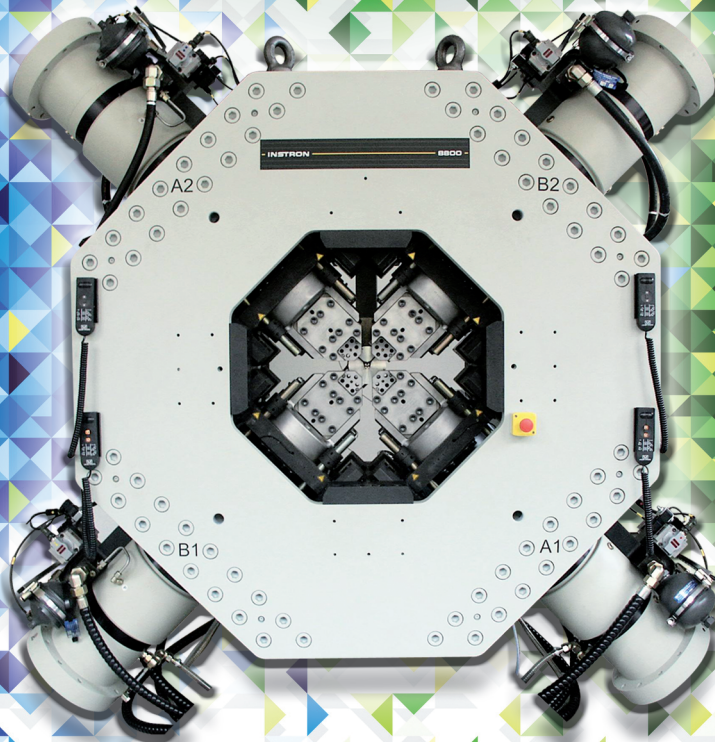


Herausgegeben von  
Horst Biermann und Lutz Krüger

# Moderne Methoden der Werkstoffprüfung





*Herausgegeben von  
Horst Biermann und  
Lutz Krüger*

**Moderne Methoden der  
Werkstoffprüfung**

***Beachten Sie bitte auch weitere interessante Titel  
zu diesem Thema***

Lange, G. (Hrsg)

**Systematische Beurteilung  
technischer Schadensfälle**

6. Auflage

2014

Print ISBN: 978-3-527-32530-6

Oettel, H., Schumann, H. (Hrsg)

**Metallografie**

Mit einer Einführung in die Keramografie,  
15. Auflage

2011

Print ISBN: 978-3-527-32257-2

Bertolini, L., Elsener, B., Pedferri, P.,  
Redaelli, E., Polder, R.B.

**Corrosion of Steel in Concrete**

Prevention, Diagnosis, Repair, 2. Auflage

2013

Print ISBN: 978-3-527-33146-8

Worch, H., Pompe, W., Schatt, W. (Hrsg)

**Werkstoffwissenschaft**

10. Auflage

2011

Print ISBN: 978-3-527-32323-4

Sharma, S.K. (Hrsg)

**Green Corrosion Chemistry  
and Engineering**

Opportunities and Challenges with a  
Foreword by Nabuk Okon Eddy

2012

Print ISBN: 978-3-527-32930-4

Krzyzanowski, M., Beynon, J.H.,  
Farrugia, D.C.

**Oxide Scale Behavior in High  
Temperature Metal Processing**

2010

Print ISBN: 978-3-527-32518-4

Callister, W.D., Rethwisch, D.G.

**Materialwissenschaften  
und Werkstofftechnik**

Eine Einführung

2012

Print ISBN: 978-3-527-33007-2

Christ, H.

**Ermüdungsverhalten  
metallischer Werkstoffe**

2. Auflage

2009

Print ISBN: 978-3-527-31340-2

*Herausgegeben von  
Horst Biermann und Lutz Krüger*

## **Moderne Methoden der Werkstoffprüfung**

**WILEY-VCH**  
Verlag GmbH & Co. KGaA

**Herausgegeben von**

***Horst Biermann***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***Lutz Krüger***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

Alle Bücher von Wiley-VCH werden sorgfältig erarbeitet. Dennoch übernehmen Autoren, Herausgeber und Verlag in keinem Fall, einschließlich des vorliegenden Werkes, für die Richtigkeit von Angaben, Hinweisen und Ratschlägen sowie für eventuelle Druckfehler irgendeine Haftung.

**Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek**

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

© 2015 WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Boschstr. 12, 69469 Weinheim, Germany

Alle Rechte, insbesondere die der Übersetzung in andere Sprachen, vorbehalten. Kein Teil dieses Buches darf ohne schriftliche Genehmigung des Verlages in irgendeiner Form – durch Photokopie, Mikroverfilmung oder irgendein anderes Verfahren – reproduziert oder in eine von Maschinen, insbesondere von Datenverarbeitungsmaschinen, verwendbare Sprache übertragen oder übersetzt werden. Die Wiedergabe von Warenbezeichnungen, Handelsnamen oder sonstigen Kennzeichen in diesem Buch berechtigt nicht zu der Annahme, dass diese von jedermann frei benutzt werden dürfen. Vielmehr kann es sich auch dann um eingetragene Warenzeichen oder sonstige gesetzlich geschützte Kennzeichen handeln, wenn sie nicht eigens als solche markiert sind.

**Umschlaggestaltung** Adam Design, Weinheim  
**Typesetting** le-tex publishing services GmbH, Leipzig

**Druck und Bindung** betz-druck GmbH, Darmstadt

**Print ISBN** 978-3-527-33413-1  
**ePDF ISBN** 978-3-527-67070-3  
**ePub ISBN** 978-3-527-67069-7  
**Mobi ISBN** 978-3-527-67068-0  
**oBook ISBN** 978-3-527-67067-3

Gedruckt auf säurefreiem Papier

## Inhaltsverzeichnis

Vorwort *XI*

Beitragsautoren *XIII*

- 1 Bruchmechanisches Verhalten unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung 1**  
*L. Krüger, P. Trubitz und S. Henschel*
  - 1.1 Einleitung 1
  - 1.2 Grundlagen 6
    - 1.2.1 Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik 7
    - 1.2.2 Konzepte der Fließbruchmechanik 12
    - 1.2.3 Bruchzähigkeitsverhalten im spröd-duktilen Übergangsbereich – das Master-Curve-Konzept 14
    - 1.2.4 Bruchmechanisches Verhalten unter hohen Beanspruchungsraten 16
  - 1.3 Experimentelle Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte 18
    - 1.3.1 Probenformen, Probenvorbereitung 18
    - 1.3.2 Quasistatische Beanspruchung 20
    - 1.3.3 Dynamische Beanspruchung 29
  - Literatur 49
  
- 2 Kennwertermittlung bei zyklischem Langrisswachstum 53**  
*S. Henkel und H. Biermann*
  - 2.1 Einführung 53
  - 2.2 Grundlagen 54
  - 2.3 Probenformen 58
    - 2.3.1 Kompaktzugprobe (CT-Probe) 58
    - 2.3.2 Einseitig gekerbte Biegeprobe (SENB-Probe) 59
    - 2.3.3 Plattenförmige Proben (CCT-Probe, SENT-Probe, ESET-Probe) 59
  - 2.4 Versuchsführung 61
  - 2.5 Risslängenbestimmung 64
    - 2.5.1 Optische Methoden 64
    - 2.5.2 Elastische Compliance-Messung 66
    - 2.5.3 Elektropotenzialmethode 67

- 2.5.4 Markerload-Technik 68
- 2.6 Versuchsauswertung 69
- 2.6.1 Ermittlung des Schwellenwertes 69
- 2.6.2 Glättung der Messwerte 70
- 2.6.3 Parameter der Paris-Erdogan-Gleichung 70
- 2.6.4 Anpassung von kontinuierlichen Funktionen 72
- 2.6.5 Statistik 76
- 2.7 Zusammenfassung und Ausblick 78
- Literatur 79

### **3 Ermüdung bei sehr hohen Lastspielzahlen (VHCF) 83**

*A. Weidner, D. Krewerth und H. Biermann*

- 3.1 Einführung 83
- 3.2 Werkstoffverhalten im VHCF-Bereich 84
- 3.2.1 Typ I-Werkstoffe 85
- 3.2.2 Typ II-Werkstoffe 87
- 3.3 Gerätetechnik und Analyseverfahren 91
- 3.3.1 Ultraschallprüftechnik 91
- 3.3.2 Frequenzanalyse 95
- 3.3.3 Nichtlinearitätsparameter 96
- 3.3.4 Thermografie 98
- 3.3.5 Fraktografie 99
- 3.4 Aktuelle Forschungsergebnisse 101
- 3.4.1 Aluminiumguss – AlSi7Mg 101
- 3.4.2 Stahlguss – G-42CrMo4 107
- 3.4.3 Austenitischer Stahlguss G-X5CrNiMoNb19.11.2 111
- 3.4.4 Gusseisen mit Kugelgraphit und Graphitentartungen 113
- 3.5 Zusammenfassung und Ausblick 115
- Literatur 115

### **4 Mehrachsige Werkstoffeigenschaften 121**

*S. Henkel, D. Kulawinski, S. Ackermann und H. Biermann*

- 4.1 Einleitung 121
- 4.2 Planar-biaxiale Prüfung 122
- 4.3 Konzepte für die Gestaltung von kreuzförmigen Proben 126
- 4.3.1 Probengeometrie 126
- 4.3.2 Ermittlung des tragenden Querschnittes und der Spannungen bei planar-biaxialer Prüfung 130
- 4.4 Beispiele für die Bestimmung des mehrachsigen mechanischen Verhaltens 132
- 4.4.1 Ermittlung statischer Fließkurven an Kreuzproben 132
- 4.4.2 Zyklische LCF-Beanspruchung bei Raumtemperatur 136
- 4.4.3 Zyklische Hochtemperaturermüdung 139
- 4.4.4 Rissbahnkurven unter zyklischer Beanspruchung 142
- 4.4.5 Ausblick 148
- Literatur 150

- 5 Thermomechanische Ermüdung 159**  
*R. Kolmorgen und H. Biermann*
  - 5.1 Einleitung 159
  - 5.2 Experimentelle Vorgehensweise 162
    - 5.2.1 Versuchsführung 162
    - 5.2.2 Zyklusformen 164
    - 5.2.3 Probenformen 165
    - 5.2.4 Auswertung 167
  - 5.3 Lebensdauervorhersage 168
    - 5.3.1 Empirische Schadensparameter 168
    - 5.3.2 Bruchmechanische Vorgehensweise 170
  - 5.4 Eigene Untersuchungen 170
    - 5.4.1 Prüfaufbau 171
    - 5.4.2 Kesselstahl 16Mo3 172
    - 5.4.3 Duplexstahl 1.4462 173
    - 5.4.4 Lebensdauervorhersage am Beispiel des Duplexstahles 1.4462 174
  - Literatur 177
  
- 6 Dynamische Werkstoffprüfung 181**  
*D. Ehinger und L. Krüger*
  - 6.1 Einleitung 181
  - 6.2 Experimentelle Methoden 183
    - 6.2.1 Servohydraulische Prüfmaschinen 183
    - 6.2.2 Fallwerksaufbauten 184
    - 6.2.3 Pendelschlagwerke 185
    - 6.2.4 Rotationsschlagwerke 186
    - 6.2.5 Hopkinsonaufbauten 187
  - 6.3 Messkette und Messtechnik 191
  - 6.4 Werkstoffverhalten als Funktion von Temperatur und Dehnrate 192
  - 6.5 Modellgesetze 194
  - 6.6 Werkstoffbeispiele 199
    - 6.6.1 Experimentelle Ergebnisse 199
    - 6.6.2 Anwendung von empirischen und metallphysikalisch basierten Modellgesetzen 205
  - Literatur 209
  
- 7 Moderne Methoden der Rasterelektronenmikroskopie 217**  
*A. Weidner und H. Biermann*
  - 7.1 Einleitung 217
  - 7.2 Feldemissions-Rasterelektronenmikroskopie 218
  - 7.3 Wechselwirkung Elektronenstrahl-Materie 219
  - 7.4 Kontrastarten 222
    - 7.4.1 Sekundärelektronenkontrast (SE) 222
    - 7.4.2 Rückstreuелеktronenkontrast (BSE) 223
    - 7.4.3 Der Electron Channelling-Kontrast zur Abbildung von Gitterdefekten 227

- 7.4.4 Transmissionselektronenkontrast (t-SEM) 231
- 7.5 Analytische Verfahren der Rasterelektronenmikroskopie 232
- 7.5.1 Energiedispersive Röntgenspektroskopie 232
- 7.5.2 Rückstreuелеktronenbeugung (EBSD) 233
- 7.5.3 Kombinierte Anwendung von Rückstreuелеktronenbeugung und energiedispersiver Röntgenspektroskopie 236
- 7.6 Möglichkeiten zur in situ-Charakterisierung im Rasterelektronenmikroskop 237
- 7.7 Anwendungsbeispiele kombinierter abbildender und analytischer Verfahren der Rasterelektronenmikroskopie 240
- 7.7.1 Abbildung von Versetzungsanordnungen nach zyklischer Beanspruchung 240
- 7.7.2 Abbildung einzelner Gitterdefekte 243
- 7.7.3 Kombination von ECCI mit in situ-Verformung – interrupted monitoring 247
- 7.8 Zusammenfassung und Ausblick 250
- Literatur 251
  
- 8 Röntgendiffraktometrie 255**  
*D. Rafaja*
- 8.1 Wechselwirkung der Röntgenstrahlen mit der Materie 256
- 8.1.1 Elastische Streuung der Röntgenstrahlen an Elektronen 256
- 8.1.2 Interferenz der elastisch gestreuten Röntgenstrahlen 259
- 8.2 Röntgenbeugung an defektfreien kristallinen Materialien 262
- 8.2.1 Der Strukturfaktor 262
- 8.2.2 Die Laue-Bedingungen und die Bragg-Gleichung 263
- 8.2.3 Effekt der Kristallgröße 265
- 8.2.4 Röntgenbeugung an mehreren Kristalliten 268
- 8.3 Einfluss der Mikrostrukturdefekte auf das Röntgendiffraktogramm 280
- 8.3.1 Punktdefekte 280
- 8.3.2 Mikrodehnung 283
- 8.3.3 Versetzungen 285
- 8.3.4 Planare Defekte 287
- 8.3.5 Turbostratische Kristallstrukturdefekte 291
- 8.3.6 Instrumentelle Verbreiterung der Beugungslinien 293
- Literatur 296
  
- 9 Nanoindentierungsprüfung 299**  
*M. Göken*
- 9.1 Einleitung 299
- 9.2 Von der klassischen Härteprüfung zur Nanoindentierungsprüfung 301
- 9.2.1 Grenzen der klassischen Härteprüfung 301
- 9.2.2 Tiefenregistrierende Härteprüfung – Nanoindentierung 304
- 9.2.3 Gerätetechnik, Indenterformen 305
- 9.3 Kontaktmechanik 308

- 9.3.1 Kontaktmechanik (Vom Hertz'schen Kontakt zu Sneddon's Kontaktmodell) 308
- 9.3.2 Die Oliver-Pharr-Methode 311
- 9.3.3 Bestimmung der Fließspannung – Der Constraint-Faktor 316
- 9.4 Nanoindentierungen bei kleinen Lasten – Phänomene und Anwendungen 317
  - 9.4.1 Anisotropie und Pile-up 317
  - 9.4.2 Diskontinuitäten in den Kraft-Eindringkurven – Das Pop-in-Verhalten 323
  - 9.4.3 Einfluss von Eigenspannungen 329
  - 9.4.4 Größeneffekte – Der *Indentation-Size-Effect* 332
  - 9.4.5 Anwendungsbeispiele (Biomaterialien, Superlegierungen, Korngrenzen) 336
- 9.5 Neuere Nanoindentierungsmethoden jenseits von Härte und Elastizitätsmodul 340
  - 9.5.1 Dehnratenempfindlichkeit 340
  - 9.5.2 Hochtemperaturmessungen 342
  - 9.5.3 Indentierungskriechen 343
  - Literatur 347
  
- 10 Röntgen-Tomografie 353**  
*H. Berek, J. Hubálková und C.G. Aneziris*
  - 10.1 Übersicht 353
  - 10.2 Grundlagen der Röntgen-Tomografie 357
    - 10.2.1 Prinzip 357
    - 10.2.2 Kontrastentstehung und Abbildungsfehler 360
  - 10.3 In-situ-Untersuchungstechniken 362
  - 10.4 Quantitative Gefügeanalyse 364
  - 10.5 Anwendungsbeispiele 366
    - 10.5.1 Labor-Röntgen-Tomograf 366
    - 10.5.2 In-situ-Druckverformungseinrichtung 367
    - 10.5.3 In-situ-Verformung von MMC-Schäumen 367
    - 10.5.4 In-situ-Verformung von MMC-Wabenkörpern 372
    - 10.5.5 Schaumkeramik-Filter für die Metallschmelzefiltration 374
    - 10.5.6 Tauchausgussdüsen 377
    - 10.5.7 Salzbohrkerne 378
    - 10.5.8 Schaumglas 379
  - 10.6 Ausblick 381
  - Literatur 382
  
- 11 Elektrochemische Korrosion 387**  
*M. Mandel und L. Krüger*
  - 11.1 Einleitung 387
  - 11.2 Korrosionsarten 388
  - 11.3 Einflussfaktoren 388

- 11.4 Elektrochemische Grundlagen 390
- 11.5 Ausgewählte Korrosionsprüfverfahren 391
- 11.5.1 Potenziodynamische Polarisation 393
- 11.5.2 Elektrochemische Impedanz-Spektroskopie 398
- 11.5.3 Potenziodynamische Polarisation – Bimetallkorrosion 402
- 11.5.4 Dauertauchversuch 405
- 11.5.5 Korrosionsprüfung unter wechselnden klimatischen Bedingungen 406
- Literatur 412

## 12 Verschleiß 415

*R. Franke*

- 12.1 Werkstoffwissenschaftliche Grundlagen 415
- 12.1.1 Einführung 415
- 12.1.2 Der Systemcharakter tribologischer Vorgänge 416
- 12.1.3 Elemente und Wirkfaktoren eines tribologischen Systems 417
- 12.1.4 Grundlagen der Reibung 420
- 12.1.5 Grundlagen des Verschleißes 423
- 12.2 Werkstoffe 428
- 12.2.1 Auswahlkriterien 428
- 12.3 Randschichten 430
- 12.3.1 Auswahlkriterien 430
- 12.3.2 Oberflächenbeschichtungen 431
- 12.3.3 Randschichtumwandlungen 433
- 12.4 Tribologische Prüfverfahren 434
- 12.5 Messgrößen für tribologische Systeme 436
- 12.5.1 Messgrößen für die Kontaktbedingungen 436
- 12.5.2 Messgrößen für die Reibung 437
- 12.5.3 Messgrößen für den Verschleiß 438
- 12.6 Anwendungsbeispiel 439
- Literatur 444

## Sachverzeichnis 447

## Vorwort

In den vergangenen Jahren hat die Materialwissenschaft und Werkstofftechnik eine sehr dynamische Entwicklung erlebt, in der viele neue Prüf- und Analysemethoden nun auch auf standardisiertem Niveau betrieben werden. Daher ist es aktuell von hohem Interesse, diese Methoden für fortgeschrittene Studenten und junge Wissenschaftler aufzuarbeiten und diese in die Lage zu versetzen, sich zu den modernen Methoden einen Überblick zu verschaffen. Das Buch wendet sich daher an den Kreis von Master-Studenten und Doktoranden sowie Post-Docs, um ihnen einen Überblick über die Möglichkeiten und eine erste Einarbeitung in diese Methoden zu ermöglichen.

Angesprochen werden Wissenschaftler in Industrie und Forschungseinrichtungen

1. der Materialwissenschaft und Werkstofftechnik,
2. des werkstofftechnischen Maschinenbaus und
3. der materialwissenschaftlichen Bereiche der Physik, sowie
4. des Wirtschaftsingenieurwesens mit werkstofftechnischer Vertiefung.

Das Lehrbuch „Moderne Methoden der Werkstoffprüfung“ führt auf wissenschaftlich anspruchsvollem Niveau in ausgewählte Techniken der Werkstoff- und Materialprüfung insbesondere metallischer Werkstoffe ein. Im Fokus stehen hierbei die Verfahren zur Ermittlung von mechanischen und bruchmechanischen Eigenschaften unter den in der Anwendung auftretenden Beanspruchungsformen sowie die analytischen Methoden der Prüfung verformter, metallischer Werkstoffe zur Aufklärung von Struktur-Eigenschafts-Beziehungen. Weiterhin werden exemplarisch die Bereiche der Korrosion und des Verschleißes behandelt, die aufgrund ihrer vielfältigen Einflüsse als Systembeanspruchungen angesehen werden müssen, sodass es hier keine einfachen Kennwerte gibt.

In den einzelnen Kapiteln werden jeweils für den Einsteiger die Grundlagen der Methoden vorgestellt. Danach folgen Darstellungen der modernen Prüf- bzw. Analysetechniken sowie Anwendungsbeispiele aus der aktuellen Forschungsarbeit, wobei es sich überwiegend um experimentelle Werkstoffe handelt. Die Kapitel werden jeweils auch mit Hinweisen auf die Fachliteratur ergänzt, um die Vertiefung durch weiterführendes Literaturstudium zu ermöglichen.

Daher wird bewusst darauf verzichtet, die Standard-Verfahren, die in den etablierten Lehrbüchern der Werkstofftechnik und -prüfung in ausreichender Zahl bereits beschrieben sind, zu behandeln. Dabei erhebt das Buch auch nicht den Anspruch, die jeweiligen Methoden vollumfänglich zu beschreiben, hierfür wird auf die umfangreiche Spezialliteratur sowie auf die einschlägigen Prüfvorschriften und Normen verwiesen.

Freiberg, September 2014

*Horst Biermann, Lutz Krüger*

## Beitragsautoren

### ***S. Ackermann***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

### ***C.G. Aneziris***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Keramik, Glas- und  
Baustofftechnik  
Agricolastr. 17  
09599 Freiberg  
Deutschland

### ***H. Berek***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Keramik, Glas- und  
Baustofftechnik  
Agricolastr. 17  
09599 Freiberg  
Deutschland

### ***H. Biermann***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

### ***D. Ehinger***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

### ***R. Franke***

IMA Materialforschung und  
Anwendungstechnik GmbH  
Wilhelmine-Reichard-Ring 4  
01109 Dresden  
Deutschland

### ***M. Göken***

Friedrich-Alexander-Universität  
Erlangen-Nürnberg  
Dept. Werkstoffwissenschaften  
Lehrstuhl I Allgemeine  
Werkstoffeigenschaften  
Martensstr. 5  
91058 Erlangen  
Deutschland

### ***S. Henkel***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***S. Henschel***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***J. Hubálková***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Keramik, Glas- und  
Baustofftechnik  
Agricolastr. 17  
09599 Freiberg  
Deutschland

***R. Kolmorgen***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***D. Krewerth***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***L. Krüger***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***D. Kulawinski***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***M. Mandel***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***D. Rafaja***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstoffwissenschaft  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***P. Trubitz***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

***A. Weidner***

TU Bergakademie Freiberg  
Institut für Werkstofftechnik  
Gustav-Zeuner-Str. 5  
09599 Freiberg  
Deutschland

## 1

## Bruchmechanisches Verhalten unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung

L. Krüger, P. Trubitz und S. Henschel

## 1.1

### Einleitung

Im allgemeinen Maschinenbau werden Konstruktionen zunächst nach klassischen Festigkeitskriterien ausgelegt. Abbildung 1.1 zeigt an einer auf Zug beanspruchten Komponente, dass in einer Beanspruchungsanalyse die wirkenden Spannungen (Beanspruchung: vorhandene Spannung  $\sigma_{\text{vorh}}$ ) ermittelt werden. Durch die experimentell zu bestimmenden Werkstoffkennwerte wird die Beanspruchbarkeit (zulässige Spannung  $\sigma_{\text{zul}}$ ) charakterisiert. Für das gewählte Beispiel eines glatten, allmählich auf Zug beanspruchten Bauteils ergibt sich die Beanspruchungsgröße als  $\sigma_{\text{vorh}} = F/A$ .

Die Bewertung bezüglich der Sicherheit des Bauteils, sich nicht plastisch zu verformen oder zu brechen, erfolgt über einen Vergleich der Beanspruchungsgröße mit der experimentell zu ermittelnden Beanspruchbarkeit. Mit  $\sigma_{\text{vorh}} \leq \sigma_{\text{zul}}$  ist der Festigkeitsnachweis erbracht.

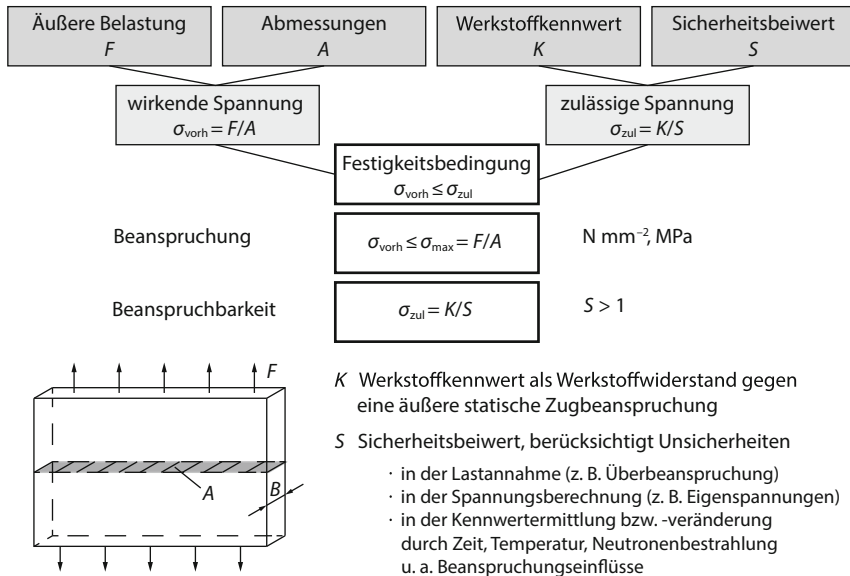
Sind plastische Verformungen (Bauteildeformationen) unzulässig, dienen die Streckgrenze  $R_e$  oder die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  als Werkstoffkennwert. Ist eine plastische Verformung zulässig und nur der Bruch des Bauteils auszuschließen, wird die Zugfestigkeit  $R_m$  herangezogen.

In der Praxis kann es jedoch zur Abweichung von den im Beispiel dargestellten idealisierten Beanspruchungsbedingungen kommen.

Lokale Überlastungen durch

- Fehler in der Lastannahme,
- Eigenspannungen,
- stoß- bzw. schlagartige Beanspruchungen oder
- Kerben und Risse

sind oft nicht auszuschließen. In der Folge kann die vorhandene Spannung deutlich höher als zunächst angenommen sein, wenn sich beispielsweise Last- und Ei-



**Abb. 1.1** Ablaufschema für die Festigkeitsberechnung am Beispiel einer quasistatisch zugbeanspruchten Komponente.

genspannungen überlagern. Weiterhin können Spannungsspitzen existieren, welche die berechneten und als homogen angenommenen vorhandenen Spannungen deutlich übersteigen.

Die im Nennspannungsnachweis übliche Forderung nach einem homogenen beanspruchten Querschnitt stimmt weiterhin oft nicht mit der Realität überein. In Bauteilen treten u. a. Lunker, Poren, Einschlüsse, Seigerungen oder Risse auf. Die Risse können durch die Fertigung (z. B. Schweiß-, Härte-, Schleif- oder Warmrisse) oder betriebsbedingt (z. B. Ermüdung oder Korrosion) entstehen. Dadurch erhöht sich die Kerbwirkung und es treten Spannungsspitzen auf. Die Frage ist, wie der Werkstoff auf diese Überbeanspruchungen reagiert.

Eine besondere Gefahr für das Bauteil geht von Sprödbrüchen aus. Durch die Behinderung der Werkstoffplastifizierung ist der Abbau der Spannungskonzentrationen durch plastische Verformung stark eingeschränkt. Es treten meist verformungsarme Trennbrüche auf. Die instabile Rissausbreitung findet in Bruchteilen von Sekunden statt. In Tab. 1.1 sind Einflussgrößen, deren Wirkung und entsprechende Werkstoffaspekte zusammengefasst.

Der Bewertung der Zähigkeit kommt eine große Bedeutung zu. Unter Zähigkeit wird die Fähigkeit des Werkstoffes verstanden, unter sprödbruchfördernden Beanspruchungen des Bauteils die Überbeanspruchungen (Spannungsspitzen) durch örtliche plastische Verformung abzubauen.

Typische Prüfverfahren zur Bewertung der Zähigkeit kombinieren mehrere sprödbruchfördernde Bedingungen. Dementsprechend werden für das *Übergangstemperaturkonzept* im Kerbschlagbiegeversuch (engl. Charpy pendulum

Tab. 1.1 Sprödbbruchfördernde Bedingungen.

Einflussgrößen	Wirkungsweise	Werkstoffaspekte
Konstruktive Gestaltung	Dehnungsbehinderung (engl. constraint) durch Kerben oder große Bauteilquerschnitte (mehrachsiger Spannungszustand)	Streckgrenze $R_e$ ↑ bzw. 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ ↑
Fertigung	Oberflächenfehler und Anrisse durch Schweißen, Härten, Schleifen, Ausbildung komplexer Eigenspannungszustände	Kerbwirkung ↑
Beanspruchungsbedingungen	schlagartige Krafteinwirkung, mehrachsiger Spannungszustand	Streckgrenze $R_e$ ↑ bzw. 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ ↑
Umgebungsbedingungen	tiefe Temperaturen, Spannungsrisskorrosion, Neutronenversprödung	$T \downarrow \rightarrow R_e \uparrow$ bzw. $R_{p0,2} \uparrow$ , Kerbwirkung ↑, Elektrolytwirkung
Werkstoffgefüge	Grobkorn, Ausscheidungen an Korngrenzen, Alterung, Verunreinigungen, nichtmetallische Einschlüsse	Verformbarkeit ↓

impact test) [1] zur Bestimmung der Übergangstemperatur  $T_t$  (Temperatur beim Übergang vom (duktilen) Verformungsbruch zum Sprödbbruch; früher als  $T_{\dot{U}}$  bezeichnet) mehrere gekerbte Proben bei unterschiedlichen Prüftemperaturen schlagartig beansprucht und die verbrauchte Schlagenergie (z. B.  $KV$ ,  $KU$ ) bestimmt. Kennwerte des Kerbschlagbiegeversuchs sind Bestandteil sehr vieler Normen bzw. Materialdatenblätter. Sie dienen für bestimmte Werkstoffzustände als Qualitätskriterium, welche sich im praktischen Einsatzfall bereits bewährt haben. Der entscheidende Nachteil dieses Prüfverfahrens ist, dass die Kennwerte (z. B.  $KV$ ,  $KV$ - $T$ -Kurve,  $T_t$ ) nicht zur Bauteilauslegung herangezogen werden können, da alle Ergebnisse nur für die jeweiligen Prüfbedingungen (Probengröße, Beanspruchungsgeschwindigkeit, Kerbung, Temperatur) gültig sind.

Mit der Einführung des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs [2] erhält man über die globale Energiebetrachtung hinausgehend detailliertere Informationen zum Versagenshergang. Aus dem gemessenen Kraft-Durchbiegungs-Verlauf lassen sich charakteristische Werte für das Verformungs- und Schädigungsverhalten (z. B. die Fließkraft  $F_{gy}$ , die Kräfte für die Initiierung  $F_{iu}$  und Arretierung  $F_a$  des Spaltbruches) entnehmen (Abb. 1.2). Wie schon beim nicht instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch sind diese Kennwerte nicht zur Bauteilauslegung geeignet.

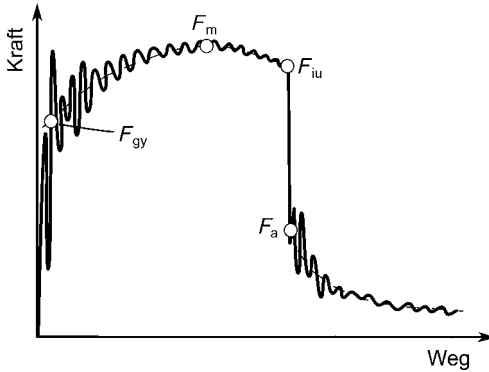


Abb. 1.2 Kraft-Durchbiegungs-Kurve (schematisch) und kennzeichnende Kräfte des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs.

Um die Übertragbarkeit der Ergebnisse einer dynamischen Beanspruchung auf Bauteile zu ermöglichen, werden im *Grenztemperaturkonzept* Proben in Bauteildicke mit scharfen Kerben verwendet. Durch die Analyse des temperaturabhängigen Verhaltens werden Grenztemperaturen (z. B. gegen *Risseinleitung/-auslösung* bzw. *Rissauffang*, s. Tab. 1.2) ermittelt. Weit verbreitet ist u. a. der Fallgewichtsversuch nach Batelle (engl. drop weight tear test, DWTT) [3], bei dem eine Risseinleitungstemperatur  $T_i$  ( $i$  = Initiierung) ermittelt wird. Aus dem Bruchbild der gekerbten Biegeprobe (Dicke 8–20 mm) wird die (Grenz)Temperatur  $T_{50\%}^G$  oder  $T_{85\%}^G$  ermittelt, bei welcher der nichtkristalline Bruchanteil 50 % bzw. 85 % beträgt.

Prüfverfahren basierend auf dem Rissauffangkonzept (z. B. Fallgewichtsversuch nach Pellini sowie Robertson-Test) dienen der Ermittlung einer Grenztemperatur, bei der ein sich instabil ausbreitender Riss gestoppt wird. Im Fallgewichtsversuch nach Pellini (engl. drop weight test, DWT) [4, 5] wird eine 13–25 mm dicke Drei-Punkt-Biegeprobe schlagartig bis zur 0,2 %-Dehngrenze durchgebogen. Auf der Zugseite befindet sich eine gekerbte spröde Einlagenschweißraupe, in der unter schlagartiger Belastung ein Spröbruch ausgelöst wird. Als Grenztemperatur (engl. nil-ductility transition temperature, NDT-Temperatur) gilt die Prüftemperatur, bei der die Probe den sich instabil ausbreitenden Riss nicht auffangen konnte, während bei zwei weiteren Proben und um 5 K höherer Prüftemperatur in beiden Fällen der Riss aufgefangen wird. Die NDT-Temperatur kann über die Temperaturabhängigkeit der im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch bestimmten Rissauffangkraft  $F_a$  abgeschätzt werden [6, 7].

In einer Variante des Robertson-Versuches [8–10] wird ausgehend von einem unterkühlten Bereich ein instabil wachsender Riss in einer unter Zugspannung stehenden Platte ausgelöst. Da die Gegenseite der Platte erwärmt ist, läuft der Riss in Bereiche mit zunehmender Plastizität. Es wird die Temperatur (Crack Arrest Temperature, CAT) ermittelt, bei welcher der Riss gestoppt wird.

Die Grenztemperaturen dienen zur Abschätzung einer minimalen Einsatztemperatur rissfreier Bauteile. Es kann jedoch keine Auslegung von Bauteilen mit

Tab. 1.2 Varianten des Grenztemperaturkonzepts.

Rissauslöskonzept	Rissauffangkzept
Bewertung der Sprödbrechtsicherheit durch Vermeidung der instabilen Rissausbreitung	Vermögen des Werkstoffes, einen sich mit hoher Geschwindigkeit im Bauteil instabil ausbreitenden Riss vor der Zerstörung aufzufangen
<i>DWTT (Drop Weight Tear Test)</i>	<i>DWT (Drop Weight Test, Pellini-Versuch)</i>
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Grenztemperaturen <math>T_{50\%}^G, T_{85\%}^G</math></li> <li>• Bewertung des Rissausbreitungswiderstandes von Grobblechen, Schmiedestücken und Schweißverbindungen</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Nil-Ductility Transition (NDT)-Temperatur</li> </ul>
	<i>Robertson-Test</i>
	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Crack Arrest Temperature (CAT) (Rissauffangtemperatur)</li> </ul>

rissartigen Fehlern bei dynamischer Beanspruchung durchgeführt werden. Diese Zielstellung verfolgt die Bruchmechanik bei dynamischer Beanspruchung.

Sowohl das Übergangs- als auch das Grenztemperaturkonzept erlauben keine Bauteilauslegung, da Bruchvorgänge festigkeits- und zähigkeitskontrolliert ablaufen.

Während die klassische Vorgehensweise des Festigkeitsnachweises den tragenden Querschnitt als homogen (d. h. fehlerfrei ohne Poren, Lunker, Risse etc.) annimmt, treten in der Praxis Fehler in Form von Rissen bzw. rissähnlichen Spannungskonzentrationsstellen (engl. stress raisers) auf, welche oftmals den Ausgangspunkt für das Werkstoff- bzw. Bauteilversagen darstellen.

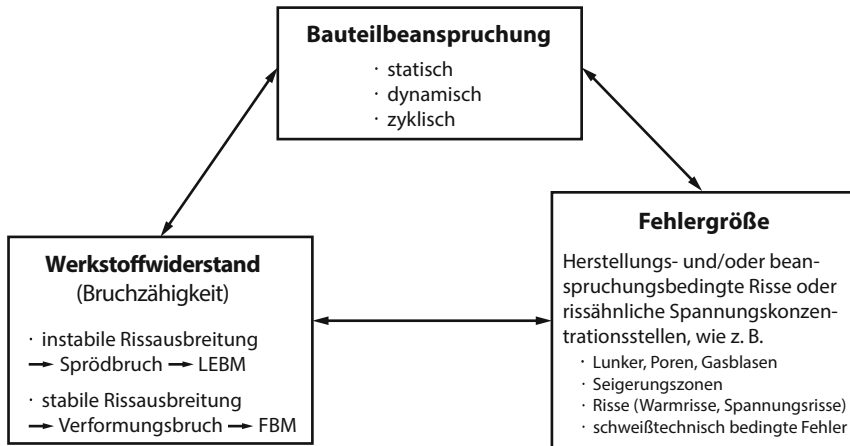
Diese Fehler können bereits bei der Fertigung entstehen, werden jedoch nicht gefunden, da sie in der Fehlergröße unterhalb der Nachweisgrenze der zerstörungsfreien Prüfverfahren liegen. Eine weitere Möglichkeit ist, dass sich rissartige Defektstellen erst während der Verwendung des Bauteils unter Wirkung korrosiver, thermischer und/oder zyklischer Beanspruchungen bilden.

Durch die Bruchmechanik soll die Bruchsicherheit von Bauteilen (Bauteilintegrität) unter Einbeziehung von Rissen oder rissähnlichen Spannungskonzentrationsstellen gewährleistet werden (Abb. 1.3).

Es besteht ein quantitativer Zusammenhang zwischen

- der Belastung des Bauteils bzw. der Bauteilbeanspruchung,
- der Größe eines Risses oder einer rissartigen Spannungskonzentrationsstelle und
- der Werkstoffkenngröße, definiert als Werkstoffwiderstand gegen Risseinleitung oder Rissausbreitung.

Die Bewertung des Werkstoffwiderstandes gegen Risseinleitung bzw. Rissinitiierung und Rissausbreitung kann unter statischer, dynamischer (schlagartiger) und zyklischer Beanspruchung erfolgen. Das Vermögen des Werkstoffes, einen



**Abb. 1.3** Prinzip des bruchmechanischen Sicherheitskonzeptes. „Das bruchmechanische Dreieck“, LEBM – linear-elastische Bruchmechanik, FBM – Fließbruchmechanik (modifiziert nach [11]).

Riss aufzufangen (auch Rissarretierung, engl. crack arrest), kann unter statischen und dynamischen Beanspruchungen geprüft werden.

Dadurch eröffnen sich für die Bruchmechanik die folgenden Anwendungsgebiete:

- Bruchmechanische Bauteilauslegung unter Einbeziehung zulässiger, nicht vermeidbarer Rissgrößen oder rissähnlicher Spannungskonzentrationsstellen. Die zulässige Spannung  $\sigma_{zul}$  wird über die Bruchzähigkeit bestimmt.
- Bruchmechanische Nachrechnung konventionell ausgelegter Bauteile. Bewertung der Bruchsicherheit und Lebensdauer bei Annahme möglicher Risse oder rissartiger Spannungskonzentrationsstellen. Die sichere, d. h. zulässige Fehlergröße  $a_{zul}$  wird ermittelt.
- Analyse von Schadensfällen und Ableitung von Maßnahmen für die zukünftige Schadensverhütung.
- Werkstoffentwicklung und -optimierung.

## 1.2

### Grundlagen

In Abhängigkeit von dem Vermögen des Werkstoffes, lokale Spannungsüberhöhungen durch plastische Verformungen abbauen zu können und der Größe der sich ausbildenden plastischen Zone in der Umgebung der Risspitze existieren unterschiedliche Konzepte der Bruchmechanik. Üblicherweise wird in die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM), die LEBM mit Kleinbereichsfließen und die Fließbruchmechanik (FBM) unterschieden. Bei Versagen eines rissbehafteten

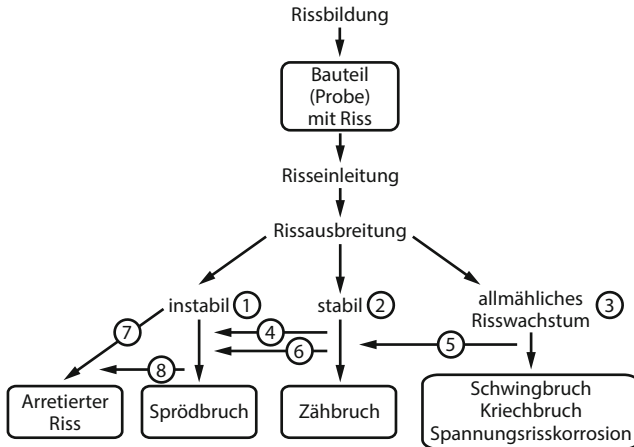


Abb. 1.4 Möglichkeiten der Rissausbreitung (nach [10]).

Bauteils durch plastische Instabilität kann die Bruchsicherheit mithilfe der plastischen Grenzlast abgeschätzt werden. Weitere Konzepte beschreiben den Rissfortschritt aufgrund zyklischer, thermischer und/oder korrosiver Beanspruchung. In der Bruchdynamik werden Beanspruchungssituationen, in denen Risse bei sehr hohen Belastungsraten initiiert werden, sowie das Ausbreitungs- und das Aufgangeverhalten schnell wachsender Risse betrachtet.

In Abb. 1.4 sind unterschiedliche Möglichkeiten der Rissausbreitung und sich ergebende Versagenswege schematisch dargestellt [10]. Neben den drei Grundvarianten des instabilen ①, stabilen ② und allmählichen ③ Risswachstums sind auch Wechsel im Rissausbreitungsmechanismus möglich.

Beispielsweise kann ein sich zunächst stabil ausbreitender Riss beim Erreichen einer kritischen Rissgröße in die instabile Rissausbreitung und schließlich in den finalen Sprödbbruch übergehen (②-④-①). In einem anderen Fall wird der sich zwischenzeitlich instabil ausbreitende Riss aufgefangen bzw. arretiert (②-④-①-⑧).

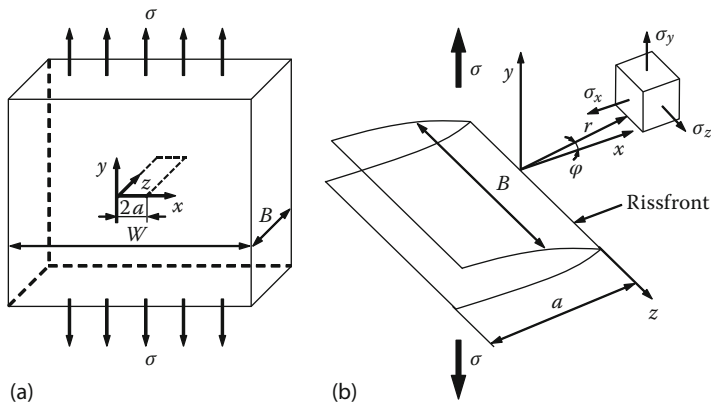
### 1.2.1

#### Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik

In der *linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM)* stehen zwei Konzepte zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens vor der Risspitze zur Verfügung:

- Spannungsverteilung vor der Risspitze (Spannungsintensitätskonzept) und
- Energiebilanz bei der Rissausbreitung (Energiekonzept).

Zur bruchmechanischen Bewertung hochfester und dabei relativ spröder Konstruktionswerkstoffe hat sich in der Praxis das Spannungsintensitätskonzept, auch *K*-Konzept genannt, durchgesetzt, welches nachfolgend näher erläutert wird.



**Abb. 1.5** Innenriss im Zugspannungsfeld gemäß dem Rissmodell von Griffith. (a) Unendlich ausgedehnte Platte mit durchgehendem Mittelriss; (b) Volumenelement mit Spannungskomponenten an der Risspitze (modifiziert nach [10]).

**Tab. 1.3** Einfluss der Proben- bzw. Bauteildicke  $B$  auf die Spannungs- und Dehnungsverteilung vor der Risspitze.

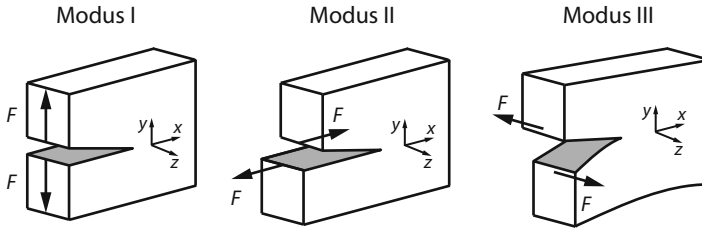
$B \uparrow$ : Ebener Dehnungszustand (EDZ)	$B \downarrow$ : Ebener Spannungszustand (ESZ)
$\varepsilon_z = 0$ , $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ ( $\nu$ – Poisson'sche Konstante)	$\sigma_z = 0$ , $\varepsilon_z = -\nu/(E(\sigma_x + \sigma_y))$ , ( $E$ – Elastizitätsmodul) Williams-Irwin-Gleichung [12]: bei $\varphi = 0$ : $\sigma_x = \sigma_y = \sigma\sqrt{\pi a}/\sqrt{2\pi r}$

Die Ausbildung eines mehrachsigen Spannungszustandes vor der Risspitze in einer zugbeanspruchten Platte wird von der Verformungsbehinderung in  $z$ -Richtung in Abhängigkeit von der Plattendicke bzw. Bauteildicke  $B$  bestimmt (Abb. 1.5).

In dünnen Platten bzw. dünnwandigen Bauteilen wird die Dehnung in  $z$ -Richtung nicht oder nur geringfügig behindert. Es wirkt der ebene Spannungszustand (ESZ).

In dicken Platten bzw. dickwandigen Bauteilen wird die Dehnung in  $z$ -Richtung behindert und ein dreiachsiger Spannungszustand erzeugt. Folglich liegt der ebene Dehnungszustand (EDZ) vor (Tab. 1.3). Der Betrag von  $\sigma_z$  hängt von der Verformungsbehinderung in  $z$ -Richtung ab.

Für einen homogenen, isotropen und gleichmäßig zugbeanspruchten Körper, welcher einen durchgehenden Innenriss der Länge  $2a$  aufweist (Abb. 1.5), wird das an der Risspitze vorhandene Spannungsfeld unter den Voraussetzungen eines linear-elastischen Werkstoffverhaltens und  $r \ll a < B$ ,  $W$  mit der von Wes-



**Abb. 1.6** Drei grundlegende Beanspruchungsarten eines Risses (Rissöffnungsmodi): Modus I (einfache Rissöffnung), Modus II (Längsscherung), Modus III (Querscherrung) (modifiziert nach [10]).

tergaard [13] vorgeschlagenen Spannungsfunktion beschrieben:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\varphi) . \quad (1.1)$$

$\sigma_{ij}$  sind die Spannungen in einem durch die Polarkoordinaten  $r$  und  $\varphi$  festgelegten Volumenelement vor der Risspitze. Demzufolge steigen die Spannungen mit Annäherung an die Risspitze proportional zu  $r^{-1/2}$  an und erreichen für den Fall  $r \rightarrow 0$  einen unendlich hohen Wert (= Singularität des Spannungszustandes). Die Abhängigkeit von  $\varphi$  wird durch die dimensionslosen Funktionen  $f_{ij}$  wiedergegeben.

Nach Irwin [14] liegt für eine im Vergleich zur Rissgröße unendlich große Platte mit elastischem Werkstoffverhalten Spröbruchgefahr vor, wenn ein kritischer Wert erreicht bzw. überschritten wird. Darauf basierend wird der Betrag der Spannungskomponenten  $\sigma_x$  und  $\sigma_y$  vor der Risspitze durch den *Spannungsintensitätsfaktor*  $K$  beschrieben:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} . \quad (1.2)$$

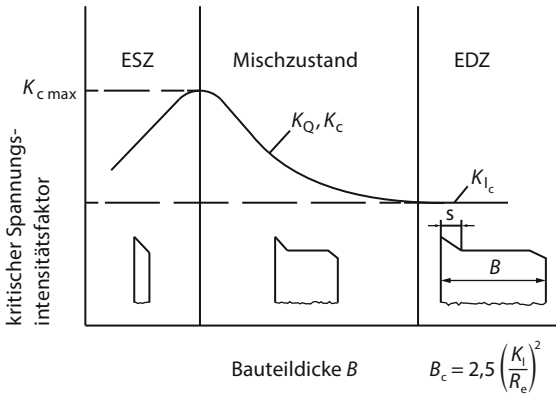
Bestimmt von der Lage des Risses zur Beanspruchungsrichtung und der möglichen Relativbewegung der Rissoberflächen werden drei Rissöffnungsmodi bzw. die Spannungsintensitätsfaktoren  $K_I$ ,  $K_{II}$  und  $K_{III}$  unterschieden (Abb. 1.6).

*Modus I* stellt die häufigste Beanspruchungsart dar. Er umfasst alle Normalbeanspruchungen, welche ein symmetrisches Öffnen des Risses bewirken. Es ist zudem der gefährlichste Versagensfall, sodass in der Praxis oft zunächst das Risswiderstandsverhalten unter diesen Bedingungen untersucht wird. Treten die grundlegenden Rissbeanspruchungsarten in Kombination auf, so wird dies mit *Mixed-Mode-Beanspruchung* bezeichnet.

Für *endlich ausgedehnte* Platten bzw. Bauteilgeometrien, die dem Rissöffnungsmodus I unterliegen, berechnet sich der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  wie folgt:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f . \quad (1.3)$$

$K_I$  ist die bruchmechanische Beanspruchungsgröße, welche die Beanspruchung des Werkstoffes vor der Risspitze charakterisiert.  $\sigma$  und  $a$  charakterisieren die



**Abb. 1.7** Einfluss der Platten- bzw. Bauteildicke  $B$  auf den kritischen Spannungsintensitätsfaktor  $K_c$  für den Rissöffnungsmodus I, schematische Veränderung des Versagensbildes in Abhängigkeit von  $B$  mit Übergang vom Scherbruch (ESZ) zum Normalspannungsbruch (EDZ);  $s$  kennzeichnet die Breite der Scherlippen (modifiziert nach [10]).

wirkende Spannung, bezogen auf den ungeschwächten Querschnitt sowie die Risslänge. Der Geometriefaktor  $f$  ist eine Korrekturfunktion und berücksichtigt die Rissform, die Rissart sowie die Bauteilgeometrie (abhängig vom  $(a/W)$ -Verhältnis).

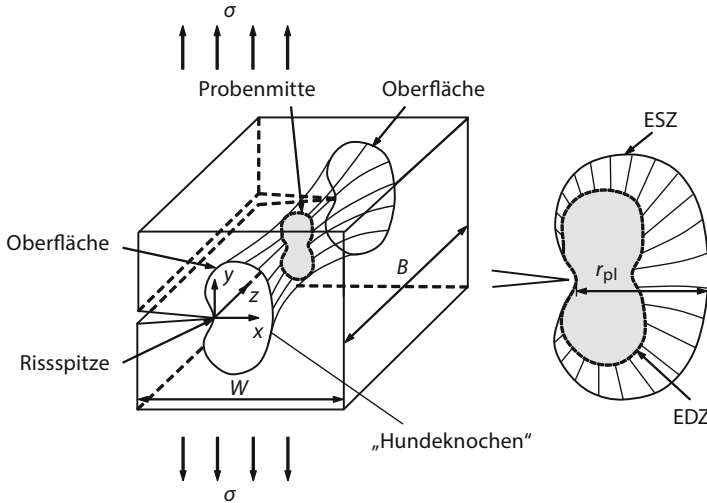
Die  $K$ -Faktoren sind abhängig von der Rissöffnungsart und können mithilfe von elastizitätstheoretischen und numerischen Verfahren sowie experimentellen Methoden ermittelt werden. Eine Zusammenfassung von  $K$ -Lösungen für zahlreiche Beanspruchungssituationen wird in Nachschlagewerken gegeben [15, 16].

Zur Bewertung der Sicherheit gegen Bruch eines mechanisch beanspruchten, rissbehafteten Bauteils wird die berechnete Beanspruchungsgröße  $K_I$  mit dem experimentell bestimmten bruchmechanischen Werkstoffkennwert  $K_{Ic}$  (auch als kritischer Spannungsintensitätsfaktor oder Bruchzähigkeit bezeichnet) verglichen:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f \begin{cases} \geq K_{Ic} & \rightarrow \text{Sprödbruch} \\ < K_{Ic} & \rightarrow \text{Sprödbruchsicherheit bei statischer Beanspruchung.} \end{cases} \quad (1.4)$$

Die Bruchzähigkeit  $K_Q$  bzw.  $K_c$  ist im  $K$ -Konzept bei Wirkung des ebenen Spannungszustandes (ESZ) oder bei Mischzuständen aus ESZ und ebenem Dehnungszustand (EDZ) von der Platten- bzw. Bauteildicke  $B$  abhängig (Abb. 1.7). Erst beim Erreichen bzw. Überschreiten einer vom Werkstoff abhängigen Mindestbauteildicke  $B_c$  stellt sich der untere Grenzwert  $K_{Ic}$  (geometrieunabhängig) ein und die Bedingungen des EDZ sind erfüllt.

Für zahlreiche hochfeste und dennoch duktile Werkstoffe, wie sie im Kraftwerks-, Stahl- und Maschinenbau eingesetzt werden, findet vor der beanspruchten Risspitze Kleinbereichsfließen (engl. small scale yielding) statt. Die Größe der plastischen Zone  $r_{pl}$  bildet sich über die Plattendicke  $B$  aufgrund der Wirkung



**Abb. 1.8** Modell der plastischen Zone beim Kleinbereichsfließen in einem dickwandigen Bauteil (modifiziert nach [17, 18]).

des ebenen Spannungszustandes (ESZ) an der Oberfläche und des ebenen Dehnungszustandes (EDZ) in der Probenmitte aus. Folglich ähnelt die Form der plastischen Zone einem „Hundeknochen“, beschrieben durch das gleichnamige „Dog-bone-model“ (Abb. 1.8). 3D-FEM-Berechnungen haben jedoch gezeigt, dass die tatsächliche Form und Größe der plastischen Zone von dieser Modellvorstellung abweichen [10].

Mit Kenntnis der Streckgrenze  $R_e$  bzw. der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und der Poisson'schen Konstante  $\nu$  des Werkstoffes lässt sich die Größe der plastischen Zone im Ligament abschätzen [10]:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad (1.5)$$

für den ebenen Spannungszustand (ESZ) und

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{R_e} \right)^2 \cdot (1 - 2\nu)^2 \quad (1.6)$$

für den ebenen Dehnungszustand (EDZ).

Demnach ergibt sich die effektive Risslänge  $a_{eff}$  aus der Ausgangsrisslänge  $a_0$  und dem Radius der plastischen Zone  $r_{pl}$ :

$$a_{eff} = a_0 + r_{pl} \quad (1.7)$$

Unter der Voraussetzung, dass die plastische Zone im Vergleich zu den Bauteildimensionen deutlich kleiner ist (d. h.  $r_{pl} \ll W, B$ ), berechnet sich der effektive Spannungsintensitätsfaktor im Rissöffnungsmodus I,  $K_{I,eff}$ , wie folgt:

$$K_{I,eff} = \sigma \sqrt{\pi a_{eff}} \cdot f \left( \frac{a_{eff}}{W} \right) \quad (1.8)$$



Das duktile Werkstoffverhalten und die ablaufenden Schädigungsmechanismen werden in den fließbruchmechanischen Konzepten *CTOD*- und *J-Integral-Konzept* sowie bei der entsprechenden Kennwertbestimmung berücksichtigt.

Das von Wells [19] entwickelte *CTOD* (engl. crack tip opening displacement)-Konzept definiert eine Risspitzenöffnung  $\delta$  nach dem Dugdale-Modell:

$$\delta = \frac{8R_e a}{\pi E} \ln \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2 R_e} \right) \quad (1.9)$$

mit der Streckgrenze  $R_e$ .

Approximiert nach  $\sigma/R_e < 0,6$  gilt

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{ER_e} . \quad (1.10)$$

Das Bruchsicherheitskriterium ist erfüllt, wenn  $\delta_{\text{Bauteil}} < \delta_c$  gilt.  $\delta_c$  ist der experimentell zu ermittelnde Werkstoffwiderstand und entspricht dem Beginn der stabilen Rissausbreitung bei duktilem Werkstoffverhalten.  $\delta_c$  wird auch als kritische Risspitzenöffnung bezeichnet.

Zur Erweiterung der Fließbruchmechanik und zur Abbildung eines nichtlinear-elastischen Werkstoffverhaltens führten Cherepanov [20] und Rice [21] das energiebasierte *J-Integral-Konzept* ein. Das *J-Integral* dient analog zum Spannungsintensitätsfaktor  $K$  der linear-elastischen Bruchmechanik als wesentlicher Kennwert zur Beschreibung des Spannungs- und Verschiebungsfeldes an der Risspitze. Diese Beschreibung erfolgt weitgehend unabhängig vom Integrationsweg, sodass auch größere Fließbereiche vor der Risspitze betrachtet werden können. Das *J-Integral* charakterisiert dabei die Änderung der potenziellen Energie bzw. Formänderungsenergie  $dU$  vor der sich bildenden Rissfläche  $dA = B \cdot da$  [22] bzw. vereinfacht bei einer Rissverlängerung  $da$  [21] (engl. strain energy).

$$J = -\frac{dU}{dA} = -\frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (1.11)$$

Nach Rice, Paris und Merkle [23] gilt als Näherungslösung:

$$J = \eta \frac{U}{B(W - a_0)} . \quad (1.12)$$

$\eta$  ist von der Probengeometrie und der Belastungsart abhängig.

Da die Vorgänge in Umgebung der plastischen Zone nun von einer *J*-dominanten Region bestimmt werden, lautet das Bruchsicherheitskriterium  $J_{\text{Bauteil}} < J_c$ . Hierbei charakterisiert  $J_c$  den experimentell zu ermittelnden Werkstoffwiderstand gegen Risseinleitung bzw. den Beginn der stabilen Rissausbreitung bei duktilem Werkstoffverhalten.

Ausgehend von einer kleinen plastischen Zone um die Risspitze und einer reinen Modus I-Banspruchung gelten die Zusammenhänge [10]:

$$J_I = \frac{K_I^2}{E} \quad (1.13)$$

für den ESZ und

$$J_I = \frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (1.14)$$

für den EDZ.

### 1.2.3

#### Bruchzähigkeitsverhalten im spröd-duktilen Übergangsbereich – das Master-Curve-Konzept

Für Stähle mit kubisch-raumzentriertem Gittertyp ist ein ausgeprägtes Übergangverhalten der Kerbschlagarbeit und der Bruchzähigkeit mit der Prüftemperatur bekannt. In der Tieflage findet spaltflächige Rissausbreitung und in der Hochlage duktile Rissausbreitung statt. Im unteren spröd-duktilen Übergangsbereich versagt der Werkstoff nach unterschiedlichen Beträgen der Plastifizierung des Ligamentes ( $W - a_0$ ). Im oberen Übergangsbereich wirken beide Bruchmechanismen. Zunächst bildet sich eine plastische Zone aus und nach einer duktilen Rissinitiierung sowie stabilem Rissfortschritt setzt der instabile Spaltbruch ein. Dieser Übergangsbereich ist durch eine deutlich höhere Streuung der Zähigkeitskennwerte gekennzeichnet.

In der Tieflage tritt Spaltbruch auf und die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  des Werkstoffes wird üblicherweise nach entsprechenden Prüfnormen wie z. B. der ASTM E399 [24] bestimmt. Die Einleitung der spaltflächigen Rissausbreitung ist ein spannungskontrollierter Prozess. Lokale Spannungen und Dehnungen führen zu einem Aufstau von Versetzungen an Korngrenzen oder Karbiden, sodass sich ein gebildeter Mikroriss mit hoher Geschwindigkeit ausbreitet. Weiterhin wird in der Tieflage der Spaltbruch an *mehreren* Schwachstellen des Gefüges initiiert. Mit zunehmender Temperatur sind größere, *einzelne* Schwachstellen im Werkstoff für die Auslösung eines Spaltbruches notwendig [25] (Abb. 1.10).

Da technische Werkstoffe immer Gefügeinhomogenitäten aufweisen, werden die Initiierung des Spaltbruches und der makroskopische Sprödbbruch als statistischer Prozess betrachtet, der aus einem *Weakest-Link-Modell* und einem statisti-

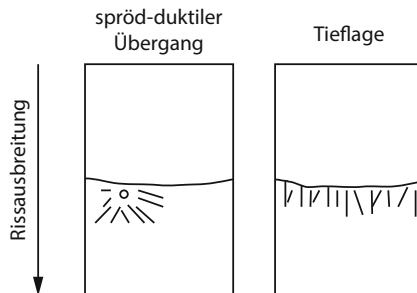


Abb. 1.10 Typische Bruchflächen von angerissenen Proben mit Unterschieden im Bruchverhalten (modifiziert nach [25]).