die für die Versetzungsbewegung relevante Spannung ein breites Spektrum aufweisen wird.

Konsequenz: sehr unterschiedliche Versetzungsanordnungen von Korn zu Korn

Innere Körner:	lose Adern	Adern mit wenigen PGB	Zellen
Oberflächenkörner:	lose Adern	Adern mit PGB	Zellen
$\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2}$ -Grenzen:		$2 \cdot 10^{-5}$	$6 \cdot 10^{-4}$

Abb. 35: Unterschiedliche Versetzungsstrukturen in Abhängigkeit von der plastischen Dehnungsamplitude

Beobachtungen:

- Persistente Gleitbänder (PGB) bilden sich am wahrscheinlichsten in den Oberflächenkörnern.
- Im technisch interessanten Bereich von $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ sind die Zellenanordnungen dominant.
- Es existiert kein Plateau in der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve.

Für viele Metalle gilt:

$$\frac{\sigma_s - \sigma_R}{E} \propto \frac{b}{d_z} \quad (\text{oder genähert: } \sigma_s \propto \frac{1}{d_z})$$

Dabei ist:

σ_s : Sättigungsspannungsamplitude

σ_R : Reibungsspannung

d_z : Zelldurchmesser

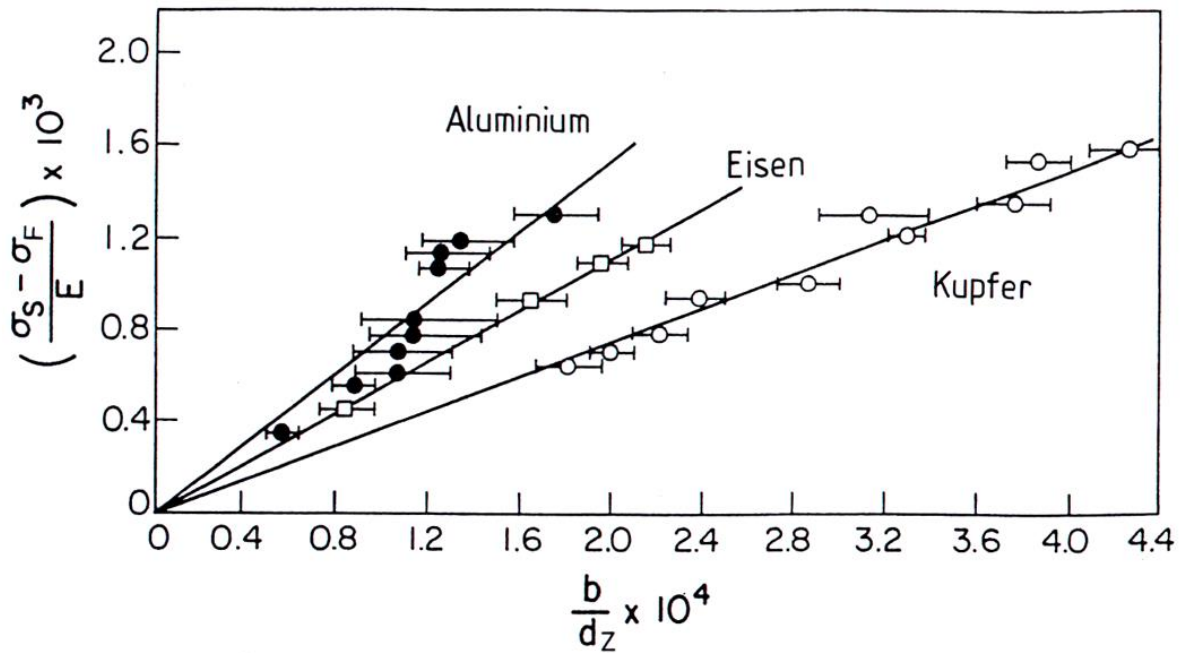


Abb. 36: Zusammenhang von Zellgröße und Sättigungsspannungsamplitude für Vielkristalle

4.9 Transiente Vorgänge / Vorgeschichteabhängigkeit

Bisher: Schwerpunkt der Betrachtungen bei dem Zustand zyklischer Sättigung ($\Delta\sigma/2$ ist konstant bei vorgegebenem $\Delta\varepsilon_{pl}/2$).

Dies ist berechtigt, da dieser Zustand u.U. den größten Teil der Lebensdauer bestimmt.

Aber: Zumindest im ersten Teil der Wechselverformungskurve verändert sich die Spannungs- bzw. Dehnungsamplitude:

a) Wechselverfestigung:

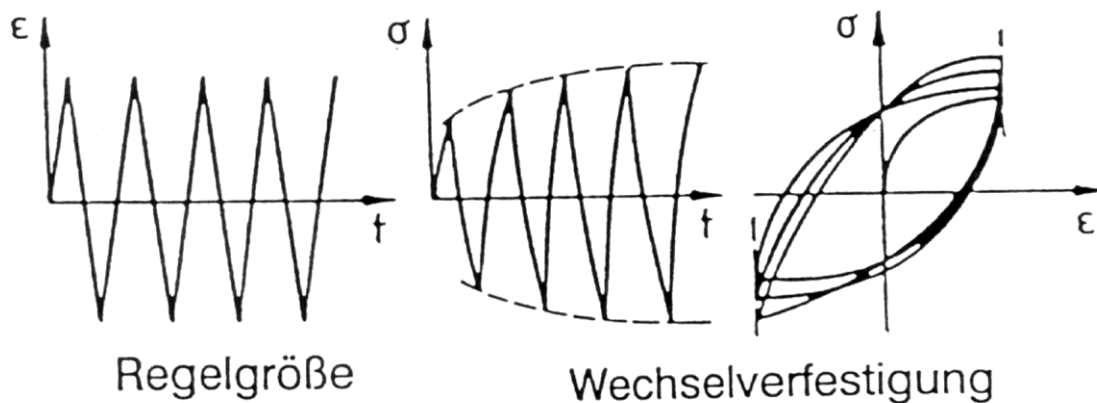


Abb. 37: Wechselverfestigung

b) Wechselentfestigung

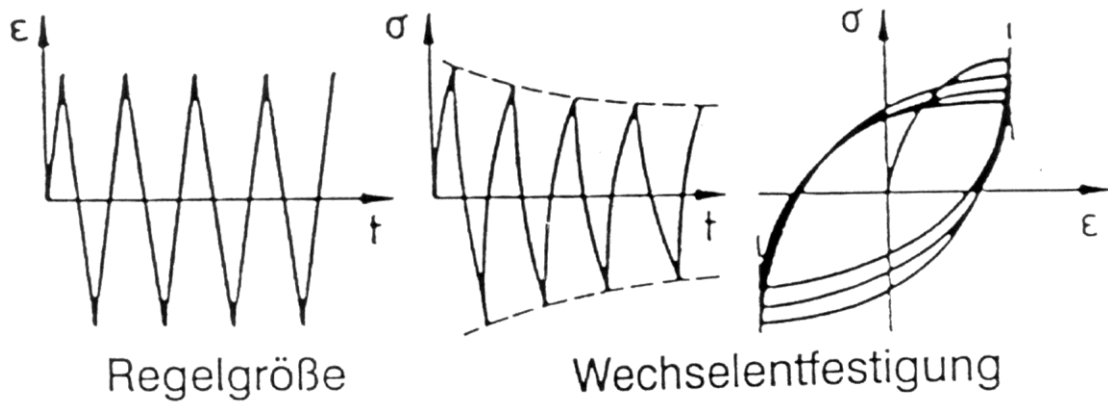


Abb. 38: Wechselentfestigung

c) Zyklische Relaxation

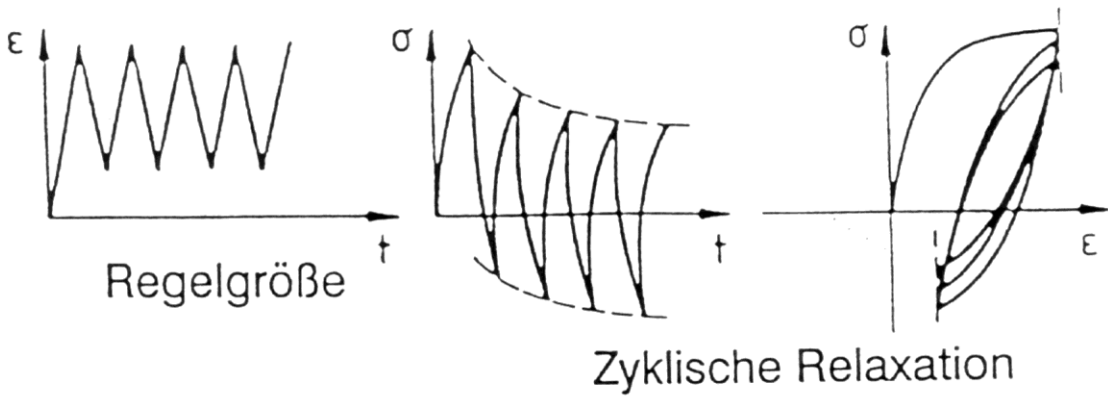


Abb. 39: Zyklische Relaxation

d) Zyklisches Kriechen

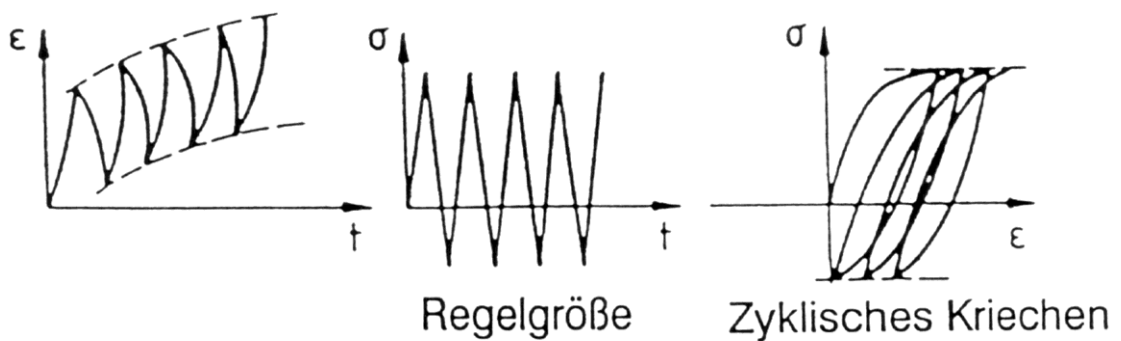


Abb. 40: Zyklisches Kriechen

Vorgeschichteabhängigkeit bzw. -unabhängigkeit

bezieht sich auf die zyklische Sättigung

a) Der Sättigungszustand ist unabhängig von der Vorgeschichte

⇒ Vorgeschichteunabhängigkeit

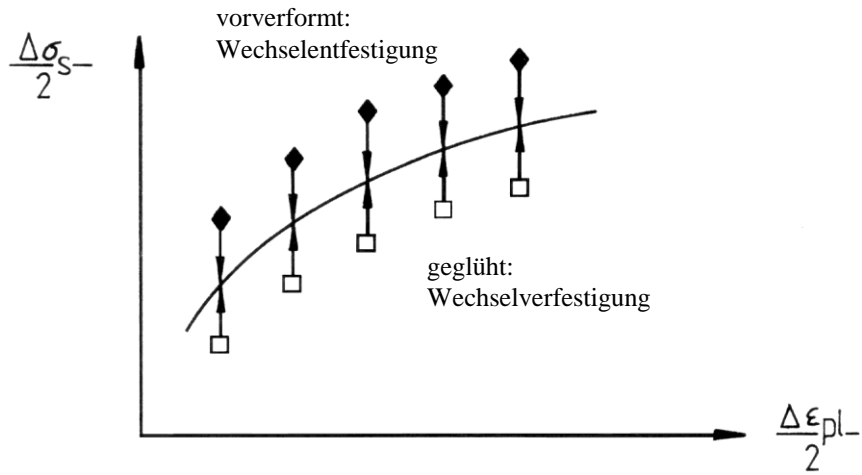


Abb. 41: Vorgeschichteunabhängigkeit

b) Der Sättigungszustand ist abhängig von der Vorgeschichte.

⇒ Vorgeschichteabhängigkeit

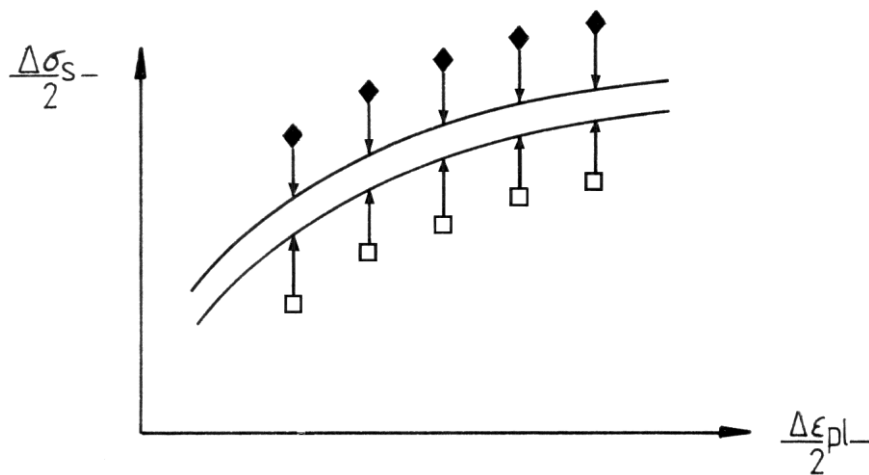


Abb. 42: Vorgeschichteabhängigkeit

4.10 Der Bauschinger-Effekt

Der Effekt wurde bereits 1886 von *Bauschinger* (Königlich Technische Universität München) entdeckt:

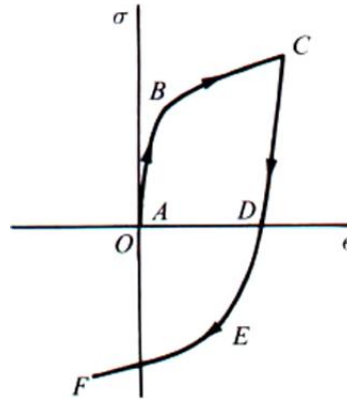


Abb. 43: Der Bauschinger Effekt

Die Fließgrenze (Betrag der Spannung bei der die plastische Verformung beginnt) ist nach Lastumkehr reduziert:

$$\sigma_{f,Zug} > |\sigma_{f,Druck}| \quad (\text{oder } \overline{AB} > \overline{DE})$$

Hinweis: Gilt bei Erstbelastung in Zug!

Technische Bedeutung:

Vorsicht bei einsinniger Vorbeanspruchung! Vorbeanspruchung im Zug erhöht zwar die Streckgrenze für Zugbeanspruchung, reduziert aber die Streckgrenze bei Druckverformung!

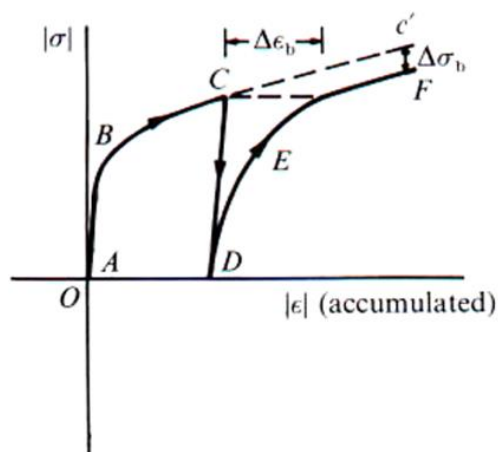


Abb. 44: Bauschingerdehnung und -spannung

Parameter zur Erfassung des Bauschinger-Effekts:

In Abb. 44 bezeichnet $\Delta\sigma_b$: Bauschinger-Spannung

$\Delta\varepsilon_b$: Bauschinger-Dehnung

Erklärung des Bauschinger-Effekts:

Der Bauschinger-Effekt erklärt sich von selbst, wenn man den Werkstoff als *Verbund von Elementen* betrachtet (Verbundmodell).

Physikalische Grundlage (bei einphasigen Werkstoffen):

Unterschiedlich harte Bereiche ergeben sich aus

- unterschiedlichen Kornorientierungen
 - unterschiedlicher Versetzungsdichte bzw. -struktur
- z. B. PGB weich, Matrix relativ hart

Einfachstes Modell (zu Veranschaulichung):

Zwei Komponenten, elastisch ideal-plastisches Verhalten, parallele Anordnung (d.h.

$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_1 = \varepsilon_2$), je 50 % Flächenanteil (d.h. $\sigma_{ges} = \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_2)$)

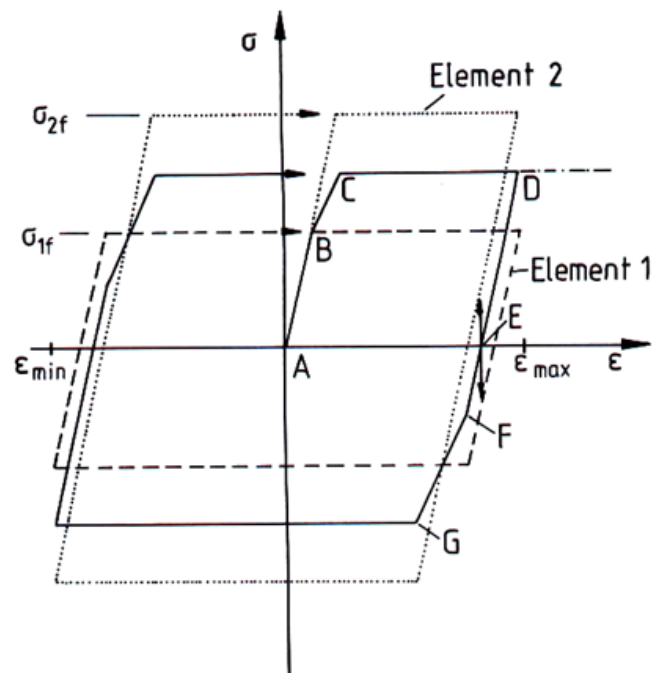


Abb. 45: Modell zur Erklärung des Bauschinger-Effekts und des Materialerinnerungsvermögens

Es gilt:

$\sigma_{f,Zug} = \sigma_{1f}$ (plastische Verformung bei Erreichen der Fließspannung der weichen Komponente)

$$|\sigma_{f,Duck}| = |\sigma_{max} - 2\sigma_{1f}| \leq \sigma_{f,Zug} \quad \text{mit} \quad \sigma_{max} = \frac{\sigma_{1f} + \sigma_{2f}}{2}$$

Konsequenzen aus dem Modell:

- 1:2-Gesetz: Der Hysteresenast entspricht der mit dem Maßstabsfaktor 2 multiplizierten einsinnigen Spannungs-Dehnungskurve.
- Materialerinnerungsvermögen: Ein Werkstoff ist in der Lage, sich an die Vorverformung zu erinnern.

4.11 Einfluß von Ausscheidungen

Bisher wurden nur einphasige Metalle und Legierungen betrachtet. Tatsächlich bestehen technische Legierungen aber meist aus mehreren Phasen und oft liegen Ausscheidungen vor (z.B. bewußt eingebracht zur Ausscheidungshärtung). Der Einfluß dieser Ausscheidungen soll im folgenden kurz erörtert werden.

Generell überlagern sich zwei Vorgänge bei der Wechselverformung:

- a) Entwicklung der Versetzungsstruktur
⇒ z.B. Wechselverfestigung bei ursprünglich versetzungsarmen Werkstoffen
- b) Wechselwirkung der Versetzungen mit Ausscheidungsteilchen

Ist die härtende Wirkung der Teilchen mäßig oder gering (z. B. nach Überalterung), so dominiert der Vorgang a); bei starkem Teilchenhärtungsanteil dominiert Prozeß b).

Achtung: Es besteht die Gefahr der **Wechselentfestigung**.

Dies gilt insbesondere für kleine, kohärente und eng beieinanderliegende Teilchen, wie sie im maximal ausscheidunggehärteten Zustand typisch sind!

Mechanismen der Wechselentfestigung:

- 1) Erhöhung der Geschwindigkeit der Vergrößerung (Ostwald-Reifung) durch Versetzungen und Punktdefekte (erhöhte Diffusion) \Rightarrow Überalterung.
- 2) Entordnung geordneter Teilchen (durch Versetzungsschneidprozesse, z. B. in AlCuMg- Legierung; dort besetzen die Al- und Cu-Atome der Ausscheidungen vom Typ Al_2Cu bestimmte Plätze im Gitter)
- 3) Wiederauflösung von Teilchen: Mehrfaches Schneiden der Teilchen durch Versetzungen führt zu einer Größe, die evtl. kleiner als die kritische Keimgröße wird \Rightarrow Teilchen gehen in Lösung

Anmerkung: Es können sich Persistente Gleitbänder bilden, die dann meist sehr schmal sind: Bereiche (Bänder) hoher plastischer Verformung durch geringen Teilchenwiderstand.

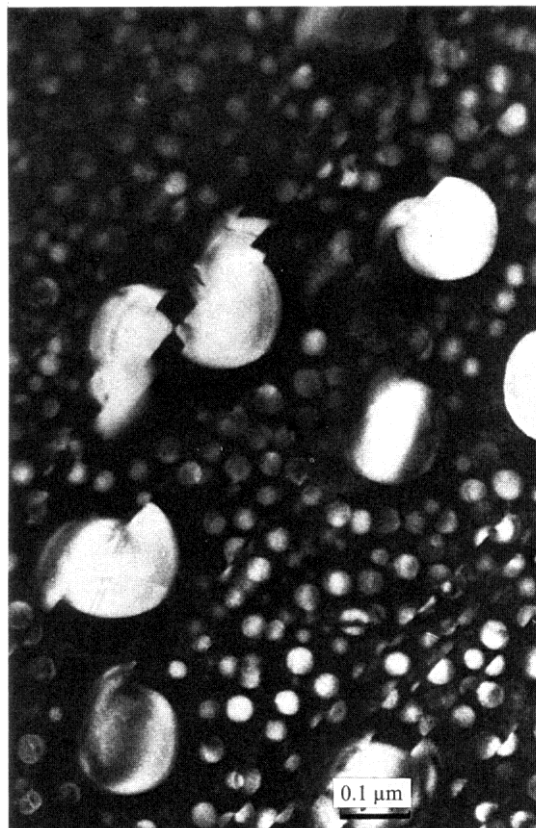


Abb.46: TEM-Dunkelfeldaufnahme von Waspaloy

5 Rißbildung in duktilen Werkstoffen

5.1 Vorbemerkungen

Was versteht man unter dem Begriff „Rißbildung“? Diese Frage läßt sich nicht einheitlich beantworten. Die Antwort hängt zusammen mit der Größe des Beobachtungsmaßstabes:

In der Werkstoffkunde:

Keimbildung eines Risses im Maßstab bis herab zur atomaren Dimension.

Im Maschinenbau:

Rißbildung ist der Prozeß, bis der Riß die Größe erreicht hat, die der Auflösung des Rißdetektionsverfahrens entspricht (Ultraschall, Röntgengrobstruktur, ...).

Im weiteren Verlauf der Vorlesung werden die mikroskopischen Mechanismen der Rißbildung in defektfreien, ungekerbten Metallen und Legierungen weiter verfolgt.

5.2 Rißbildung in Einkristallen

Untersuchungsmethoden:

- Lichtmikroskopie, eventuell in Kombination mit Replica Technik. Die Auflösung ist aber nicht besser als 0,4 μm .
- Interferometrie
- Rasterelektronenmikroskopie (REM), oft in Kombination mit
 - „taper-sectioning method“: Schnitt in flachem Winkel α zur Oberfläche, dadurch wird das Oberflächenrelief „vergrößert“ ($V=1/\cos \alpha$).
 - „sharp-corner technique“: Schnitt mit Mikrofräse senkrecht zur Oberfläche, so daß das Oberflächenprofil untersucht werden kann (siehe Abbildungen 47 und 48 aus Dissertation Hunsche).

Beobachtung:

- Risse gehen von Oberflächenrauigkeiten aus.
- Oberflächenrauigkeiten sind eine Folge der Irreversibilität der plastischen Verformung, d. h. eine Abgleitung während des Zughalbzyklus wird nicht zu 100% kompensiert durch eine Abgleitung in entgegengesetzter Richtung im Druckhalbzyklus.
- In vielen kristallinen Werkstoffen sind die Persistenten Gleitbänder die mikrostrukturelle Ursache für die Oberflächenrauigkeit (und damit für die Rißbildung) Einen Hinweis darauf liefern die erwähnten Abpolierexperimente.

5.2.1 Oberflächenerscheinungen

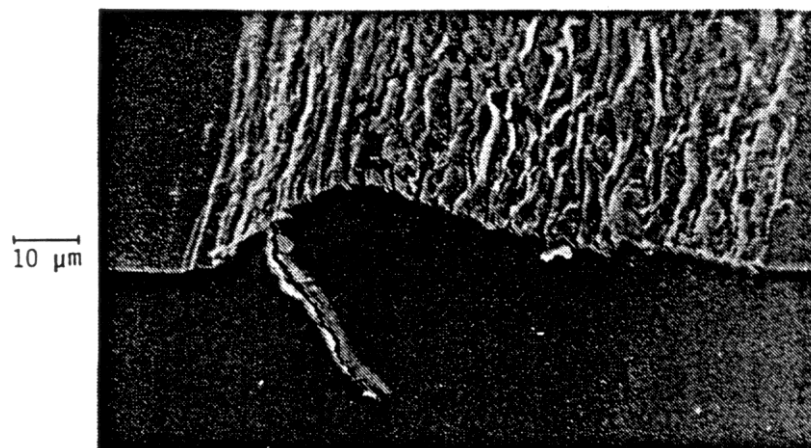


Abb. 47: PGB in wechselverformtem Kupfer mit Anriß nach $6 \cdot 10^4$ Zyklen

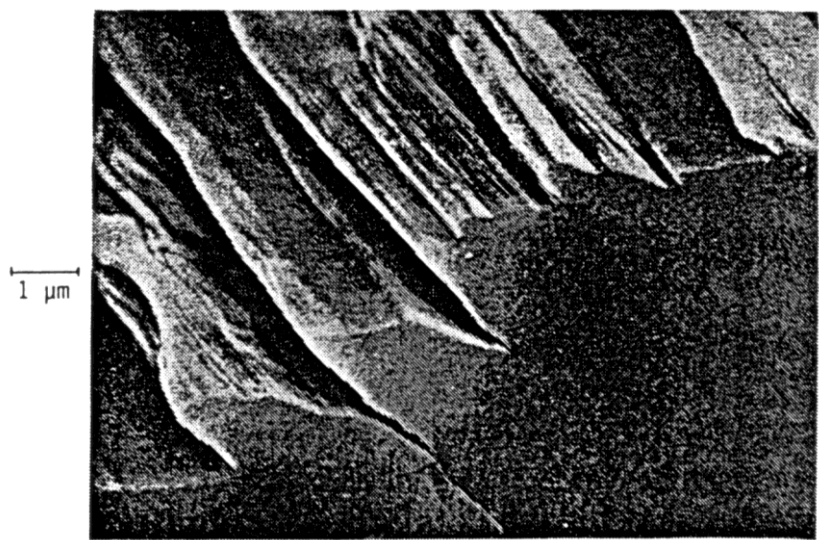


Abb. 48: PGB mit Ermüdungsanriß

Beobachtung:

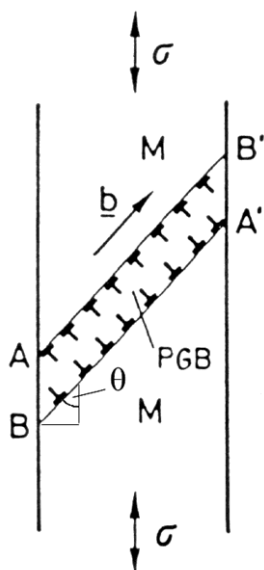
1. Macro-PGB, bestehend aus vielen dicht beieinanderliegenden Persistenten Gleitbändern, bildet eine Protrusion mit dreiecksförmigem Profil.
2. In der Protrusion liegt eine hohe Rauigkeit vor: Extrusionen und Intrusionen
3. Der Riß beginnt an einer Intrusion meist an der Grenzfläche der Protrusion zur Matrix.

5.2.2 Das Essmann-Gösele-Mughrabi-Modell (EGM-Modell)

Essmann, Gösele und Mughrabi entwickelten 1981 ein halbquantitatives Modell zur Beschreibung der Entwicklung des Oberflächenprofils eines PGB. Es existieren zahlreiche andere Modelle, die aber nicht quantitativ sind.

Annahmen:

1. In den PGB werden ständig neue Versetzungen gebildet (Frank-Read-Quellen) und vernichtet (Annihilation). Zwischen diesen beiden Prozessen besteht ein dynamisches Gleichgewicht. Experimenteller Beweis durch in-situ-TEM: Alle 50 Zyklen sind alle alten Versetzungen durch neue ersetzt.
2. Es erfolgt primär eine Annihilation von Dipolen des Leerstellentyps. Dadurch bilden sich ständig neue Leerstellen. Dies läßt sich dadurch beweisen, daß durch die Zunahme der Leerstellenkonzentration der elektrische Widerstand erhöht wird.



Die Konzentration der Leerstellen wird erhöht.
 \Rightarrow Volumenzunahme (d. h. Protrusionsbildung)

Dabei gilt folgender Zusammenhang:

$$\frac{\Delta V}{V} = c_v \approx \frac{e \cdot b \cdot h \cdot \cos \theta}{d_0 \cdot h \cdot b}$$

Abb. 49: Protrusionsbildung bei Zug-/Druckbelastung

Dabei ist:

$c_V, \frac{\Delta V}{V}$: Leerstellenkonzentration h: Höhe des PGB

d_0 : Durchmesser des Einkristalls $\frac{d_0}{\cos \theta}$: Länge des PGB

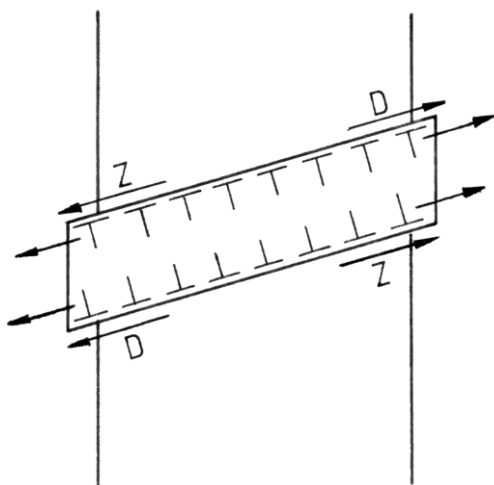
b: Breite des PGB

Für die Protrusionshöhe ergibt sich nach Umstellung der obigen Formel:

$$e = \frac{c_V \cdot d_0}{\cos \theta}$$

Anmerkung: In Vielkristallen ist d_0 durch die Korngröße zu ersetzen, d. h. dort ist die Protrusionshöhe e umso kleiner je kleiner die Korngröße ist.

3. Bei höheren Temperaturen diffundieren die Leerstellen in die Matrix. Daraus folgt eine stationäre Leerstellenkonzentration bzw. ein konstantes e . Bei tiefen Temperaturen wächst e mit N ständig an.
4. Die „effektive“ Gleitebene ist durch die Annihilationsprozesse gegenüber der kristallographischen Gleitebene geneigt. Dadurch reichern sich Versetzungen an der Grenzfläche zwischen PGB und Matrix an: Grenzflächenversetzungen
Ihr Abstand errechnet sich aus der Überlegung, daß die zusätzlichen Atompositionen der eingeschobenen Ebenen der Leerstellenkonzentration entsprechen.



5. Die Grenzflächenversetzungen führen zu einer Kompressionsspannung im PGB entlang der Grenzfläche und zur Zugspannung (Dilatation) in der angrenzenden Matrix.

Abb. 50: Bildung von Grenzflächenversetzungen

$\frac{Z}{D}$ → Schubspannung auf die Versetzungen während der Zug- bzw. Druckphase

→ Schubspannung durch den Versetzungsaufstau

5.2.3 Entstehung der Rauigkeit auf einer Protrusion

bisher: Bildung einer Protrusion bzw. einer Extrusion durch Leerstellenkonzentrationszunahme / Bildung von Grenzflächenversetzungen

jetzt: Woher ergibt sich das Berg- und Talprofil, das sich der Protrusion überlagert?

Mögliche Erklärung (Differt, Essmann, Mughrabi 1986):

Die plastische Verformung erfolgt statistisch verteilt im PGB. Durch die ständige Neubildung und Annihilation ist sie nicht reversibel. Weiterhin treten Versetzungen an der Oberfläche aus und sind somit nicht in der Lage, nach Vorzeichenumkehr der Spannung zurückzulaufen.

Eine Computersimulation liefert folgende Beziehung für die Rauigkeitsprofiltiefe $\bar{\omega}$:

$$\bar{\omega} = 2F \cdot \sqrt{N \cdot b \cdot \gamma_{\text{PGB}} \cdot P_{\text{PGB}} \cdot h}$$

Dabei ist:

F: dimensionsloser Faktor γ_{PGB} : plast. Scherdehnungsamplitude

P_{PGB} : Irreversibilität (Verhältnis der irreversiblen zur reversiblen Scherung)

h: Dicke des PGB b: Betrag des Burgersvektors

N: Zyklenzahl

Abschätzung:

Mit $F \approx 1$, $\gamma_{\text{PGB}} = 7,5 \cdot 10^{-2}$, $h \approx 1 \mu\text{m}$, $b = 0,256 \text{ nm}$ und $P_{\text{PGB}} \approx 0,3$ folgt:

$$\bar{\omega} = 0,76 \mu\text{m} \quad \text{bei} \quad N = 10^6$$

5.2.4 Umgebungseinfluß

Beobachtung:

Wird Kupfer in Vakuum bei Raumtemperatur zyklisch verformt, so ist die Lebensdauer N_B deutlich gegenüber Luft erhöht (Faktor 2 ... 10).

Erklärung (vereinfacht):

Belegung der frischen Metalloberfläche mit z. B. Sauerstoff verhindert die reversible Gleitung.

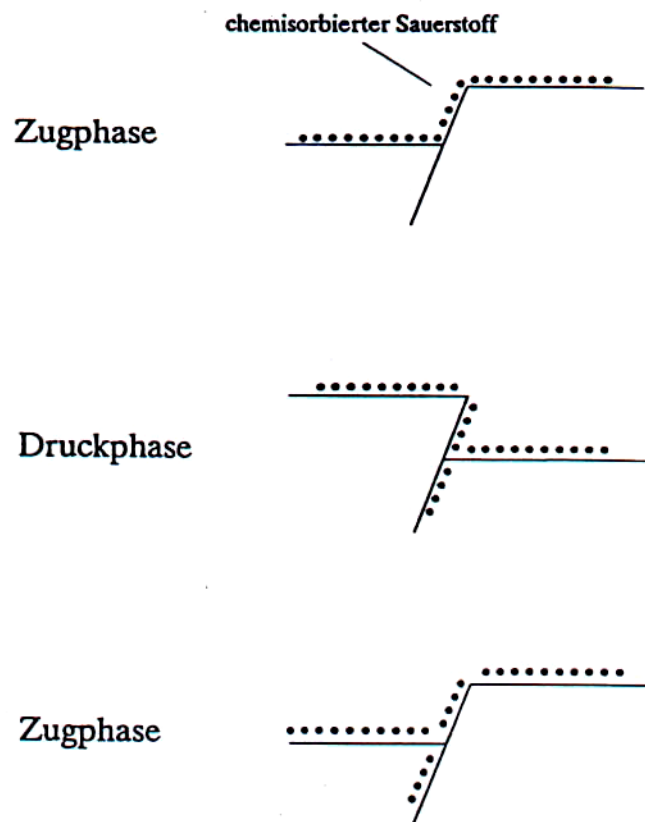


Abb. 51: Versprödung bei zyklischer Verformung bei Umgebungseinflüssen

⇒ Transport der versprödenden Spezies (z. B. Sauerstoff) in den Werkstoff

5.3 Rißbildung in Vielkristallen und technischen Legierungen

5.3.1 Rißbildung an Korngrenzen

Neben den transkristallinen Rißkeimen, die meist an PGB gebildet werden, beobachtet man gelegentlich interkristalline Rißkeime (ohne Temperatur- u. Umgebungseinfluß).

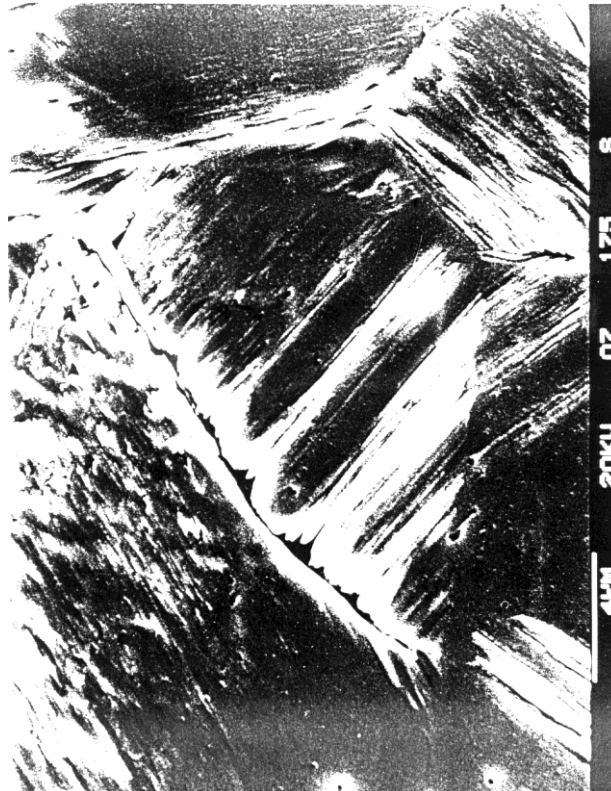


Abb. 52: Interkristalliner Riß, Kupfer

Eine mögliche Erklärung liefert das EGM-Modell:

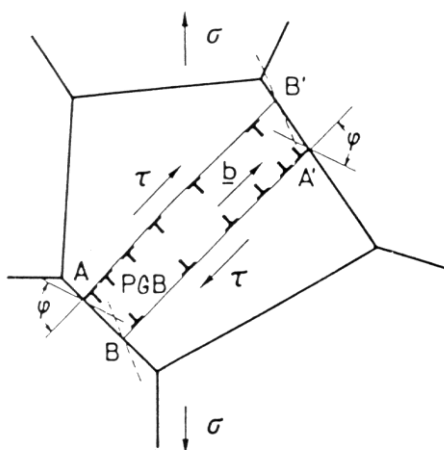


Abb. 53: Transkristalliner Rißkeim

A und A': Versetzungsaufstau gegen die Korngrenze in der Zugphase

B und B': Versetzungsaufstau gegen die Korngrenze in der Druckphase

Ein Riß entsteht durch die Kraft, mit der die Versetzungen gegen die Korngrenze drücken (setzt bestimmte geometrische Bedingungen voraus).

5.3.2 Reißbildung an Zwillingsgrenzen

Zwillingsgrenze: Spezialfall einer Korngrenze:

Die Atompositionen auf einer Seite sind eine spiegelbildliche Darstellung der Atompositionen der anderen Seite.

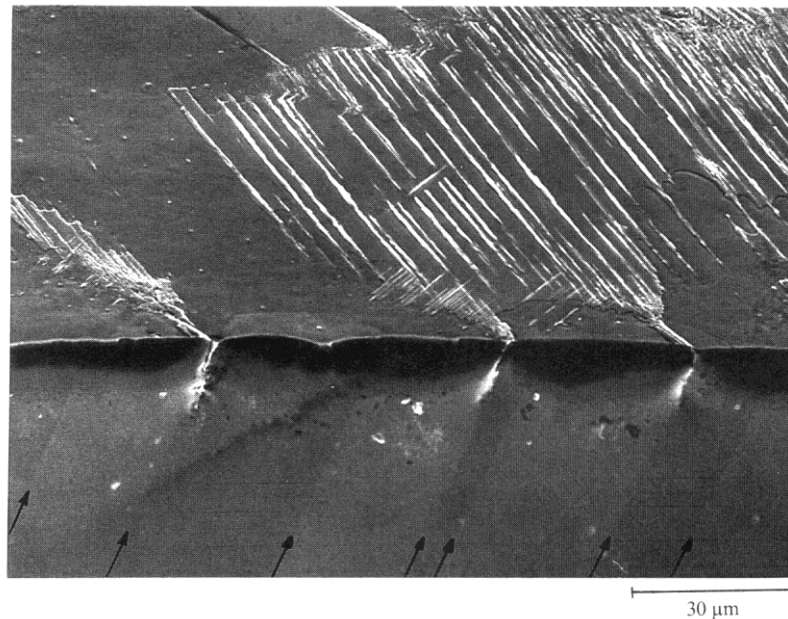


Abb. 54: Ermüdungsrisse in polykristallinem Kupfer

Beobachtung: An der Oberfläche bilden sich Risse in jeder zweiten Zwillingsgrenze.

Begründung: Ein kristalliner Werkstoff ist elastisch anisotrop. D.h. die elastischen Eigenschaften variieren mit der Richtung im Kristallsystem. Dadurch ergeben sich an der Zwillingsgrenze innere Spannungen bei Belastung (elastische Inkompatibilität). Das Vorzeichen dieser inneren Spannung ändert sich von Zwillingsgrenze zu Zwillingsgrenze. Risse entstehen dort, wo die innere Spannung die äußere unterstützt.

5.3.3 Der Einfluß von Einschlüssen und Poren

Hängt von vielen Faktoren ab, z. B.:

- Gleitcharakter der Matrix
- Verhältnis der Festigkeit von Matrix und Einschuß
- Festigkeit der Grenzfläche zwischen Matrix und Einschuß
- u.v.m.

Beobachtung: Wenn Einschlüsse oder Poren vorliegen, kann die Ribbildung im Inneren des Werkstoffs erfolgen.

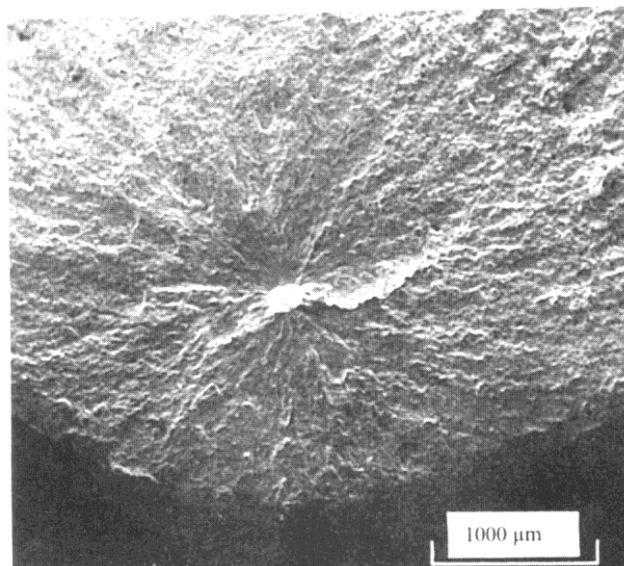


Abb. 55: Ermüdungsrißbeginn an einem HfO₂-Einschuß in einer Nickelbasis-Superlegierung

6 Phänomenologische Beschreibung der Lebensdauer

Vorbemerkung: In den letzten Kapiteln haben wir uns mit den Mechanismen beschäftigt, die zur Entstehung der charakteristischen Mikrostruktur und zur Bildung des Risses führen. Bei der phänomenologischen Beschreibung der Lebensdauer wird auf Mechanismen kein Bezug genommen. Es wird nur die Gesamtlebensdauer betrachtet, ohne zu unterscheiden, wieviele Zyklen für die Rißbildung und wieviele für die Rißausbreitung erforderlich sind.

6.1 Spannungsamplitude zur Abschätzung der Lebensdauer

Geht zurück auf *Wöhler* (1860), ohne daß dieser eine entsprechende Darstellung vorgeschlagen und benutzt hat:

Abschätzung der Lebensdauer von Eisenbahnwagenachsen.

Versuchsführung:

Ermüdungsversuche an glatten Proben in Zug-Druck-, Umlaufbiede-, Biegewechsel- oder Torsionswechselbelastung

Details: siehe Standards E 466...E 468 der ASTM (American Society for Testing and Materials)

Ergebnisdarstellung: Wöhler-Diagramm

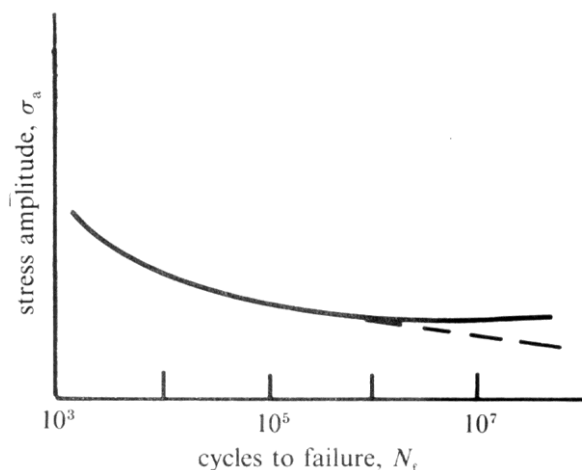


Abb. 56: Wöhler-Diagramm (schematisch)

Bei normalisierten Stählen findet man einen Plateau-Bereich (Wechselfestigkeit bei symmetrischer Zug-Druckbelastung, Dauerfestigkeit im allgemeinen Fall); bei hochfesten Stählen, Al-Legierungen usw. fällt $\Delta\sigma/2$ mit N_B kontinuierlich ab. Die Dauerfestigkeit wird hier über eine Grenzlastspielzahl, z.B. $N_B=10^7$, definiert.

Oft findet man bei doppellogarithmischer Auftragung eine Gerade.

Basquin, 1910:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' \cdot (2N_B)^b$$

Dabei ist:

N_B : Zahl der Zyklen bis zum Bruch ($2N_B$ ist Anzahl der Lastumkehrungen bei Bruch)

σ_f' : Ermüdungsfestigkeitskoeffizient (ungefähr gleich der Reißfestigkeit: wahre Spannung beim Bruch im Zugversuch)

b : Ermüdungsfestigkeitsexponent ($-0,05 \geq b \geq -0,12$)

Anteil der Rißbildungsphase:

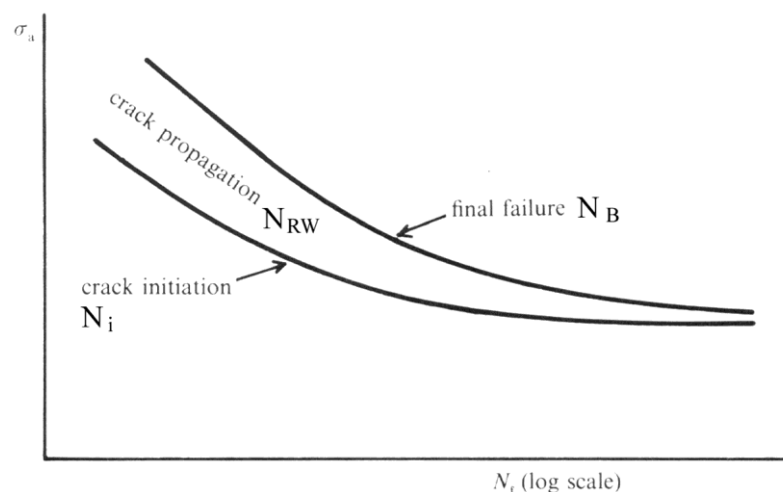


Abb. 57: Lebensdaueranteile von Rißbildung und -wachstum

Allgemein: $N_B = N_i$ (Rißbildung) + N_{RW} (Rißwachstum)

Bei großen N_B -Werten (kleine Spannungsamplituden) ist der relative Anteil von N_i groß und umgekehrt.

6.2 Mittelspannungseinfluß

Die Lebensdauer kann bei Vorliegen einer Mittelspannung deutlich beeinflusst werden:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$

Die gebräuchlichere Größe ist allerdings das Spannungsverhältnis R :

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

Wichtige Spezialfälle:

$R = -1$ → symmetrische Zug-Druck Belastung (reine Wechselbeanspruchung)

$R = 0$ → reine Zugschwellbelastung mit $\sigma_{\min} = 0$

$R = 1$ → statische Belastung ($\sigma_{\min} = \sigma_{\max}$)

Typisch: abnehmende Lebensdauer bei Erhöhung der Mittelspannung

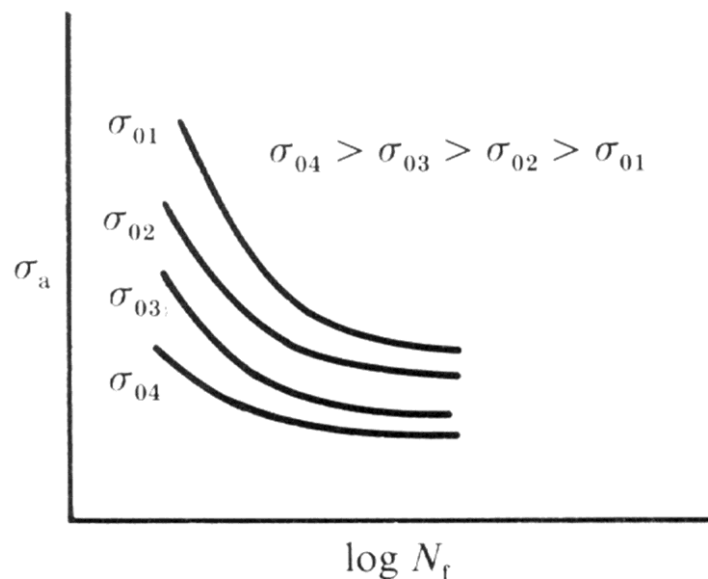


Abb. 58: Die Lebensdauer in Abhängigkeit von der Mittelspannung σ_{0i}

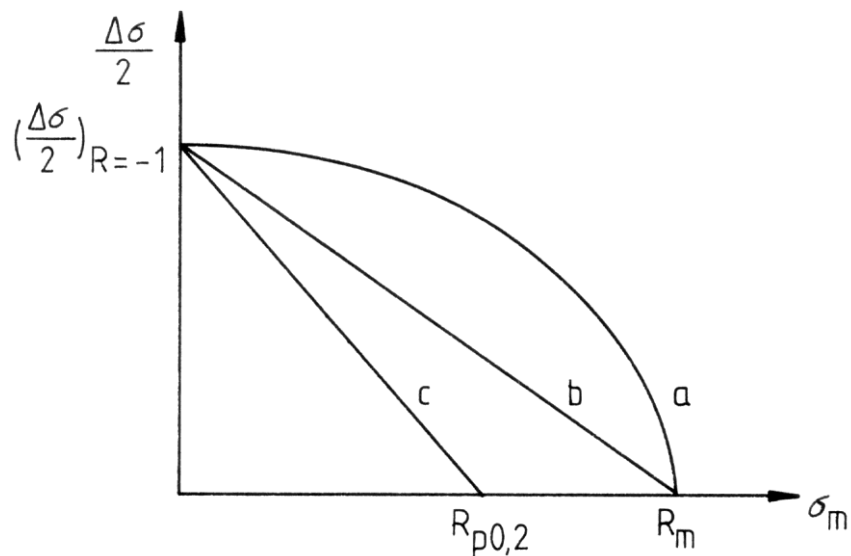
Beschreibung des Mittelspannungseinflusses:

Abb. 59: Diagramm konstanter Lebensdauer mit Beschreibung nach Gerber (a), Goodman (b) und Soderberg (c)

a) Beschreibung nach Gerber (1874):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \left(\frac{\Delta\sigma}{2}\right)_{R=-1} \cdot \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2\right]$$

Diese Gleichung liefert eine gute Beschreibung für duktile Werkstoffe.

b) Beschreibung nach Goodman (1899):

liefert eine gute Beschreibung für spröde Werkstoffe.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \left(\frac{\Delta\sigma}{2}\right)_{R=-1} \cdot \left[1 - \frac{\sigma_m}{R_m}\right]$$

c) Beschreibung nach Soderberg (1939):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \left(\frac{\Delta\sigma}{2}\right)_{R=-1} \cdot \left[1 - \frac{\sigma_m}{R_{p0,2}}\right]$$

Diese Gleichung liefert eine konservative Abschätzung für fast alle technischen Werkstoffe.

Konsequenz aus dem Mittelspannungseinfluß und der Beobachtung einer Rißbildung an der Oberfläche:

Einbringen von Druckeigenspannungen (durch Kugelstrahlen, heterogene plastische Verformung, Phasenumwandlungen, Ausscheidungen, ungleichmäßige thermische Ausdehnung ...) an der Oberfläche **erhöht die zyklische Lebensdauer**.

6.3 Dehnungsamplitude zur Abschätzung der Lebensdauer

Oft erfolgt die zyklische Verformung unter dem Zwang, der von der gesamten Struktur herrührt. Dann ist die Dehnungsamplitude die Kontrollgröße der Verformung.

Coffin und Manson schlugen 1954 unabhängig voneinander vor, daß die Lebensdauer von der Amplitude der plastischen Dehnung bestimmt wird:

Coffin und Manson, 1954:

$$\frac{\Delta \epsilon_{pl}}{2} = \epsilon_f' \cdot (2N_B)^c$$

Dabei ist:

ϵ_f' : Ermüdungsduktilitätskoeffizient (entspricht annähernd der wahren Bruchdehnung des Zugversuchs)

c: Ermüdungsduktilitätsexponent ($-0,5 \geq c \geq -0,7$)

Dieses Gesetz wird bei duktilen Werkstoffen oft erfüllt (d.h. es ergibt sich eine Gerade in der Coffin-Manson-Darstellung: $\log(\Delta \epsilon_{pl}/2) = f(\log N_B)$). Dadurch lassen sich unter Umständen Wöhlerkurven, die an einem Material bei verschiedenen Temperaturen ermittelt wurden, in einer Coffin-Manson-Geraden darstellen.

Zusammenfassung von Coffin-Manson-Gesetz und Basquin-Gesetz:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' \cdot (2N_B)^b \quad (\text{Basquin})$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \varepsilon_f' \cdot (2N_B)^c \quad (\text{Coffin - Manson})$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_{el}}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_{el}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2 \cdot E} = \frac{1}{E} \cdot \sigma_f' \cdot (2N_B)^b$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2N_B)^b + \varepsilon_f' \cdot (2N_B)^c \quad (\text{Landgraf (1978)})$$

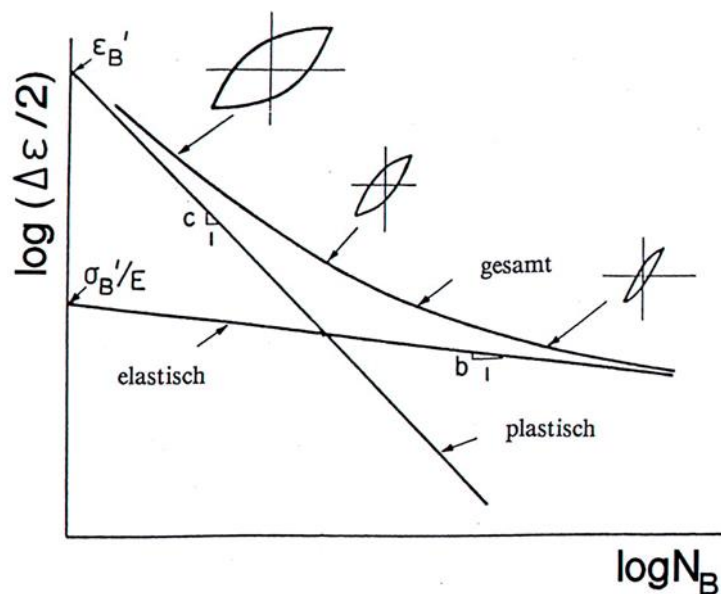


Abb. 60: Zusammenfassung von Basquin-Gesetz und Coffin-Manson-Gesetz sowie Definition der Überganglastspielzahl

Berechnung der Übergangslastspielzahl $(2N_B)_t$, bei der sich die Asymptoten schneiden:

$$\begin{aligned}\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} &= \frac{\Delta\varepsilon_{el}}{2} \\ \varepsilon_f' \cdot (2N_B)^c &= \frac{1}{E} \cdot \sigma_f' \cdot (2N_B)^b \\ \frac{E \cdot \varepsilon_f'}{\sigma_f'} &= (2N_B)^{b-c} \\ \Rightarrow (2N_B)_t &= \left(\frac{E \cdot \varepsilon_f'}{\sigma_f'} \right)^{\frac{1}{b-c}}\end{aligned}$$

6.4 Schadensakkumulation

Oft: Die Beanspruchungsamplitude ist nicht konstant sondern variiert.

Der einfachste und am häufigsten benutzter Ansatz:

Lineare Schadensakkumulationsregel (nach Palmgren (1924) und Miner (1945))

Der Belastungsverlauf wird zerlegt in eine Sequenz von m Blöcken, wobei in jedem Block N_i ($i=1\dots m$) Zyklen bei der Spannungsamplitude $(\Delta\sigma/2)_i$ vorkommen.

Die Lebensdauer ist erschöpft, wenn gilt:

$$\sum_{i=1}^m \frac{N_i}{N_{B,i}} = 1 \Rightarrow \text{Bruch}$$

$N_{B,i}$: Bruchzyklenzahl bei $(\Delta\sigma/2)_i$

Allgemeiner: i kennzeichnet einen bestimmten Wert (oder ein Intervall) eines Schädigungsparameters, der nicht nur $\Delta\sigma/2$ sondern z.B. auch $\Delta\varepsilon/2$ oder $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ oder eine bruchmechanische Größe sein kann (Schädigungsparameterwöhlerlinie). Dann ist die Miner-Regel unter Umständen in der Lage, auch eine nichtlineare Schädigung richtig zu beschreiben.

7 Grundzüge der Bruchmechanik und deren Konsequenzen für die Ermüdung

Vorbemerkung: Voraussetzung bei der nachfolgenden Betrachtungen ist, daß ein Riß bereits vorliegt. Die klassische Bruchmechanik beschreibt die Spannungs- und Dehnungsverhältnisse um den Riß mit der Kontinuumsmechanik (kein Gefügeeinfluß).

Zielsetzung: Ermittlung von *Belastungsgrößen*, die aus der Belastungssituation berechenbar sein sollen. Der Werkstoff wird mit einer *Materialkenngröße* (experimentell ermittelt) beschrieben.

Bruchkriterium:

$$\text{Belastungsgröße} > \text{Materialkenngröße} \Rightarrow \text{Bruch}$$

Hinweis: Es gibt eine eigene Vorlesung zur Bruchmechanik (2 SWS)

Hier deshalb nur: Definition der wichtigsten Begriffe

Wesentlich bei der Anwendung: Die Dominanzbereiche charakteristischer Belastungsgrößen, d. h. unter welchen Bedingungen ist welche Belastungsgröße relevant. Dies ergibt sich aus den Voraussetzungen, die für die Herleitung der Belastungsgröße angenommen werden mußten.

7.1 Energiefreisetzungsrates und Rißausbreitungskraft

Definition der Energiefreisetzungsrates bzw. der Rißausbreitungskraft G (Abb. 61):

$$G = - \left. \frac{\partial E_{el}}{\partial a} \right|_{u = \text{konst}}$$

Wenn u nicht konstant ist, aber die Rißlänge konstant ist, gilt:

$$F = \left. \frac{\partial E_{el}}{\partial u} \right|_{a = \text{konst}}$$

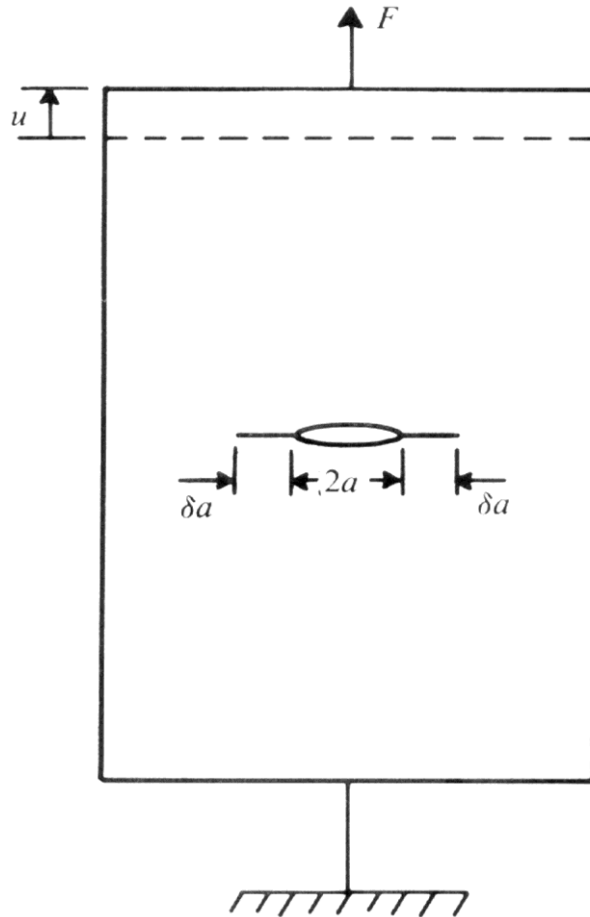


Abb. 61: Energiefreisetzungsrates

insgesamt ergibt sich:

$$\begin{aligned} \partial E_{el} &= F \cdot \partial u - G \cdot \partial a \\ &= \partial(F \cdot u) - u \cdot \partial F - G \cdot \partial a \end{aligned}$$

Da $F = \text{konst}$ folgt:

$$G = - \frac{\partial(E_{el} - F \cdot u)}{\partial a}$$

$$E_{el} - F \cdot u = E_{pot} \Rightarrow G = - \frac{\partial E_{pot}}{\partial a}$$

allgemein: G ist eine Funktion von a und F , hängt aber nicht von den „Randbedingungen“ ab.

Im „ideal spröden“ Werkstoff gilt: $G = 2\gamma_s$ (γ_s : Oberflächenenergie)

7.2 Linear-elastische Bruchmechanik

7.2.1 Die drei Bruchmoden

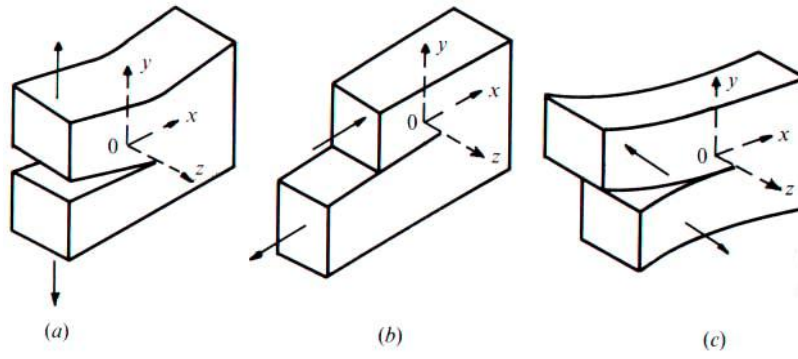


Abb. 62: Mode I (a), Mode II (b) und Mode III (c)

7.2.2 Zweidimensionaler Spannungszustand

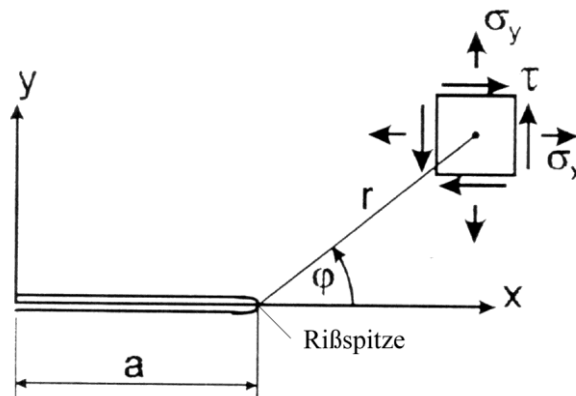


Abb. 63: Zweidimensionaler Spannungszustand an der Rißspitze

Man findet (für Mode I; Mode II und III entsprechend):

$$\begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} \end{pmatrix} = \underbrace{\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \begin{pmatrix} \tilde{\sigma}_{xx}^I(\Theta) & \tilde{\sigma}_{xy}^I(\Theta) \\ \tilde{\sigma}_{yx}^I(\Theta) & \tilde{\sigma}_{yy}^I(\Theta) \end{pmatrix}}_{\text{K-Term}} + \underbrace{\begin{pmatrix} T & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix}}_{\text{T-Term}}$$

Dabei ist:

1. Index: Richtung der Flächennormale, 2. Index: Richtung der Spannung (oft: $\sigma_{xx}=\sigma_x$ und $\sigma_{xy}=\tau_{xy}$), r : Abstand von der Rißspitze und T : T-Term (enthält σ_{xx}), K : **Spannungsintensitätsfaktor**

Betrachtung nur des ersten Terms:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \begin{pmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{pmatrix}$$

7.2.3 Dominanz des K-Terms

Definition von K (Spannungsintensitätsfaktor):

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} (\sqrt{2\pi r} \cdot \sigma_{yy} \Big|_{\theta=0})$$

Grenzwertbetrachtung ist erforderlich, um den Einfluß des T-Terms auszuschließen.

K_I ist ein Maß für die Intensität der Spannung (nicht für die Größe, sondern für die Verteilung): *Spannungsintensitätsfaktor*

Es existiert um die Rißspitze ein kreisförmiger Bereich, in dem K bestimmend ist. Die *äußere* Grenze dieser Zone wird bestimmt durch den Einfluß der zusätzlichen Terme des Spannungsfeldes (z.B. T-Term). Bei duktilen Werkstoffen besitzt die Zone auch einen *inneren* Grenzradius, der durch die plastische Verformung hervorgerufen wird.

K wird berechnet nach der Gleichung:

$$K_I = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \quad [\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}]$$

Y: Geometriefunktion (für viele Geometrien und Belastungsfälle in Tabellenwerken zu finden)

Anwendung des Spannungsintensitätsfaktors auf

a) einsinnige Belastung:

kritischer Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} (Bruchzähigkeit, fracture toughness)

hängt ab von der Belastungsart, Umgebung, Mikrostruktur, Temperatur etc.

$$\text{Bruchkriterium: } K_I > K_{IC} \Rightarrow \text{Bruch}$$

b) zyklische Verformung:

empirische Gesetzmäßigkeit von Paris, Gomez, Anderson (1961):

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad \text{mit } m \approx 4$$

Dabei ist $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$

Das Paris-Gesetz wird häufig benutzt (wozu C und m bestimmt werden müssen) und funktioniert!

7.2.4 Physikalische Bedeutung des K-Terms

1. Durch Integration über das Spannungsfeld findet man:

$$G = \frac{1-\nu^2}{E} \cdot K_I^2 \quad (\text{ebene Dehnung})$$

$$G = \frac{1}{E} \cdot K_I^2 \quad (\text{ebene Spannung})$$

ν : Querkontraktionszahl, E: Elastizitätsmodul

d.h.: Die Energiebetrachtung ist gleichbedeutend mit der Betrachtung von K.

2. Plastische Zone an der Rißspitze bei einsinniger Belastung:

In der Literatur existieren verschiedene Modelle, z.B für ESZ:

Irwin-Näherung:
$$r_p = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_f} \right)^2$$

Dugdale-Modell:
$$r_p = \frac{\pi}{8} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_f} \right)^2$$

σ_f : Fließspannung, r_p : Radius der plastischen Zone

7.3 Die plastische Zone bei zyklischer Beanspruchung

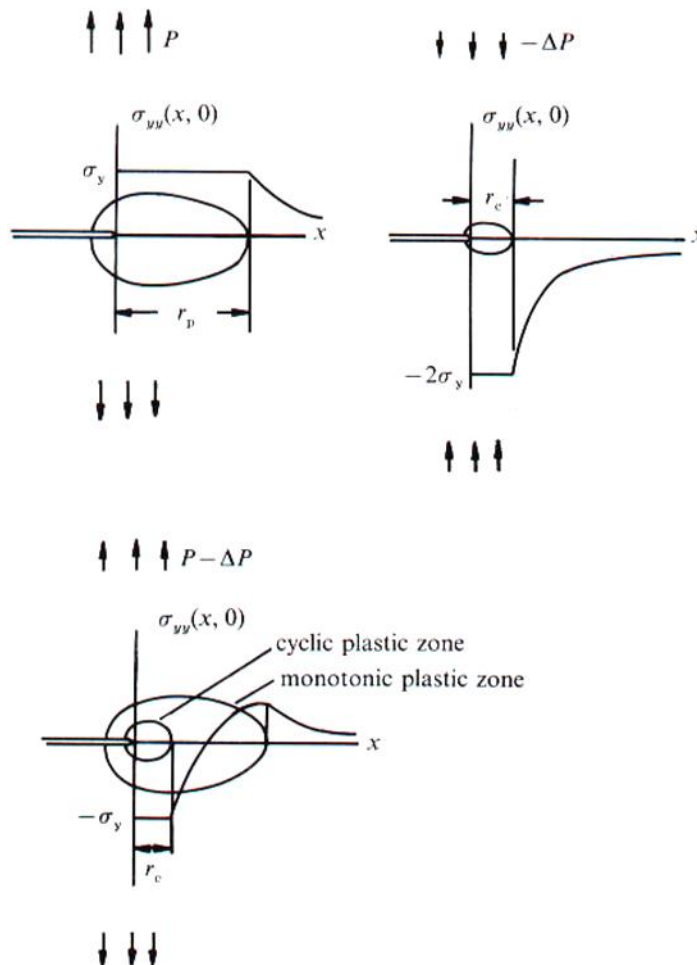


Abb. 64: Überlagerung des Spannungsverlaufes durch einsinnige Belastung mit dem Spannungsverlauf durch Entlastung

Überlegung: Überlagerung des Spannungsverlaufes der einsinnigen Erstbelastung mit dem der Entlastung (ohne Erstbelastung). Damit die Überlagerung zu einem sinnvollen Ergebnis führt, muß angenommen werden, daß die Fließspannung für die Entlastung doppelt so groß ist wie bei Erstbelastung.

Spezialfall: $\Delta F = 2F \Rightarrow$ 1. Bild mit umgekehrten Vorzeichen

$$r_z \approx \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_I}{2\sigma_f} \right)^2$$

d.h. für $\Delta K_I = K_I$ (Belastung: Null - Zug F - Null):

$$r_z = \frac{1}{4} \cdot r_p$$

für $\Delta K_I = 2 \cdot K_I$ (symmetrische Zug-Druck-Belastung): $r_z = r_p$

Konsequenz:

- Auch bei Zugschwellbeanspruchung (keine äußere Druckspannung) ergibt sich durch die Entlastung eine Kompressionszone um die Rißspitze.
- Wenn kein Rißschließen auftritt, hängt die Größe von r_z sowie die Variation der Spannungen, Dehnungen und Verschiebungen nur von ΔF ab, nicht von der Größe der Maximalspannung.

7.4 Elastisch-plastische Bruchmechanik

7.4.1 Das J-Integral

Bisher: Belastungsgröße K , abgeleitet unter der Voraussetzung linear-elastischen Werkstoffverhaltens (zumindest: kleine plastische Zone). Damit ergeben sich insbesondere Probleme bei:

- kleinen Rissen (plastische Zone ist groß im Vergleich zur Rißlänge)
- „fully plastified“ Proben (z.B. einachsige Ermüdungsbeanspruchung in ϵ_{pl} -Regelung)

Die Erweiterung von K bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten ist das J-Integral (Rice, 1968):

Dabei ist J ein Maß für die Intensität des Rißspitzenfeldes.

$$J = \oint_s \left(w \, dy - T \frac{\partial \bar{u}}{\partial x} \, ds \right)$$

mit $w = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} \, d\epsilon_{ij}$ (Dehnungsenergiedichte)

s : Integrationsweg um die Rißspitze

ϵ_{ij} : Dehnungstensor

σ_{ij} : Spannungstensor

\bar{u} : Verschiebungsvektor

$T = \sigma_{ij} n_{ij}$ mit n_{ij} : Normalenvektor auf dem Integrationsweg

Warum J?

J ist bei linear-elastischem und nichtlinear-elastischem Verhalten unabhängig vom Weg um die Rißspitze, d.h. J ist eine Kenngröße (Zustandsgröße).

Es kann gezeigt werden, daß gilt:

$$J = G = - \frac{\partial E_{\text{pot}}}{\partial a}$$

7.4.2 Das HRR-Spannungsfeld

HRR: Hutchinson-Rice-Rosengren

Annahme: Es liege ein Materialgesetz mit plastischem Verformungsverhalten vor, das durch ein Potenzgesetz (Ramberg-Osgood) beschrieben werden kann:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_f} = \alpha \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_f} \right)^n + \underbrace{\frac{\varepsilon_{el}}{\varepsilon_f}}_{\text{vernachlässigbar}}$$

Für kleine Dehnungen folgt als Näherung:

$$\sigma_{ij} = \sigma_f \left(\frac{J}{\alpha \cdot \sigma_f \cdot \varepsilon_f \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$$

- $\tilde{\sigma}_{ij}$ sind universelle Funktionen, die nur vom Winkel θ und vom Verfestigungsexponent n abhängen (und vom Spannungszustand)
- die Abhängigkeit vom Radius ist $r^{-\frac{1}{n+1}}$
- I_n hängt nur schwach von n ab

$\Rightarrow J$ ist ein Maß für die Intensität des Rißspitzenfeldes

Bei *einsinniger* Beanspruchung gilt als Bruchkriterium: $J > J_{ic}$ ($i=I, II, III$)

J_{ic} ist eine Werkstoffkonstante, die in Tests mittels standardisierter Verfahren bestimmt werden kann (ASTM E 813).

Für linear-elastisches Verhalten gilt z.B. im ebenen Dehnungszustand:

$$J_{ic} = K_{ic}^2 \cdot \frac{1 - \nu^2}{E}$$

7.4.3 Ermüdungsrißausbreitung und J-Integral

In Analogie zum Paris-Gesetz wird ein Potenzgesetz postuliert (Dowling&Begley, 1976):

$$\boxed{\frac{da}{dN} \propto \Delta J^m}$$

Vorsicht: ΔJ ist hier nicht die Schwingbreite von J sondern die Größe, die sich aus der Definitionsgleichung von J ergibt, wenn man die Spannungs-, Dehnungs- und Verschiebungsgrößen durch Werte ersetzt, die sich auf den unteren Umkehrpunkt der Last beziehen ($\Delta\sigma_{ij}$, $\Delta\varepsilon_{ij}$, Δu_i).

ΔJ wird deshalb besser mit einem gesonderten Symbol bezeichnet, meist wird *Z-Integral* (**zyklisches J-Integral**) benutzt.

$$\frac{da}{dN} \propto Z^m$$

7.4.4 Bestimmung von J bzw. Z

a) wegkontrollierte Versuchsführung

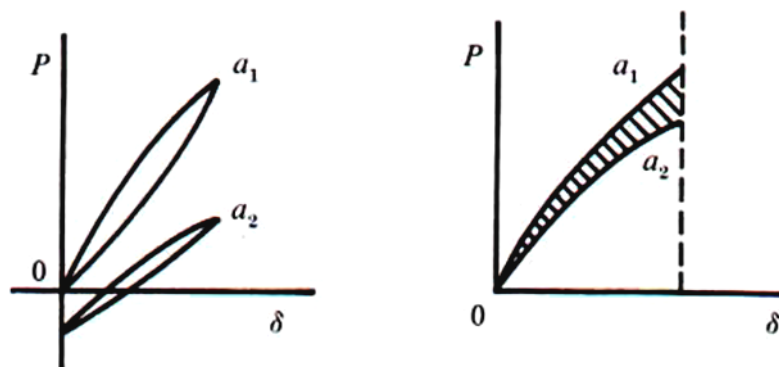


Abb. 65: Bestimmung von J

Da $J = -\frac{dE_{\text{pot}}}{da}$ gilt, kann das zu $\Delta a = a_2 - a_1$ gehörige $J_2 - J_1$ aus der Differenz der Flächen unter den in den Nullpunkt verschobenen ansteigenden Last-Weg-Kurven bestimmt werden.

Dieses Verfahren setzt voraus, daß Last-Weg-Diagramme für verschiedene Rißlängen gemessen werden (d.h. die Rißlänge muß bestimmt werden).

Besser: Bestimmung von J an einer Probe während der Rißausbreitung, ohne a kennen zu müssen.

b) Näherungsmethode (für eine Probe):

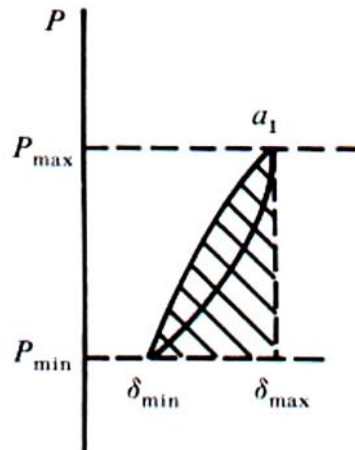


Abb. 66: Näherungsmethode zur Bestimmung von J

J berechnet sich nach folgender Beziehung:

$$J = \frac{2}{B \cdot b} \left[\alpha_1 \cdot A_e + \alpha_2 \cdot (P_{\max} - P_{\min}) (\delta_{\max} - \delta_{\min}) \right]$$

Dabei ist:

A_e : schraffierte Fläche

b : Länge des nichtrißbehafteten Bereichs

B : Dicke der Probe

α_1, α_2 : Korrekturfunktionen (tabelliert)

Grundsätzliche:

Zur Bestimmung von Z gibt es Näherungslösungen, die es erlauben Z (näherungsweise) aus der Hysteresekurve zu ermitteln

Daraus folgt:

Es besteht ein Zusammenhang zwischen Rißausbreitungsverhalten und zyklischem Spannungs-Dehnungs-Verhalten.

8 Ermüdungsrißausbreitung in duktilen Festkörpern

Wiederholung: Auslegungskonzepte

- *total-life approach*

Rißbildung + Rißwachstum = Gesamtlebensdauer

findet in der phänomenologischen Lebensdauerbeschreibung ihre Anwendung

- *defect-tolerant approach*

Ein Riß ist grundsätzlich vorhanden, die Lebensdauer wird bestimmt als Zeitdauer für das Rißwachstum von ursprünglicher Größe (gemessen, maximal anzunehmen) bis zur kritischen Größe.

hier: **defect-tolerant approach**

Dazu muß das Rißausbreitungsgesetz bekannt sein. Dies gilt meist nur, wenn die Voraussetzungen der linear-elastischen Bruchmechanik erfüllt sind, d.h. „lange Risse“ (mm-Bereich) liegen vor.

Weiterhin wird der Einfachheit halber angenommen: Amplitude der zyklischen Belastung sei konstant; keine Rißschließeefekte.

8.1 Rißausbreitung und Lebensdauer

Zur Bestimmung des Rißausbreitungsgesetzes bzw. der Konstanten im Rißausbreitungsgesetz wird die Rißlänge als Funktion der Zyklenzahl verfolgt.

Dabei ist:

a_0 : Ausgangsrißlänge

a_f : kritische Rißlänge

a : die aktuelle Rißlänge (wird experimentell verfolgt (z.B. optisch, Potentialsondenmethode, etc.)

$\frac{da}{dN}$: Rißausbreitungsgeschwindigkeit (wird aus Rißverlängerung pro Beobachtungsintervall bestimmt)

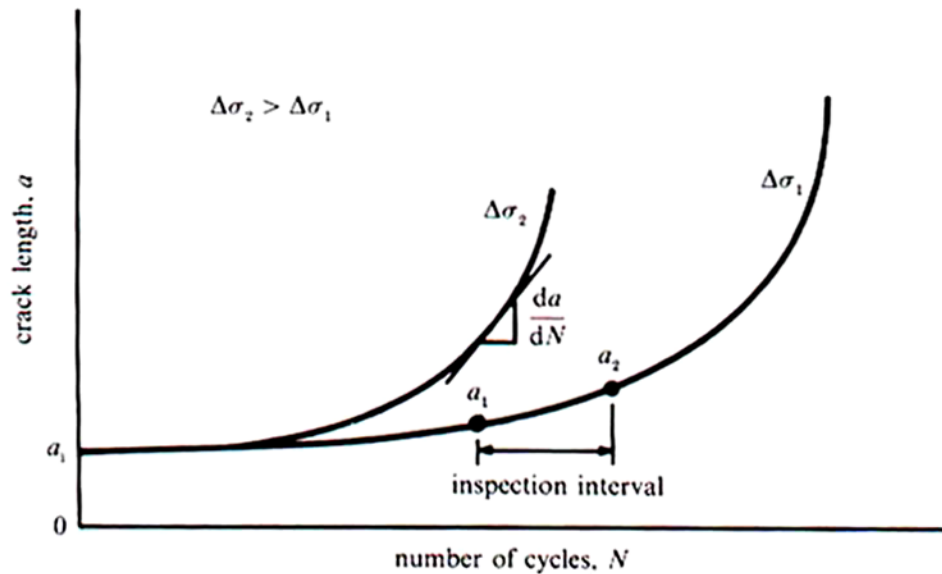


Abb. 67: Rißwachstumskurven (für zwei konstante Spannungsamplituden)

Bis in die 60er Jahre wurden Ansätze der Form

$$\frac{da}{dN} \propto \Delta\sigma^p a^q$$

benutzt. Dabei sind p und q empirische Konstanten

Seit Paris, Gomez und Anderson (1961) weiß man, daß zur Beschreibung der Ermüdungsrißausbreitung die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors benutzt werden sollte:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$$

mit:

$$K_{\max} = Y \sigma_{\max} \sqrt{\pi a}$$

$$K_{\min} = Y \sigma_{\min} \sqrt{\pi a}$$

$$\Delta K = Y \Delta\sigma \sqrt{\pi a}$$

Y ist ein geometrischer Faktor, der vom Verhältnis der Rißlänge a zur Probendicke abhängt.

Nach Paris gilt:

$$\boxed{\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m}$$

In den obigen Formeln sind C und m Anpaßparameter und hängen ab von:

- der Mikrostruktur des Werkstoffs
- der Belastungsfrequenz
- der Belastungsform (Sinus, Dreieck ...)
- der Umgebung
- der Temperatur
- dem Lastverhältnis R
- ...

Faustregel: Für duktile Metalle gilt typischerweise: $2 \leq m \leq 4$.

Anmerkung: ΔK bezieht sich auf die relevante Bruchmode; z.B. ΔK_I : einachsige Zug-Druck-Ermüdung

Das Paris-Gesetz gilt für viele Materialien unter vielen Bedingungen und ist – obwohl ein rein empirisches Gesetz – der am häufigsten benutzte Ansatz zur Beschreibung der Rißausbreitung unter Ermüdungsbedingungen.

Ermittlung der Lebensdauer nach dem Paris-Gesetz:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \text{ bzw. } \frac{da}{dN} = C \cdot (Y \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a})^m$$

Wenn $\Delta \sigma$ und Y im Rißlängenbereich und a_0 bis a_f (annähernd) konstant sind, gilt:

$$C Y^m \Delta \sigma^m \pi^{m/2} \int_0^{N_B} dN = \int_{a_0}^{a_f} \frac{1}{a^{m/2}} da$$

Für $m \neq 2$ gilt:

$$C Y^m \Delta \sigma^m \pi^{m/2} N_B = \frac{2}{2-m} \left(a_f^{(2-m/2)} - a_0^{(2-m/2)} \right)$$

Damit folgt für die Zyklenzahl bis zum Bruch:

$$N_B = \frac{2}{(m-2) C Y^m \Delta \sigma^m \pi^{m/2}} \left(\frac{1}{a_0^{(m-2/2)}} - \frac{1}{a_f^{(m-2/2)}} \right) \quad (\spadesuit)$$

Für $m = 2$ ergibt sich:

$$N_B = \frac{1}{C Y^2 \Delta \sigma^2 \pi} \cdot \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right)$$

Im allgemeinen verändert sich Y mit der Rißlänge a , d. h. die Integration muß numerisch ausgeführt werden.

Achtung: Die Gleichung (\spadesuit) zeigt, daß N_B nicht sehr stark von der Wahl von a_f abhängt (siehe auch Abbildung 67).

8.2 Mikroskopische Stadien der Ermüdungsrißausbreitung

8.2.1 Stadium I-Rißwachstum

Mikroskopische Erscheinungsform des Rißwachstums hängt ab von:

- Gleitcharakter des Werkstoffs
- Spannungsniveau
- Ausmaß der plastischen Zone

In duktilen Werkstoffen erfolgt eine intensive lokalisierte Verformung in Gleitbändern in der Nähe der Rißspitze. Neue Rißoberfläche wird durch Scherdekohäsion gebildet. Wenn die Rißlänge (+ plastische Zone) kleiner als wenige Korndurchmesser ist, wächst der Riß bevorzugt durch Einfachscherung in der Richtung des primären Gleitsystems.

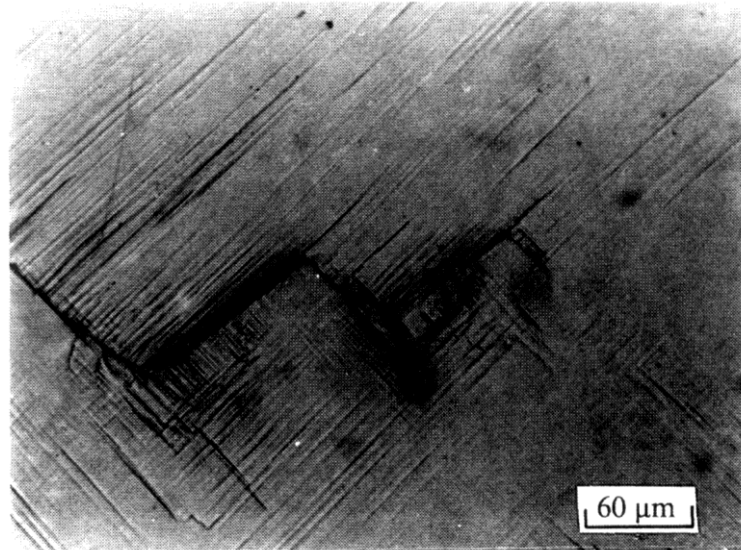


Abb.68: Stadium I-Rißausbreitung in der Ni-Basis-Superlegierung Mar M-200

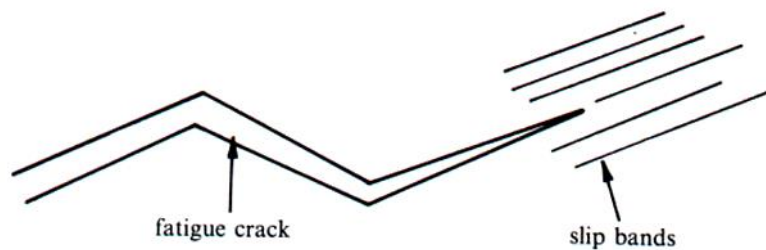


Abb. 69: Schematische Darstellung des Stadium I-Rißwachstums

8.2.2 Stadium II-Rißwachstum

Bei höheren ΔK -Werten umfaßt die plastische Zone mehrere Körner. Dadurch werden simultan oder alternierend zwei oder mehr Gleitsysteme betätigt. In Einkristallen ist dies durch die Bildung von Zellstrukturen anstatt der PGB (Einfachgleitung) gekennzeichnet.

In vielen technischen Werkstoffen führt die **Rißausbreitung im Stadium II** zur Bildung von **Schwingstreifen** (striations).

Aber: Nicht alle technischen Werkstoffe zeigen Schwingstreifen. D. h., man kann aus der Existenz von Schwingstreifen auf Ermüdungsrißausbreitung schließen. Der

umgekehrte Schluß (keine Schwingstreifen \Rightarrow keine Ermüdungsrißausbreitung) ist jedoch **nicht** zulässig.

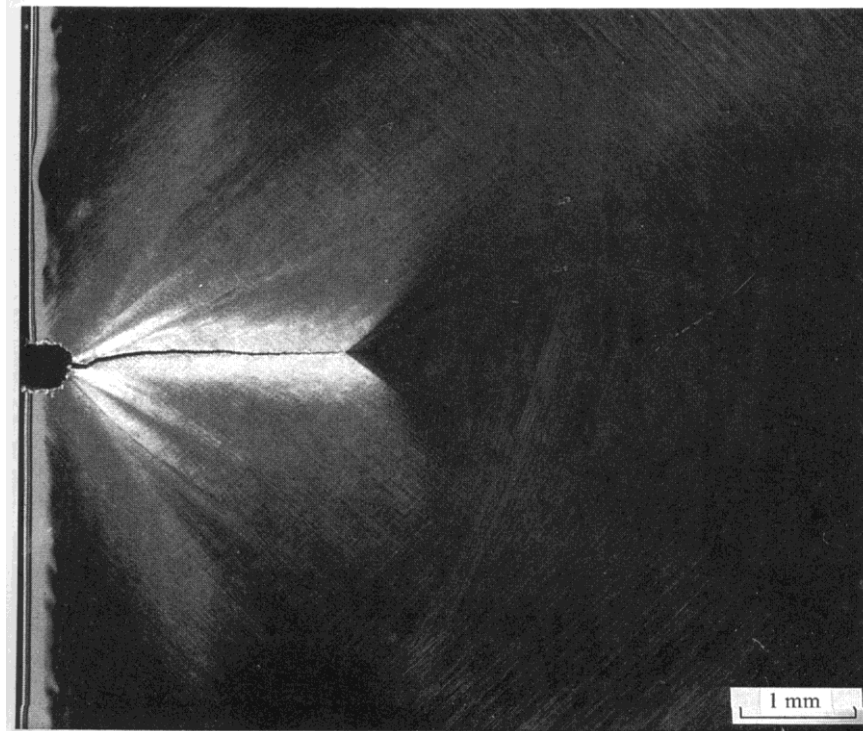


Abb.70: Stadium II-Rißausbreitung in einem Cu-Einkristall

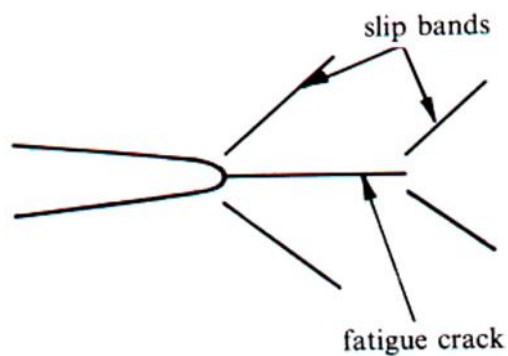


Abb. 71: Schematische Darstellung zu Abbildung 70

Durch Versuche mit Belastungsblöcken gleicher Amplitude kann nachgewiesen werden, daß meist der Abstand zwischen benachbarten Schwingstreifen dem Rißwachstum pro Zyklus entspricht.

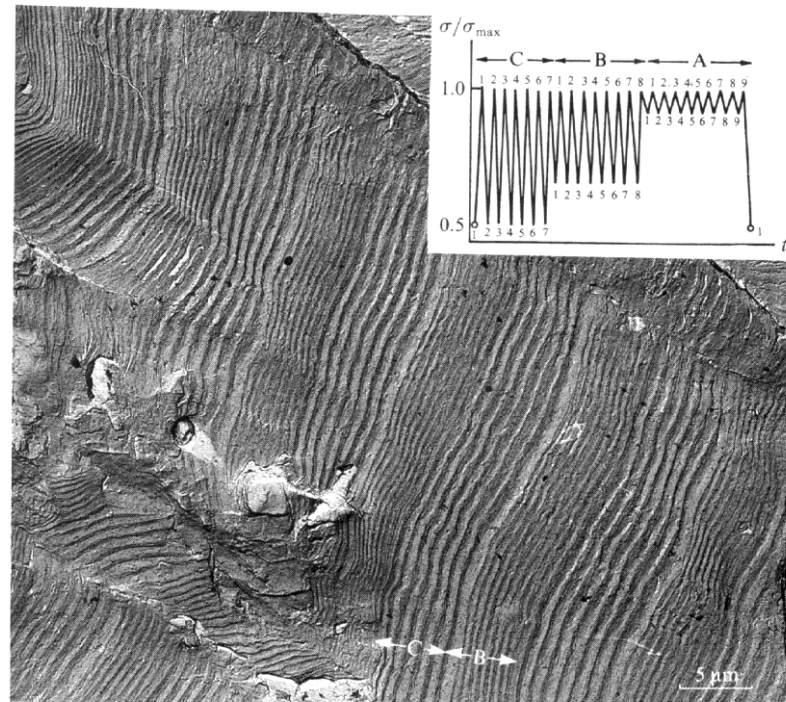


Abb.72: Bruchoberfläche einer Al-Legierung nach Blockbelastung

8.2.3 Modellvorstellung für die Bildung von Schwingstreifen

Insgesamt gibt es sicherlich mehr als 100 Modelle zur Ermüdungsrißausbreitung. Hier sollen nur zwei bekannte Modelle behandelt werden, die den Mechanismus der Rißausbreitung beschreiben.

a) „Plastic blunting“ (C.Laird, 1967)

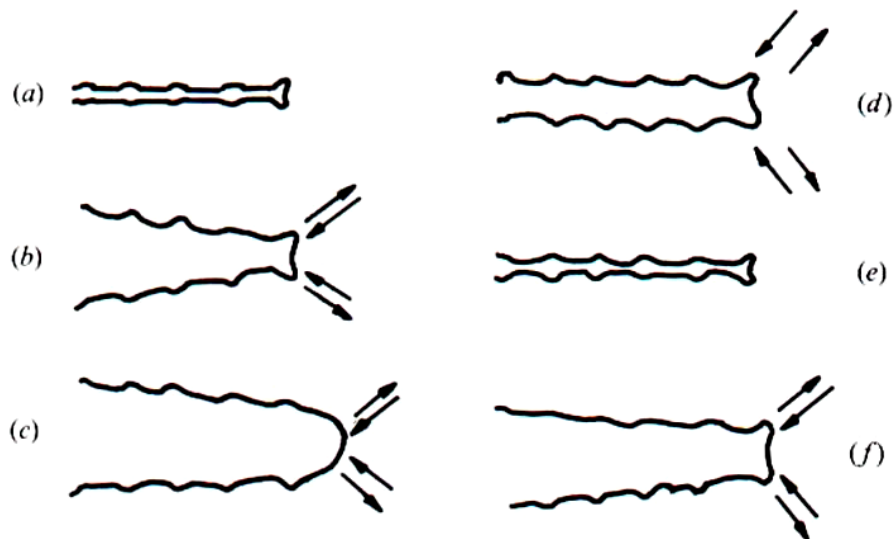


Abb. 73: „Plastic blunting-Modell“ für die Bildung von Schwingstreifen (nach Laird, 1967); a und e: minimale Last, c: maximale Last

b) Modell von Neumann (1969): alternierende Grobgleitung

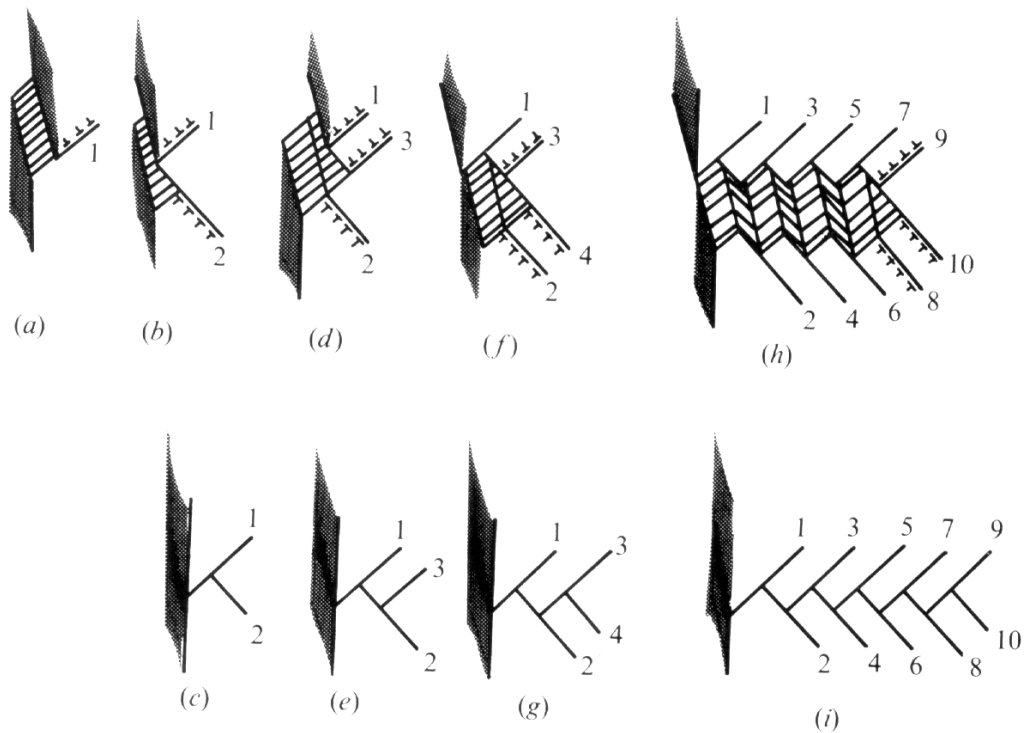


Abb.74: Rißausbreitungsmodell nach Neumann (1969): obere Reihe zeigt die Zugphase, untere Reihe den „geschlossenen“ Riß

8.3 Die drei Bereiche der Ermüdungsrißausbreitung

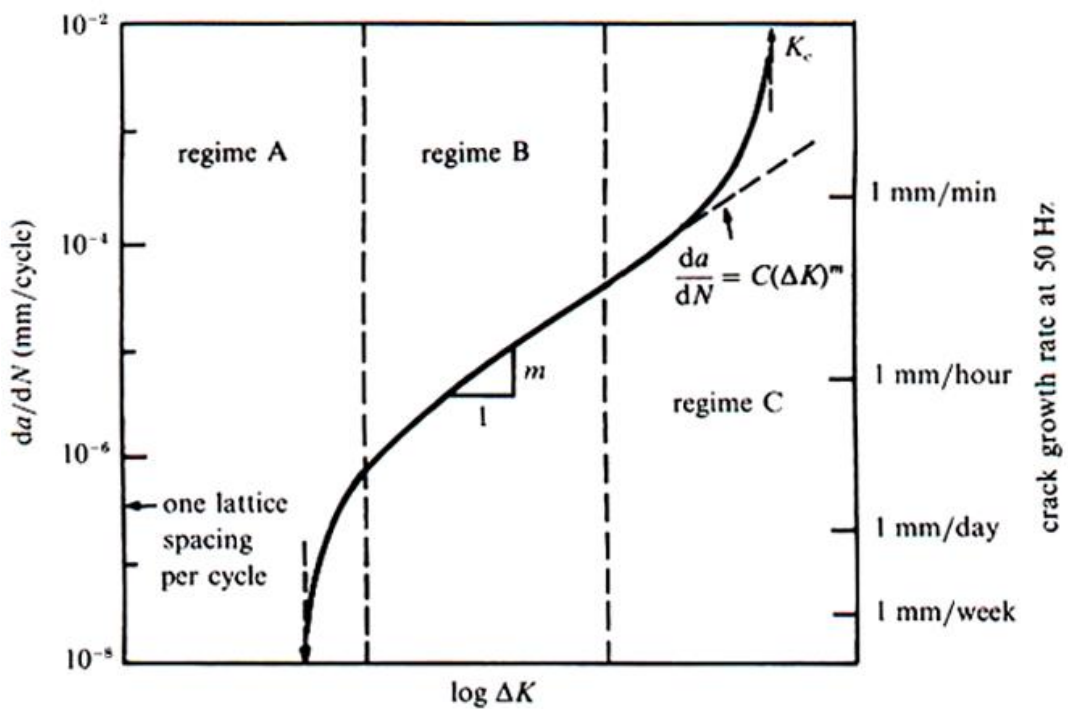


Abb. 75: Die drei Bereiche der Ermüdungsrißausbreitung

Bisher wurde bei der mathematischen Beschreibung des Ermüdungsrißausbreitungsverhaltens nur der sogenannte Bereich B betrachtet, in dem das Paris-Gesetz gilt. Meist folgt der Zusammenhang $\frac{da}{dN} = f(\log(\Delta K))$ einer sigmoidalen Kurve.

Bezeichnungen:

ΔK_t : Übergangswert von ΔK zum Paris-Gebiet (B)

ΔK_0 : Schwellenwert der Ermüdungsrißausbreitung (fatigue threshold)

ΔK_c : kritischer Wert von ΔK

Bereich	A	B	C
Rißausbreitungsverhalten	Stadium I	Stadium II	zusätzlich statische Anteile
Bruchoberfläche	kristallographisch	eben, mit Schwingstreifen	Sprödbbruch oder Porenbildung
Mikrostruktureinfluß	groß	klein	groß
Einfluß des Lastverhältnisses R	groß	klein	groß

Anmerkungen zu ΔK_0 :

- Beträgt nur einen kleinen Bruchteil der Bruchzähigkeit K_{Ic} (z.B. Druckkesselstahl $\Delta K_0 = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $K_{Ic} = 300 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)
- Definition der bei ΔK_0 erlaubten Rißfortschrittsgeschwindigkeit bestimmt das Meßverfahren; meist:

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{\Delta K = \Delta K_0} \approx 10^{-8} \frac{\text{mm}}{\text{Zyklus}}$$

Beispiel: Turbine, 3000 Umin^{-1} , 20 Jahre $\Rightarrow 3 \cdot 10^{10}$ Zyklen \Rightarrow selbst bei $\Delta K = \Delta K_0$ kann $a = 300 \text{ mm}$ resultieren!

Dies ist nicht akzeptabel und der erlaubte Wert für die Rißfortschrittsrate muß deutlich kleiner gewählt werden. Zur Bestimmung von ΔK_0 sind hier besser Ultraschallermüdungsversuche mit 20.000 Hz durchzuführen.

– Bestimmungsmethoden:

Verschiedene Methoden sind standardisiert. Generell benutzt man eine „load-shedding“ Technik, d.h. ΔK wird reduziert, bis die Rißausbreitungsgeschwindigkeit niedriger als der Grenzwert ist.

Gebäuchlich:

a) $R=\text{konst}$ -Versuche (Saxena, Hudak, Donald, Schmith, 1978):

$$K_{\max} = K_{\max,\text{start}} \exp(C(a_j - a_0))$$

$$K_{\min} = K_{\min,\text{start}} \exp(C(a_j - a_0))$$

$$R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \text{konst}$$

mit a_0 : Ausgangsrißlänge, a_j : momentane Rißlänge und C : Saxena-Konstante (negativer Wert)

b) $K_{\max}=\text{konst}$ (Hermann, Hertzberg, Jaccard, 1988):

Nur K_{\min} wird verändert (erhöht) bis ΔK_0 erreicht wird.

Anmerkungen zu ΔK_c :

Bruch erfolgt, wenn sich der Maximalwert von K den maximalen statischen Wert K_{Ic} nähert:

$$K_{\max} = \frac{\Delta K}{1 - R} = \frac{K_{\max} - K_{\min}}{\left(\frac{K_{\max} - K_{\min}}{K_{\max}} \right)} = K_{\max}$$

$$\lim K_{\max}(a \rightarrow a_f) = K_{Ic}$$

9 Rißschließeffekte

Bisher: Bruchmechanische Konzepte betrachten den Riß idealisierend als ebenen Sägekerb. Die Rißausbreitung wird vom Spannungs-Dehnungs-Feld (K_I -Feld) *vor* der Rißspitze bestimmt.

9.1 Experimentelle Beobachtung

Erste Arbeiten von Elber (1970, 1971)

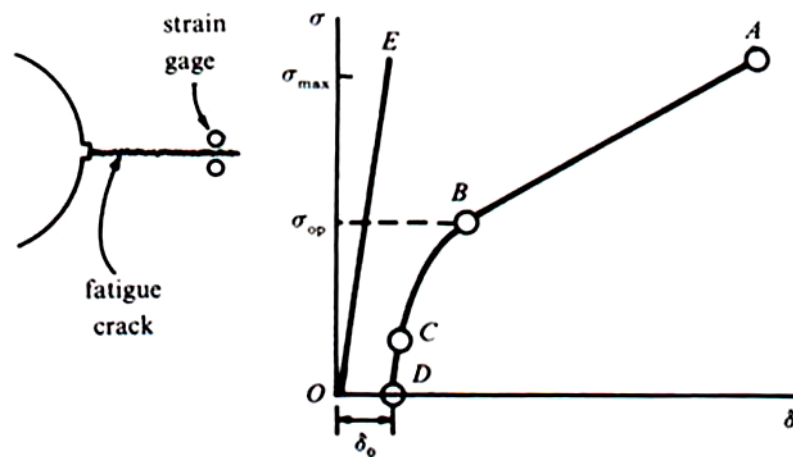


Abb. 76: Experimentelle Beobachtung des Rißschließens (nach Elber, 1970/71)

Erklärung:

- Entlastung von A erfolgt bei offenem Riß (Steigung entspricht der elastischen Nachgiebigkeit der Probe bei durch Riß reduziertem Querschnitt).
- Ab B setzen die Rißflanken auf bis bei C völliges Rißschließen erfolgt.
- Ab C entspricht die Nachgiebigkeit der rißfreien Probe.

Besser ist die Auftragung $K(\delta)$:

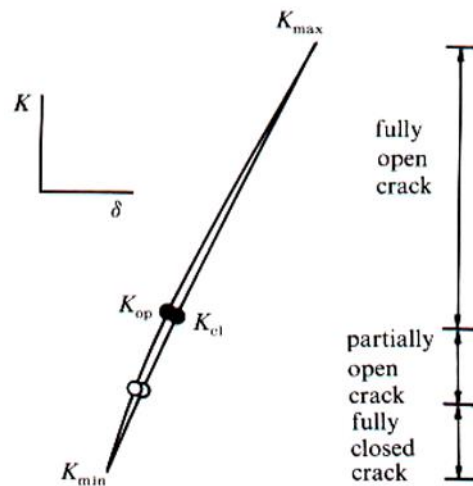


Abb. 77: Rißöffnung bei einem Lastzyklus in Abhängigkeit vom K -Wert

Hinweis: Meist kleine Hysterese im $K(\delta)$ -Verlauf, da z.B. Reibung und Verformung der Rißoberflächen.

9.2 Rißschließen und Rißausbreitungsgeschwindigkeit

Bisher galt für die Rißausbreitung das Paris-Gesetz:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad \text{mit } \Delta K = K_{max} - K_{min}$$

Da der Riß aber bei $K \leq K_{op}$ (teilweise) geschlossen ist, erfolgt in diesem Bereich keine Verformung an der Rißspitze.

$$\Rightarrow \frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K_{eff})^m$$

Dabei ist:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad \text{für } K_{op} > K_{min}$$

$$\Delta K_{eff} = \Delta K \quad \text{für } K_{op} < K_{min}$$

\Rightarrow Rißschließeffekt erniedrigt die Rißwachstumsgeschwindigkeit

Einfluß auf den Schwellenwert ΔK_0 :

ΔK_0 beschreibt den Grenzwert von ΔK , unterhalb dem keine Rißausbreitung mehr stattfindet. Experimentelle Ergebnisse zeigen, daß ΔK_0 von R (Lastverhältnis) abhängt. Eine (mögliche) Erklärung liefert das Rißschließen.

Situation: Riß wächst gerade nicht mehr.

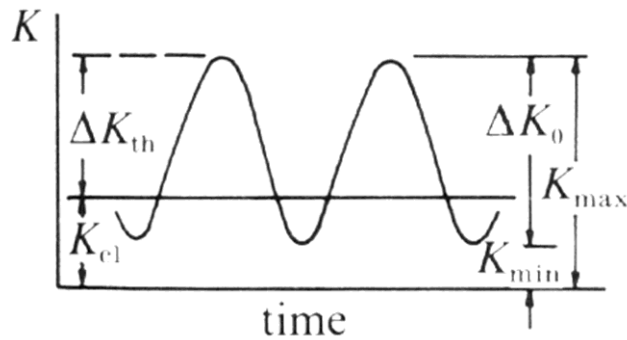


Abb.78: Einfluß des Rißschließens auf den Schwellenwert der Rißausbreitung

ΔK_{th} : effektiver oder intrinsischer Schwellenwert

Riß wächst dann nicht weiter, wenn gilt:

$$\text{für } K_{\min} > K_{cl}: \Delta K \leq \Delta K_0 = \Delta K_{th}$$

$$\text{für } K_{\min} < K_{cl}: \Delta K \leq \Delta K_0 = K_{\max} \cdot (1 - R) = (K_{cl} + \Delta K_{th}) \cdot (1 - R)$$

Nimmt man an, daß ΔK_{th} und K_{cl} Konstanten sind, so folgt:

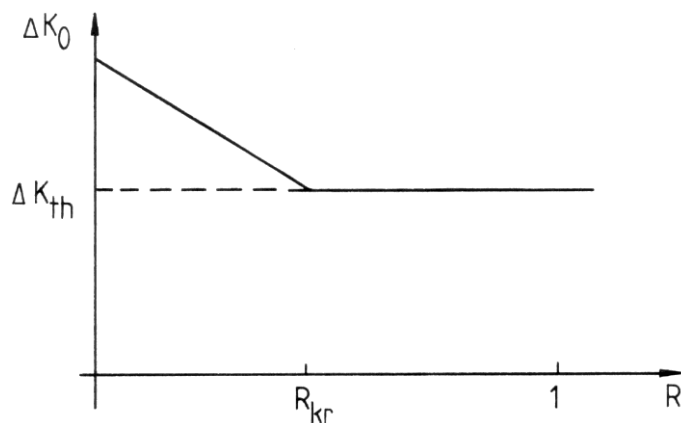


Abb.79: Abhängigkeit des Schwellenwertes vom Spannungsverhältnis

9.3 Mechanismen der Rißschließung

a) Plastizitätsinduziertes Rißschließen

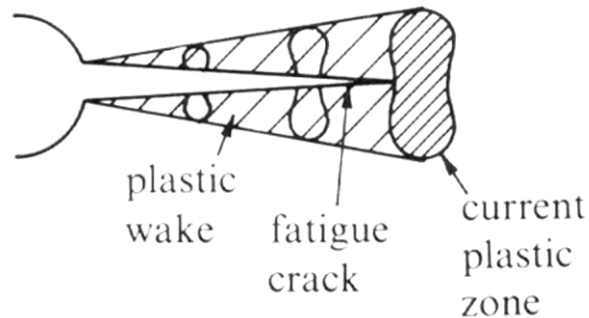


Abb.80: Schematische Darstellung von plastizitätsinduziertem Rißschließen

Durch das Rißwachstum wird der zugbeanspruchte Bereich entlastet

⇒ Zugdehnung

b) Oxidinduziertes Rißschließen

Im Riß bildet sich ein Oxid, welches ständig abplatzt und abgerieben wird.

Dadurch ist die Oxidschicht sehr viel dicker als an der Oberfläche (\approx Faktor 20).

c) Rauigkeitsinduziertes Rißschließen



Abb.81: Schematische Darstellung von rauigkeitsinduziertem Rißschließen

hervorgerufen durch Mode II- und Mode III-Anteile an der Rißspitze.

d) Verformungsinduziertes Rißschließen

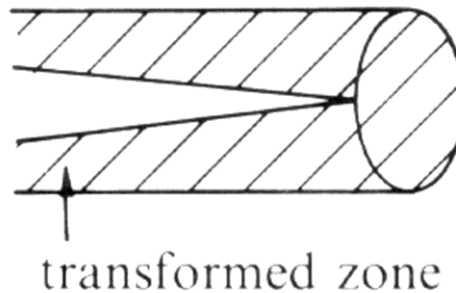


Abb.82: Schematische Darstellung von Verformungsinduziertem Rißschließen

Plastische Verformung oder Spannungskonzentration führt zu einer Phasenumwandlung, die mit Volumenzuwachs verbunden ist.

Wird bewußt eingesetzt bei:

- TRIP-Stählen (transformation-induced plasticity)
- „transformation toughening“ (Umwandlungszähigkeit) bei Keramik:
(ZrO_2 - Teilchen in Y_2O_3)

Weitere Rißschließe Mechanismen:

- Rißablenkung durch Teilchen
- Rißabschirmung (crack shielding) durch Mikrorisse
- Rißabschirmung durch Versetzungen
- Rißuferüberbrückung (crack bridging) durch Teilchen
- Riß“bridging“ durch Fasern
- hydrodynamisches Verkeilen (Öle)

10 Kurze Risse

Dies ist ein relativ neues Forschungsgebiet mit vielen Tagungen speziell zu diesem Thema in den letzten Jahren.

Die Beschreibung der Rißausbreitung mit Hilfe der Bruchmechanik beruht auf dem *Ähnlichkeitskonzept*. Für gleiche Werte von ΔK ist $\frac{da}{dN}$ identisch, auch wenn die Rißlänge unterschiedlich ist. Bereits die Rißschließeffekte (z.B. plastizitätsinduziert) weisen auf Rilängenabhängigkeit hin.

10.1 Experimentelle Beobachtung

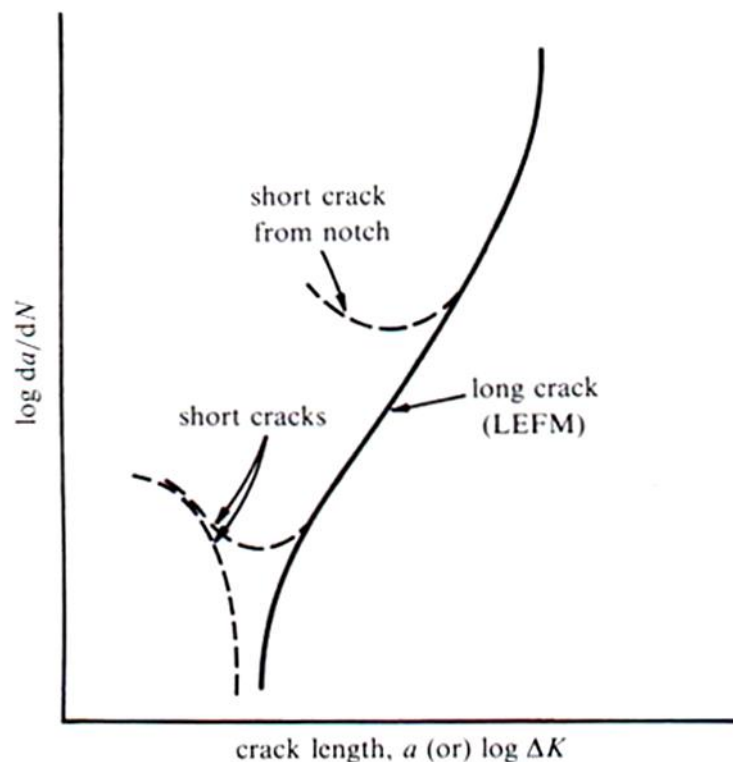


Abb. 83: Vergleich des Lang- und Kurzriverhaltens

Kurze Risse z.B. in ungekerbten Proben wachsen schneller als erwartet.

Wichtige Konsequenz aus dem Kurzriwachstum:

Lebensdauerabschätzung auf der Basis von Riausbreitungsgesetzen für lange Risse kann unter Umständen nichtkonservativ sein!

10.2 Definition von kurzen Rissen

- Mikrostrukturell kleine Risse:

Rißlänge entspricht der Größe mikrostruktureller Dimensionen (z.B. der Korngröße, dem Teilchenabstand, ca. 100µm).

- Mechanisch kleine Risse:

Rißlänge liegt in der Größenordnung der Ausdehnung der plastischen Zone der Rißspitze.

- Physikalisch kleine Risse:

Rißlänge übertrifft zwar die Größe der plastischen Zone und die Dimension der Mikrostruktur, ist aber kleiner als 1 bis 2 mm.

10.3 Schwellenwert für Kurzrißausbreitung

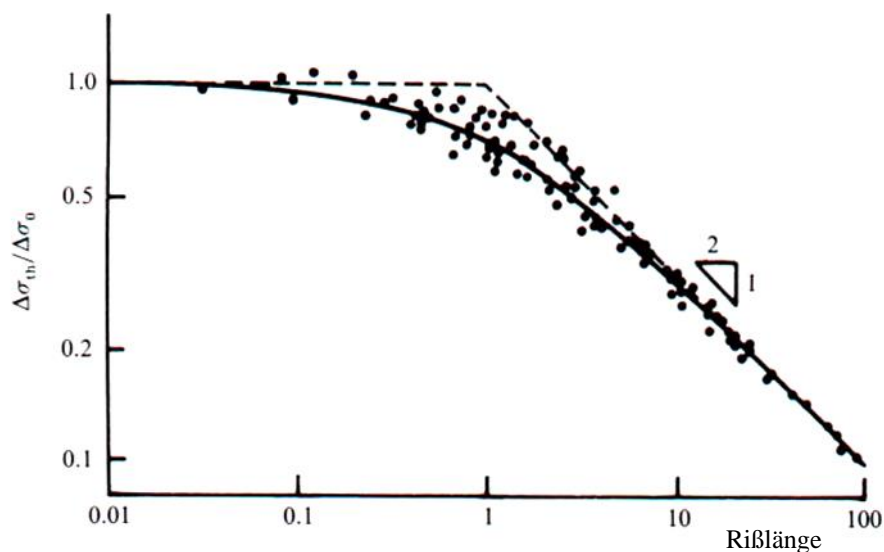


Abb. 84: Kitagawa-Diagramm

Schwellenwerte:

- große Risse: K_{th} (rißlängenunabhängig)
- sehr kleine Risse: Dauerfestigkeit σ_D

Hinweis: Bei mechanisch und physikalisch kleinen Rissen kann die Existenz einer nicht mehr zu vernachlässigenden plastischen Zone an der Rißspitze berücksichtigt werden, indem anstatt des Paris-Gesetzes (LEBM) der Zusammenhang

$$\frac{da}{dN} \propto \Delta J^m \quad (\text{EPBM})$$

benutzt wird.

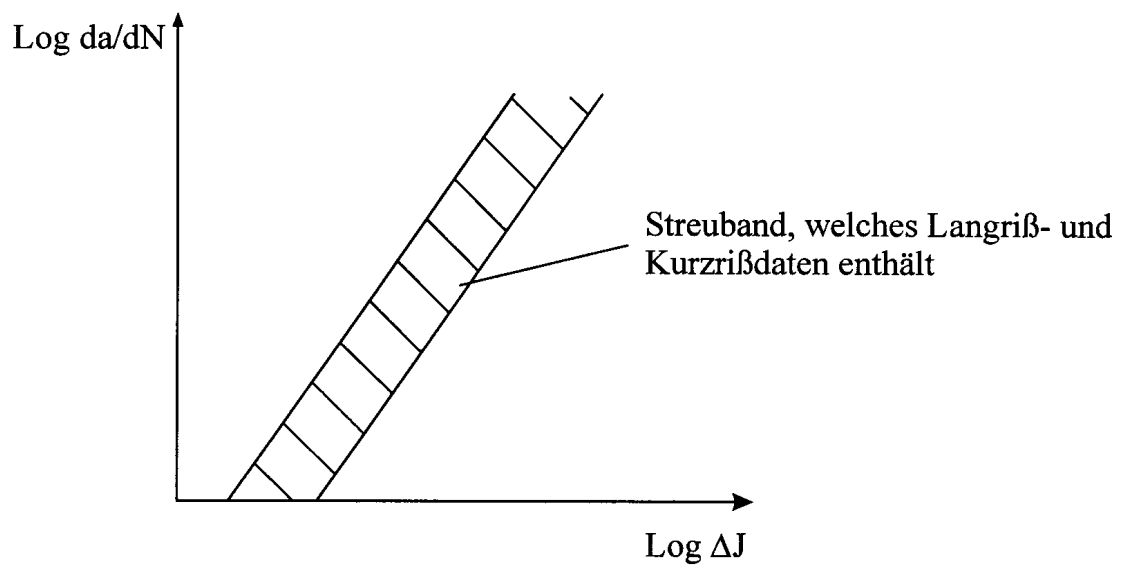


Abb. 85: Gemeinsame Darstellung des Verhaltens kurzer und langer Risse

11 Ermüdung spröder Werkstoffe

Bisher: Die irreversible zyklische Gleitung durch Versetzungsbewegung war die Voraussetzung für die Ermüdung. In spröden Materialien ist (meist) keine Versetzungsbewegung möglich. Daraus wurde lange Zeit gefolgert, daß spröde Materialien keine Ermüdung erfahren. Dies ist aber **falsch!**

Grund: Irreversibilität der mikroskopischen Verformung während der Wechselverformung spröder Materialien durch:

- a) Reibungsbehaftetes Abgleiten von Flächen von Mikrorissen
- b) Verteilen und Zertrümmern von Teilchen zwischen Rißflächen
- c) Mikrorißbildung an Korngrenzen und Grenzflächen
- d) Phasenumwandlung, die mit Volumenänderung verbunden ist
(Mg-PSZ: MgO partially stabilized Zirkonia: d.h. ZrO_2 -Matrix (kubisch) mit tetragonalen ZrO_2 -Ausscheidungen, die umwandeln: „transformation-toughened“ Keramik)
- e) viskoses Fließen der (amorphen) Glasphase an der Korngrenze

Hinweis: Die Ermüdung durch Wechselbelastung darf nicht verwechselt werden mit der bei Keramiken bekannten *statische Ermüdung*: Darunter versteht man eine allmähliche Rißausbreitung unter *statischer Last* als Folge eines *Umgebungseinflusses* (analog bei Metalle: Spannungsrißkorrosion; Stress Corrosion Cracking, SCC). Dagegen werden zyklische Belastungseffekte als *zyklische Ermüdung* bezeichnet.

Der Nachweis, daß zyklische Ermüdung bei spröden Materialien auch ohne versetzungsbedingte plastische Verformung erfolgen kann, kann durch Vergleich der Rißausbreitungsgeschwindigkeit bei zyklischer und statischer Belastung geführt werden. Zweckmäßigerweise wird die Rißausbreitungsgeschwindigkeit auf den Maximalwert von K bezogen.

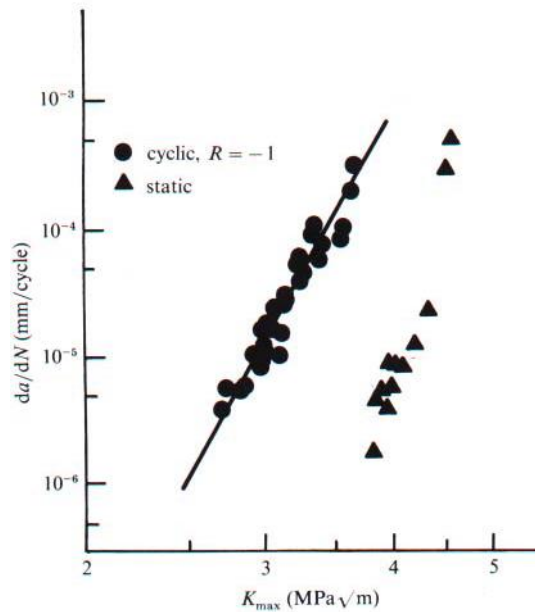


Abb. 86: Experimenteller Nachweis der zyklischen Ermüdung

Beobachtung:

- Auch spröde Materialien gehorchen dem Paris-Gesetz, wobei
 - a) die Streuung groß ist
 - b) m sehr groß ist (typisch: $m=20$)
 Konsequenz: Lebensdauerabschätzung über Rißausbreitung ist kaum möglich; eher: Ja/Nein-Entscheidung (d.h. es hält oder es hält nicht).
 Beispiel Herzklappe: Legt man die Streuung in a_i und da/dN sowie den großen m -Wert zugrunde, kann die Herzklappe je nach Annahme Millisekunden oder Millionen Jahre halten. (Ausweg: Proof testing)
- Es handelt sich um einen zyklischen Ermüdungseffekt, da statische Belastung später zu Bruch führt. Dies kehrt sich eventuell bei hoher Temperatur um (amorphe Korngrenzenphase „wird weich“).

$$\text{Umrechnung: } \frac{da}{dN} = \frac{da}{dt} \cdot \frac{1}{f} \quad f: \text{Versuchsfrequenz}$$

12 Ermüdung halb- und nichtkristalliner Werkstoffe

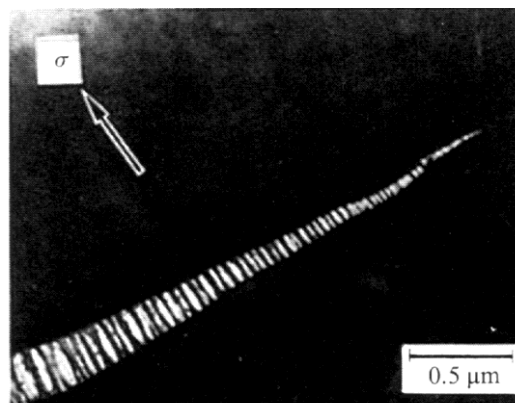
Nichtkristalline Werkstoffe:

- metallische Gläser (amorph)
- anorganisches Glas (Silikatglas)
- Polymere

In all diesen Substanzen gibt es irreversible mikroskopische Verformung bei Wechselbeanspruchung \Rightarrow Ermüdung

Beispiele: Kunststoffe

- Haarißbildung (crazes):



(a)

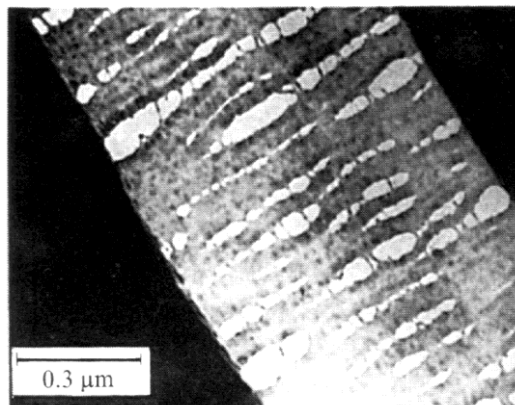


Abb.87: Ein neu geformter Haariß in einer dünnen Scheibe PS (a). Elektronenmikroskopische Aufnahme vom Zentrum des Haarrisses (b).

- Bildung von Scherbändern (lokalisierte plastische Verformung analog zu PGB):

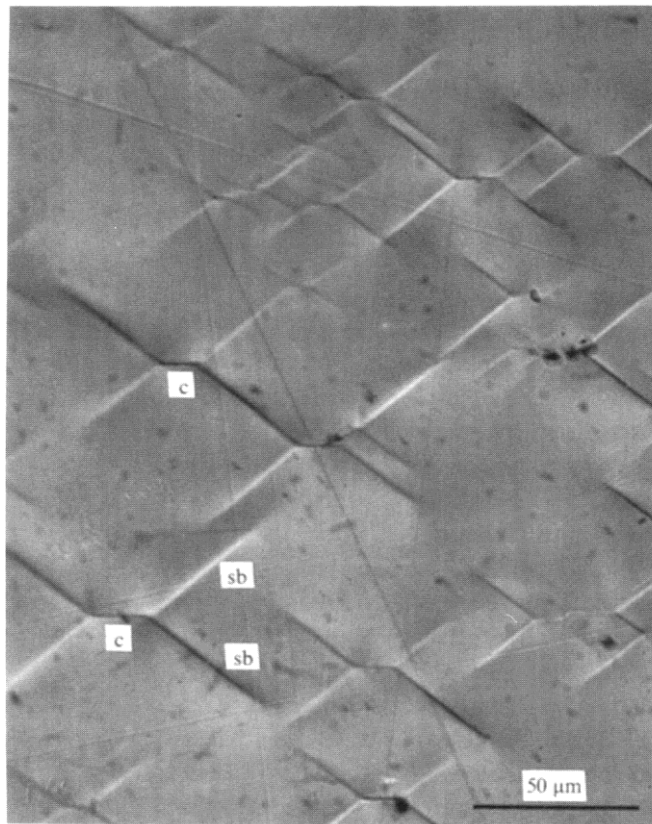


Abb.88: Scherbänder (sb) und Haarrisse (c) in plastisch gedehntem PETP

- Drehung von Molekülketten
- Enthakung der Molekülketten

⇒ Zyklisches Spannungs-Dehnungsverhalten ist bestimmt durch eine **Entfestigung**.

Lebensdauerabschätzung wie bei Metallen:

- Darstellungen der empirischen Lebensdauervorhersage:

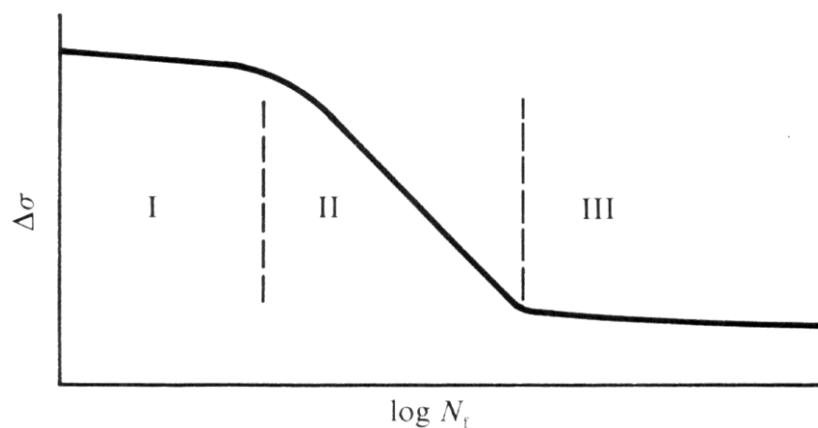


Abb.89: Spannungsamplitude über der Bruchlastspielzahl für Polymere

Bereich I: Bei Überschreiten einer kritischen Spannung bilden sich sofort Haarrisse, welche sich in einen Ermüdungsriß umwandeln.

Bereich II: Wird bestimmt durch das Wachstum des Ermüdungsrisse.

Bereich III: Wird bestimmt durch die Inkubationszeit für die Bildung von Mikrorissen (Wechselfestigkeit/Dauerfestigkeit).

- Rißausbreitungsgeschwindigkeit:

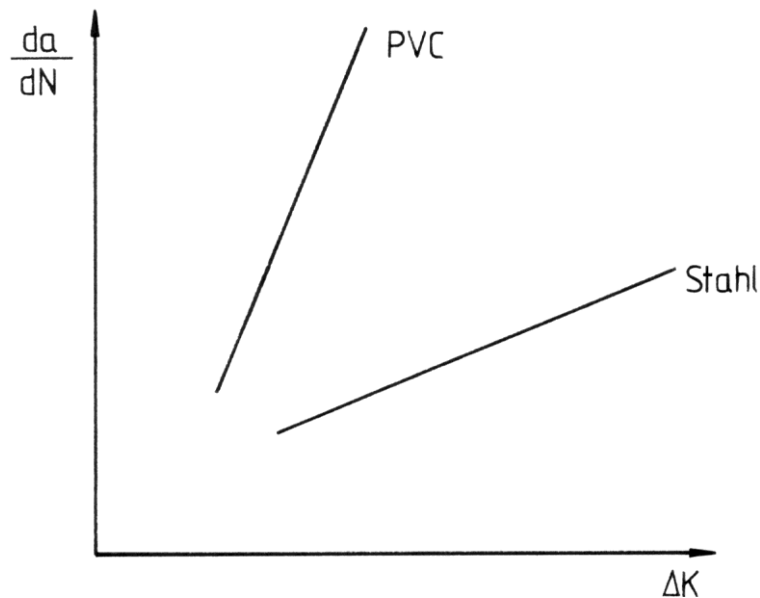


Abb.90: Rißausbreitungsgeschwindigkeit von Stahl und PVC im Vergleich

Besonderheiten:

- ausgeprägter Temperatureinfluß
- Verbesserung der Ermüdungseigenschaften mit zunehmender Molekülkettenlänge (Verharzungseffekt etc.)

13 Auslegungskonzepte

13.1 Auslegungsphilosophien

Ingenieurmäßige Zielsetzung der Ermüdungsforschung ist die möglichst genaue und sichere Auslegung gegen Ermüdungsversagen. Was wird in der Praxis benutzt?

13.1.1 „Safe-life“ Konzept

Wird in der Luftfahrt für Komponenten benutzt, die nicht kaputt gehen dürfen (z.B. Turbinenscheiben).

Vorgehensweise:

- a) Bestimmung des Belastungsverlaufes für die betrachtete Komponente
- b) Test der Komponente im Labor unter möglichst identischen Bedingungen
- c) Ermittlung der erwarteten Lebensdauer unter Einbeziehung eines Sicherheitsfaktors (besser: Unsicherheitsfaktor)
- d) Komponente wird ausgetauscht, sobald die erwartete Lebensdauer erreicht ist.

Nachteil:

- Unsicherheit bei unvorhergesehenen Ereignissen
- Nicht sehr ökonomisch, da auch nicht geschädigte Bauteile ersetzt werden müssen

13.1.2 „Fail-safe“ Konzept

Wenn ein Bauteil einer Struktur versagt, muß diese Struktur dennoch sicher weiterfunktionieren.

Beispiel:

Flugzeugaußenhaut: Falls Aluminiumbleche Ermüdungsrisse bilden, werden diese an sogenannten Reißstoppfern oder an den Blechenden aufgehalten (Vorteil der Nietkonstruktion). Auch meterlange Risse gefährden die Funktion des Flugzeugs nicht.

Bedingung:

Periodische Inspektion und Verwendung von Rißdetektionsverfahren, die einen sicheren Nachweis von Rissen liefern, so daß rechtzeitig repariert werden kann.

13.1.3.„Retirement for cause“ Konzept

Während beim „Safe-life“ Konzept alle Komponenten eines Typs ausgetauscht werden, wenn die erwartete Lebensdauer erreicht wird, erfolgt das „Retirement“ (in Rente gehen) im „Retirement for cause“ Konzept erst, wenn tatsächlich eine entsprechende Schädigung beobachtet wird.

Bedingung:

Die Inspektionsintervalle liegen so kurz, daß sich eine Schädigung nicht katastrophal auswirken kann.

Vorteil:

Die Methode trägt der individuellen Beanspruchung eines Bauteils Rechnung und spart Kosten.

Die Auslegungskonzepte sind oft bauteilspezifisch:

Beispiel: „leak-before-break“ bei Druckbehältern und -leitungen:

Konstruktion so, daß bei einem Riß durch die ganze Wanddicke ein Leck auftritt, ohne daß der Behälter bricht (d.h. die kritische Rißlänge der instabilen Rißausbreitung ist kleiner als die Wandstärke).

13.2 Die Bestandteile der Lebensdauervorhersage

Die folgenden Ausführungen legen das sogenannte *örtliche Konzept* zugrunde. Dabei werden Laborversuche an Laborproben auf komplexe Bauteile übertragen, indem vorausgesetzt wird, daß für die Lebensdauer die Verhältnisse an den kritischen Stellen maßgebend sind. Vorteil dieser Vorgehensweise ist, daß Bauteilversuche nur zur Absicherung notwendig sind und z.B. einer geänderten Geometrie rechnerisch Rechnung getragen werden kann.

a) Lebensdauervorhersage auf der Basis von Wöhlerkurven

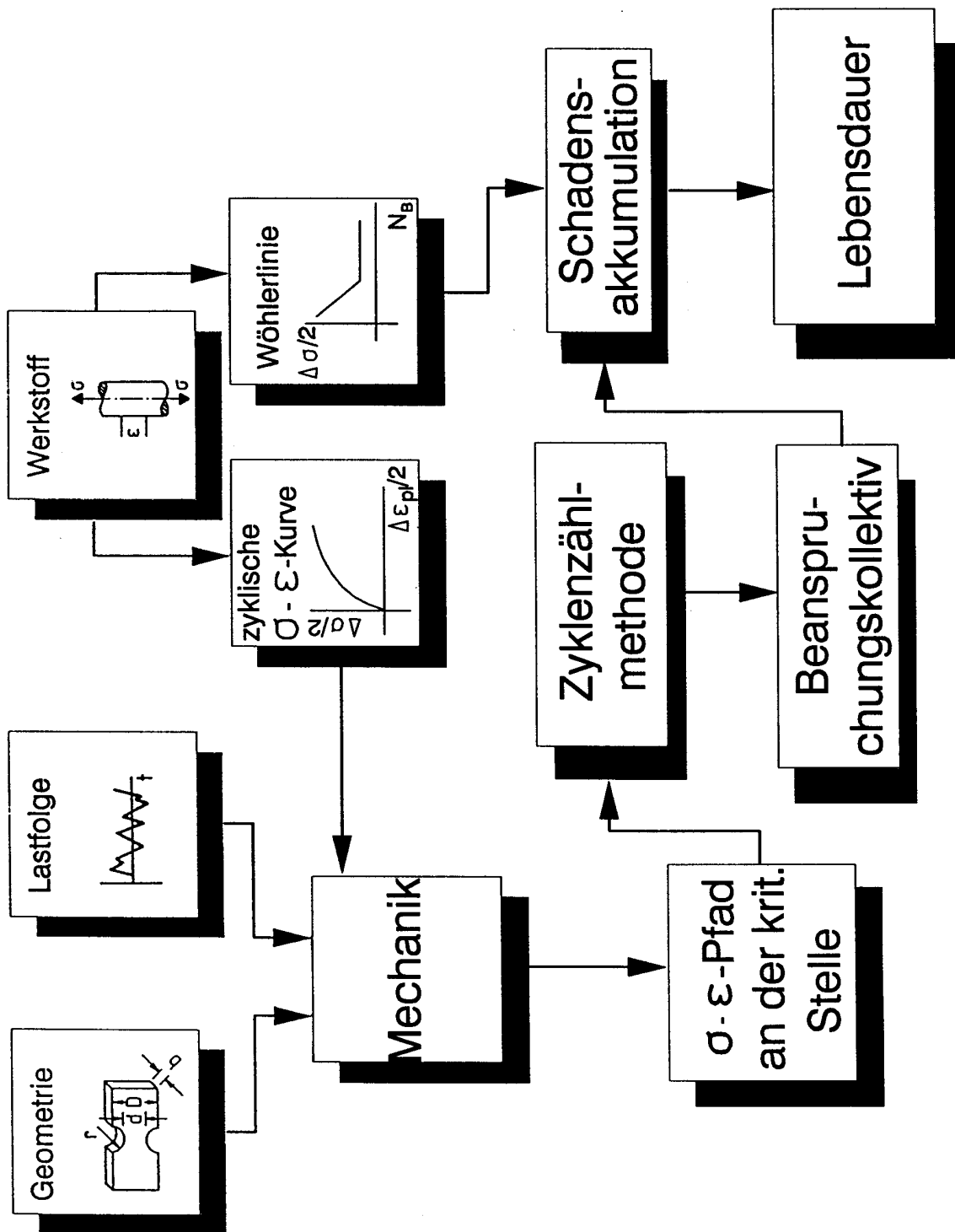


Abb. 91: Schematische Darstellung der Lebensdauerabschätzung auf der Basis von Wöhlerlinien

Regeln zur Auswertung:

- 1) Erster und letzter Peak müssen maximal (minimal) sein.
- 2) An jedem Peak beginnt der Regenfluß und läuft kontinuierlich nach unten. Ist der Startpeak ein Maximum (Minimum), dann stoppt der Fluß auf der Höhe des nächstgrößeren Maximums (nächstkleinere Minimums).
- 3) Der Regenfluß wird gestoppt, wenn er auf einen Regenstrom von oben trifft.

Ergebnis der Auswertung von Abb. 93:

Eine große Hysterese mit drei eingeschriebenen Hysteresen

b) Lebensdauervorhersage auf der Basis des Rißwachstumsgesetzes

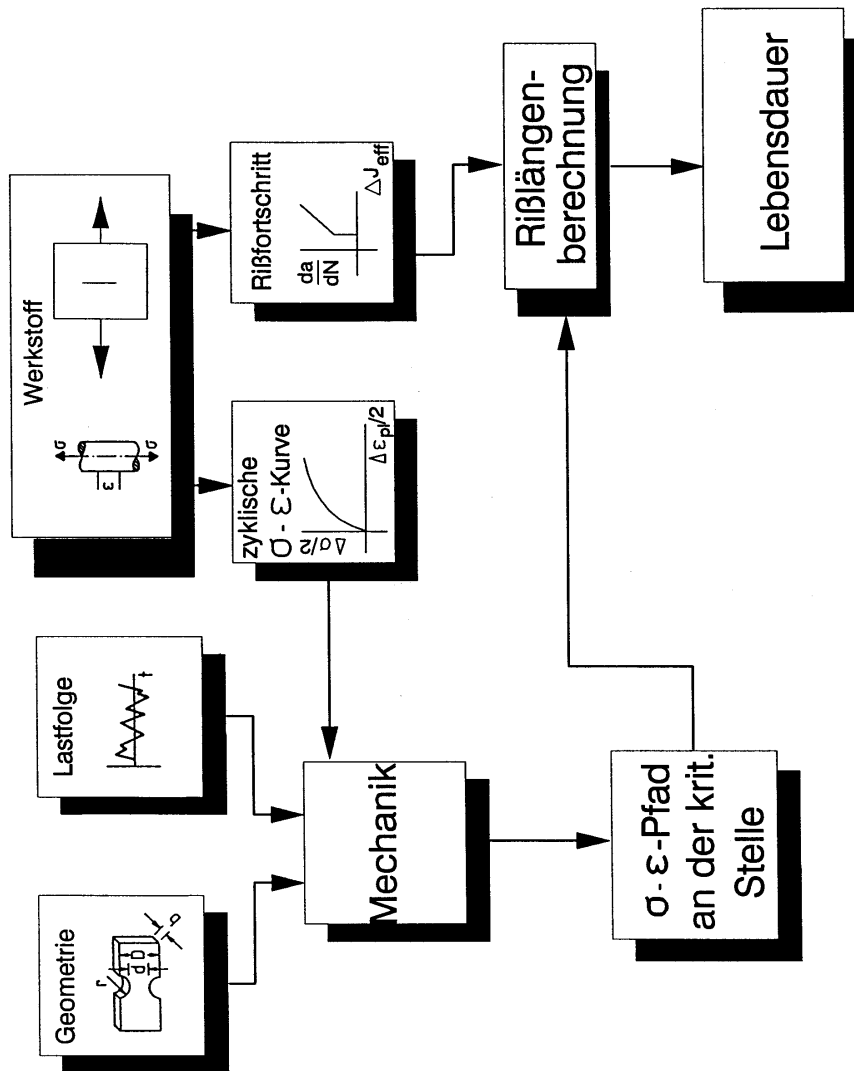


Abb. 94: Lebensdauerberechnung über Rißausbreitung

Hierbei ist die Zyklenzählmethode nicht anwendbar, da mit jedem Zyklus a wächst und damit ΔK (bzw. ΔJ) von der Reihenfolge abhängt.

⇒ stückweise Integration bis a_f

c) Lebensdauervorhersage auf der Basis einer Schädigungsparameterwöhlerlinie

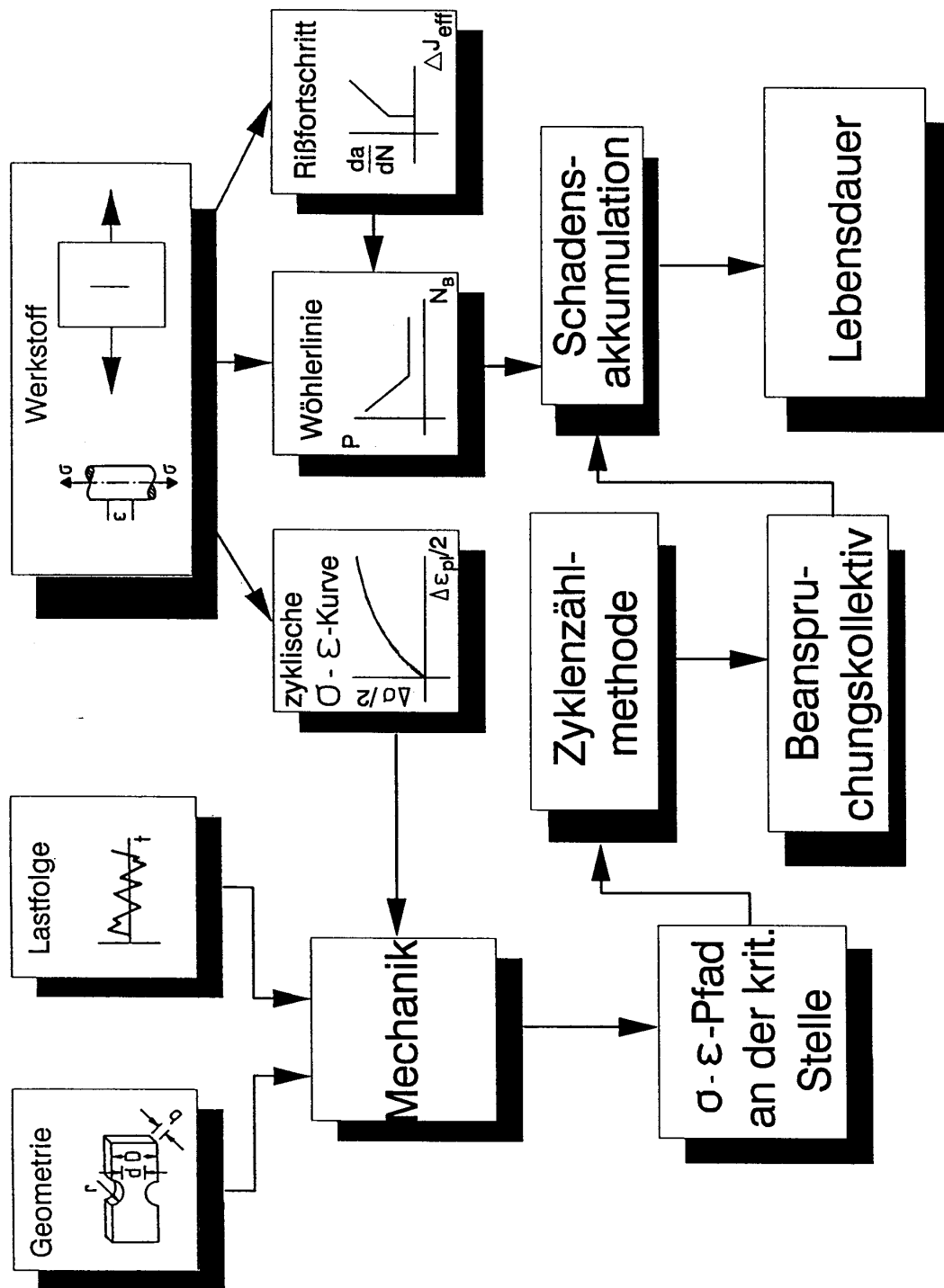


Abb. 95: Lebensdauerabschätzung basierend auf Schädigungsparameterwöhlerlinien

Frage: Welche Bedingungen stellt die *lineare Schadensakkumulationsregel* an die Funktion, die die Entwicklung der Schädigung beschreibt?

mit: D: Schädigung, $D=D(a)$, $0 \leq D \leq 1$

und P: Schädigungsparameter

gilt für die lineare Schadensakkumulation:

$$dD = \frac{dN(P)}{N_B(P)}$$

$$\frac{dD}{da} \cdot \frac{da}{dN(P)} = \frac{1}{N_B(P)}$$

oder:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{N_B(P)} \cdot \frac{1}{\frac{dD}{da}}$$

d.h.: Rißwachstumsgesetz muß ein Produkt sein aus einer beanspruchungsabhängigen Funktion und einer schädigungsabhängigen Funktion.

z.B.:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m = C \cdot Y^m \cdot \Delta \sigma^m \cdot \pi^{\frac{m}{2}} \cdot a^{\frac{m}{2}}$$

erfüllt diese Voraussetzung.

Für die Bruchzyklenzahl folgt, wie bereits früher gezeigt:

$$N_B = \frac{2}{(m-2) C Y^m \Delta \sigma^m \pi^{m/2}} \left(\frac{1}{a_0^{(m-2/2)}} - \frac{1}{a_f^{(m-2/2)}} \right)$$

oder vereinfacht:

$$N_B = \Delta \sigma^{-m} \cdot \text{konst}$$

allgemeiner Ansatz:

$$N_B = \Delta \sigma^u \cdot \Delta \varepsilon_{pl}^v \cdot \text{konst}$$

Vorgehensweise:

- Bestimmung des Rißwachstumsgesetzes und damit des Schädigungsparameters
- Ermitteln der Schädigungswöhlerlinie
- Lebensdauervorhersage wie auf der Basis von Wöhlerkurven

Schadensparameter bei Mittelspannung

Schadensparameter P_i	Referenz
$P_{\text{ost}} = \left(\frac{\Delta\sigma}{2} + \sigma_m \right) \Delta\varepsilon_{\text{pl}}$	Ostergren
$P_{\text{SWT}} = \left[\left(\frac{\Delta\sigma}{2} + \sigma_m \right) E \frac{\Delta\varepsilon}{2} \right]^{0,5}$	Smith, Watson, Topper
$P_{\text{H}} = \left(\frac{1-n'}{1+n'} \right) \Delta\sigma \Delta\varepsilon_{\text{pl}}$	Nihei, Heuler, Boller, Seeger
$P_{\text{T}} = \left(\frac{2}{1+n'} \right) \frac{\Delta\sigma}{2} \frac{\Delta\varepsilon_{\text{pl}}}{2} + \frac{\Delta\sigma^2}{2E}$	Nihei, Heuler, Boller, Seeger
$P_{\text{d}} = \frac{2,9}{2E} \Delta\sigma_{\text{eq}}^2 + \left(\frac{2,5}{1+n'} \right) \Delta\sigma \Delta\varepsilon_{\text{pl}}$	Heitmann, Vehoff, Neumann
$P_{\text{k}} = \left[\left(\frac{\Delta\sigma}{2} + c_1 \sigma_m \right) E \frac{\Delta\varepsilon}{2} \right]^{0,5}$	Bergmann, Seeger
$P_{\text{eff}} = \left[\frac{\Delta\sigma}{2} \left(\frac{1-R_\sigma}{2} \right)^{c_2-1} E \frac{\Delta\varepsilon}{2} \right]^{0,5}$	Nihei, Heuler, Boller, Seeger
$P_{\text{M}} = \frac{\frac{\Delta\sigma}{2}}{1 - \frac{\sigma_m}{c_3}} + E \frac{\Delta\varepsilon_{\text{pl}}}{2}$	Morrow
$P_{\text{Hai}} = \Delta\sigma_{\text{eff}} \Delta\varepsilon_{\text{eff}}$	Haibach

mit: $\Delta\sigma_{\text{eq}} = 3,72 \Delta\sigma (3 - R_\sigma)^{1,74}$

$$\Delta\varepsilon_{\text{eff}} = 2\Delta\varepsilon - \frac{\frac{\Delta\sigma}{2} - \sigma_m}{E} - 2 \left(\frac{\frac{\Delta\sigma}{2} - \sigma_m}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}}$$

$$\Delta\varepsilon_{\text{eff}} = \frac{\Delta\sigma_{\text{eff}}}{E} + 2 \left(\frac{\Delta\sigma_{\text{eff}}}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}}$$