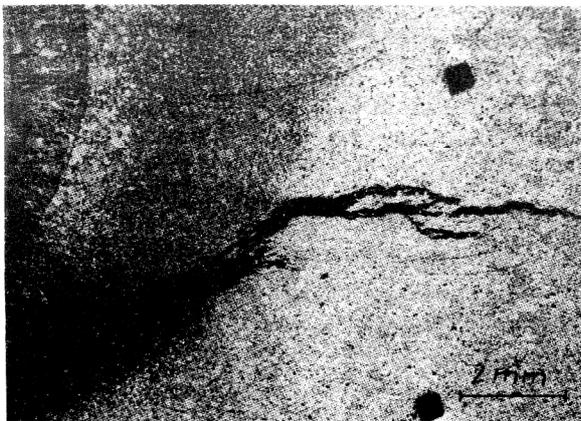


# Anwendung des Parameters $J^*$ zur Charakterisierung des Kriechrißwachstums

Doris Regener, Horst Blumenauer

## 1. Einleitung

Die Lebensdauer eines bei erhöhten Temperaturen statisch beanspruchten Bauteils wird von den im Werkstoff ablaufenden Kriechprozessen bestimmt. Abhängig von der Höhe bzw. Verteilung der mechanischen und thermischen Beanspruchungen können die Auswirkungen des Kriechens jedoch recht unterschiedlich sein. Bei einer annähernd homogenen Spannungsverteilung entstehen in der Regel nach vorangehenden Gefügeveränderungen Hohlräume an den Korngrenzen, die zu mehr oder weniger gleichmäßig über den Querschnitt verteilten Mikrorissen zusammenwachsen. Lokale Spannungskonzentrationen, deren Ursachen werkstoff-, herstellungs-, konstruktions- bzw. beanspruchungsbedingt sein können, führen dagegen häufig zur Einleitung und zum Wachstum eines makroskopischen Einzelrisses (Bild 1).



**Bild 1**  
Makroskopischer Riß im Stahl 12Ch1MF nach einer Zeitstandbeanspruchung bei 550 °C  
(Ausgangspunkt des Risses war die Wärmeeinflußzone einer Schweißnaht)

Während im erstgenannten Beanspruchungsfall die Kennwerte des konventionellen Zeitstandversuchs noch eine hinreichende Sicherheit gegen Bruch oder unzulässige Verformung bieten, muß im zweiten Fall eine bruchmechanische Bewertung darüber entscheiden, ob der sich allmählich vergrößernde Riß toleriert bzw. für welche Betriebsdauer er im Bauteil belassen werden kann.

Voraussetzung für eine bruchmechanische Risikoanalyse oder Restlebensdauerabschätzung ist die Erfassung des Rißwachstums in Abhängigkeit von einem Beanspruchungsparameter, der einen eindeutigen Zusammenhang mit den Spannungen bzw. Dehnungen in der Umgebung

der Rißspitze aufweist. Dieser Parameter muß in der Lage sein, das Rißwachstum geometrieunabhängig zu beschreiben, um die Bewertung von Bauteilen anhand der mit Laborproben gewonnenen Ergebnisse zu ermöglichen. Wie jedoch aus zahlreichen experimentellen Untersuchungen hervorgeht, ist es bisher noch nicht gelungen, einen Beanspruchungsparameter zu finden, der die Rißwachstumsgeschwindigkeiten über alle Kriechstadien korreliert. Die Ursache liegt vor allem darin, daß neben geometrischen Einflußfaktoren besonders werkstoff- und gefügebedingte Zähigkeitsunterschiede die Spannungsverhältnisse an der Rißspitze erheblich verändern können. Dieser Umstand tritt nicht nur beim Vergleich verschiedener Werkstoffe oder Bauteile hervor, sondern auch im Verlauf der langzeitigen Beanspruchung, bei der gleichzeitig oder nacheinander verschiedene Verformungsmechanismen wirksam werden. Deshalb haben alle bisher für das Kriechrißwachstum verwendeten Korrelationsparameter, wie Spannungsintensitätsfaktor  $K$ , Rißöffnungsverschiebung  $\delta$ , Nettoquerschnittsspannung  $\sigma_N$ , Referenzspannung  $\sigma_{ref}$  und Kriech-J-Integral  $J^*$ , nur einen beschränkten Gültigkeitsbereich. Die besten Ergebnisse wurden mit dem Spannungsintensitätsfaktor  $K$  bei kleinen und mit dem Kriech-J-Integral  $J^*$  bei großen Verformungen an der Rißspitze erzielt. Der Parameter  $J^*$  erscheint gut geeignet, um das Rißwachstum in den niedriglegierten warmfesten Stählen, die im großen Umfang in Kohle-Kraftwerken und Chemieanlagen zum Einsatz kommen, zu charakterisieren.

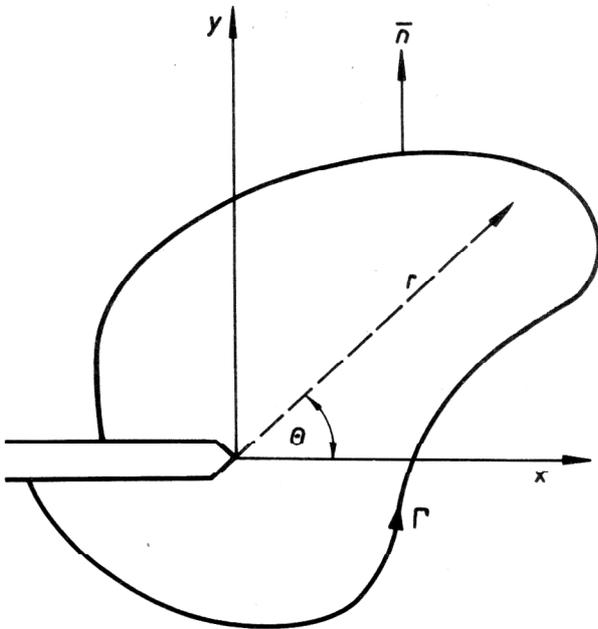
## 2. Definition des Kriech-J-Integrals

Das Kriech-J-Integral  $J^*$  stellt eine Modifikation des von Rice [1] eingeführten J-Integrals dar, wobei die Dehnungen und Verschiebungen durch ihre Geschwindigkeiten ersetzt werden. Für zweidimensionale, zeitabhängige Deformationsfelder ist das  $J^*$ -Integral (Bild 2) durch folgende Beziehung definiert [2]:

$$J^* = \int_{\Gamma} W^* dy - T_i \left( \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x} \right) ds \quad (1)$$

Hierin bedeuten  $x$  und  $y$  die Koordinaten normal und senkrecht zur Rißfront,  $r$  und  $\Theta$  die Polarkoordinaten,  $\Gamma$  der Integrationsweg um die Rißspitze bei positivem Umlaufsinn und  $ds$  ein Wegelement von  $\Gamma$ .  $W^*$  stellt die zeitliche Änderung der Formänderungsarbeit dar und ist durch

$$W^* = \int_0^{\dot{\epsilon}_{mn}} \sigma_{ij} \cdot d\dot{\epsilon}_{ij} \quad (2)$$



**Bild 2**  
Zur Definition des Kriech-J-Integrals  $J^*$

mit  $\sigma_{ij}$  als Spannungstensor und  $\dot{\epsilon}_{ij}$  als Tensor der Dehngeschwindigkeit gegeben.  $T_i$  sind die Komponenten der in Richtung der Normalen  $\bar{n}_j$  angreifenden Spannung  $\sigma_{ij}$  und  $\dot{u}_i$  ist der Vektor der Verschiebungsgeschwindigkeit längs des Integrationsweges.

Ebenso wie das J-Integral ist auch der Parameter  $J^*$  vom Integrationsweg unabhängig. Unter der Voraussetzung, daß die Kriechverformung des Werkstoffes einem Potenzgesetz der Form

$$\dot{\epsilon} = B_s \cdot \sigma^n \quad (3)$$

folgt, wobei  $B_s$  und  $n$  der Kriechkoeffizient bzw. -exponent unter stationären Bedingungen bedeuten, charakterisiert  $J^*$  das rißspitzennahe Spannungs- und Dehngeschwindigkeitsfeld.

### 3. Experimentelle Bestimmung des Kriech-J-Integrals

Die experimentelle Bestimmung des Kriech-J-Integrals  $J^*$  erfolgt in Analogie zum J-Integral auf der Grundlage der energetischen Interpretation [2]. Danach ergibt sich  $J^*$  als Differenz der Energiegeschwindigkeiten  $U^*$  zwischen zwei identisch belasteten Proben der Dicke  $B$  mit infinitesimal unterschiedlichen Rißlängen  $a$  oder als deren Differenz infolge einer geringfügigen Veränderung der Rißlänge in einer Probe:

$$J^* = -\frac{1}{B} \frac{dU^*}{da} \quad (4)$$

Die Größe  $U^*$  ist durch

$$U^* = \int_0^{\dot{v}} F \cdot d\dot{v} \quad (5)$$

gegeben. Sie entspricht der Arbeit, die durch die Last  $F$  für die Verschiebung  $v$  der Probe in Belastungslinie aufgewandt wird. Eine derartige Bestimmung erfordert mehrere Proben, wobei  $J^*$  aus Last-Zeit- und Rißlänge-Zeit-Diagrammen bei konstanter Verschiebungsgeschwin-

digkeit  $\dot{v}$  bzw. aus Verschiebungsgeschwindigkeit-Zeit- und Rißlänge-Zeit-Diagrammen bei konstanter Last  $F$  nach einem Datenreduktionsschema ermittelt wird.

Da diese sogenannte Mehrprobenmethode sehr aufwendig ist, wurden für verschiedene Probenformen Einproben-Näherungsbeziehungen abgeleitet. Im allgemeinen nehmen diese die Form

$$J^* = \sigma_N \cdot \dot{v} \cdot g \quad (6)$$

an. Unter Berücksichtigung der in der Funktion  $g$  enthaltenen Randbedingungen und Annahmen bezüglich des Verhältnisses Rißlänge/Probenbreite  $a/W$ , Spannungszustands, Werkstoffes und der Probengeometrie ergeben sich die in Tabelle 1 zusammengestellten Beziehungen. Neben den bereits bekannten Größen bedeuten  $B_n$  Restdicke einer Probe mit Seitenkerb,  $h$  Probenhöhe,  $r_K$  Radius der Rundprobe am Kerb,  $M$  Biegemoment,  $\Theta$  Winkelgeschwindigkeit,  $m$  Fließspannungsverhältnis einer angerissenen zu einer nicht angerissenen Probe und  $\alpha$  ein vom Kriechexponenten  $n$  abhängiger Faktor. Die Größen  $\beta$  und  $\gamma$  sind vom  $a/W$ -Verhältnis abhängige Funktionen, die in [12], [18] tabellarisch dargestellt sind. Die dimensionslosen Funktionen  $g_1$ ,  $g_2$  und  $g_3$  müssen im allgemeinen für jede Probenform sowie für den ebenen Dehnungs- bzw. Spannungszustand (EDZ bzw. ESZ) numerisch bestimmt werden. Unter der Annahme eines inkompressiblen, potenzgesetz-viskosen Materialverhaltens lassen sie sich jedoch auf die von Kumar, German und Shih [19], [20] tabellierten Funktionen  $h_1$ ,  $h_3$  und  $\eta$  zurückführen.

Wie aus Tabelle 1 ersichtlich ist, erfordert auch die Verwendung der einzelnen Näherungsbeziehungen einen nicht unerheblichen experimentellen Aufwand. Wird z. B. eine Versuchsdurchführung bei konstanter Last vorausgesetzt, so sind zur Ermittlung von  $J^*$  in jedem Fall die zeitlichen Veränderungen der Rißlänge, in den meisten Fällen außerdem die Verschiebungsgeschwindigkeiten zu messen. Diejenigen Näherungslösungen für  $J^*$ , die nur die zeitliche Veränderung der Rißlänge benötigen, berücksichtigen die unterschiedliche Verformungsfähigkeit des Werkstoffes dadurch, daß neben dem Kriechexponenten  $n$  auch der werkstoff- und temperaturabhängige Kriechkoeffizient für stationäres Kriechen  $B_s$  in die Berechnung der  $J^*$ -Werte eingeht. Ausnahmen bilden die Beziehungen (8) bis (12), in denen der den Kriechexponenten  $n$  enthaltene Term für den Fall großer  $n$ -Werte zu 1 angenähert worden ist. Das hat den Vorteil, daß auf die zeitaufwendige Bestimmung von  $n$  und  $B_s$  an ungekerbten Zugproben im herkömmlichen Kriech- oder Zeitstandversuch verzichtet werden kann. Das Fließspannungsverhältnis  $m$  für die Berechnung von  $J^*$  nach Gl. (11) und (12) ist für alle üblichen Probenformen in [21] angegeben. Für CT-Proben haben Harper und Ellison [10] die Größe  $m$  in Abhängigkeit von  $a/W$  sowohl für den ESZ als auch den EDZ graphisch dargestellt. Die Beziehung (19) findet gegenwärtig kaum Anwendung, da die Messung der Rißöffnungsverschiebung  $\delta$  gegenüber der Verschiebung in Richtung der Belastungslinie  $v$  bei erhöhten Temperaturen auf Schwierigkeiten stößt.

**Tabelle 1**  
Näherungsbeziehungen zur Berechnung des Parameters  $J^*$

| Bestimmungsgleichung  |      | Probenform | Bemerkung   | Quelle        |
|---|------|------------|---|---------------|
| $J^* = \frac{2B_s}{B_n(n+1)} \left[ \frac{(2n+1)}{2nB} \right]^n \frac{(aF)^{n+1}}{(h/2)^{2n+1}}$ | (7)  | DCB        | nur anwendbar, wenn die Deformation an der Rissspitze klein gegenüber der Gesamtdeformation ist | [3] bis [5]   |
| $J^* = \frac{F \cdot \dot{v}}{B(W-a)}$  | (8)  | DEN<br>CN  | $n \geq 1$<br>$a/W > 0,5$   | [6] bis [9]   |
| $J^* = \frac{F \cdot \dot{v}}{\pi \cdot I_K^2}$   | (9)  | RNB        | $n \geq 1$<br>$a/W > 0,5$   | [6] bis [9]   |
| $J^* = \frac{2F \cdot \dot{v}}{B(W-a)}$   | (10) | CT         | $n \geq 1$<br>$a/W > 0,5$   | [6] bis [9]   |
| $J^* = - \frac{M \cdot \dot{\Theta}}{B \cdot W} \left[ \frac{1}{m} \frac{dm}{d(a/W)} \right]$     | (11) | SENB       | $n > 5$   | [10]          |
| $J^* = - \frac{F \cdot \dot{v}}{B \cdot W} \left[ \frac{1}{m} \frac{dm}{d(a/W)} \right]$          | (12) | CT         | $n > 5$   | [10]          |
| $J^* = \frac{a \cdot B_s \cdot g_1(2a/W, n) (\sqrt{3} F/2W)^{n+1}}{(1-2a/W)^n}$                   | (13) | CCT        |   | [11]          |
| $J^* = B_s \cdot h_1(a/W, n) (W-a) \left( \frac{F(W+a)/2}{0,364(W-a)^2} \right)^{n+1}$            | (14) | CT         |   | [11]          |
| $J^* = \frac{F \cdot \dot{v} \cdot n}{B(W-a)(n+1)} (\gamma - \beta/n)$                            | (15) | SENT       | gültig, wenn die Verschiebung $v$ nur durch Kriechen verursacht wird                            | [12]          |
| $J^* = a \cdot B_s \cdot \sigma_N^{n+1} \cdot g_1(a/W, n)$  | (16) | CT         | für EDZ<br>$g_1 = (W/a-1)h_1/(1,455 \eta)^{n+1}$   | [13] bis [15] |
| $J^* = \sigma_N \cdot \dot{v} \cdot g_2(a/W, n)$  | (17) | CT         | für EDZ<br>$g_2 = (W/a-1)h_1/(1,455 \eta h_3)$   | [13] bis [16] |
| $J^* = \dot{v}^{(n+1)/n} \cdot g_3(a/W, n) / (\dot{a} B_s)^{1/n}$                                 | (18) | CT         | für EDZ<br>$g_3 = (W/a-1) h_1 / h_3^{(n+1)/n}$   | [14]          |
| $J^* = \alpha \cdot \sigma_{ref} \cdot \dot{\delta}$  | (19) |            |   | [17]          |

#### 4. Untersuchungen an niedriglegierten warmfesten Stählen

Niedriglegierte warmfeste Stähle sind in ihren typischen Einsatzgebieten als Werkstoffe für Dampferzeuger und Heidampfleitungen einer langzeitigen Beanspruchung bei Temperaturen bis 600 °C ausgesetzt, so da die Gefahr der Bildung und des Wachstums von Kriechrisen besonders gro ist. Da im allgemeinen mit zunehmender Einsatzdauer die Neigung zur Risbildung infolge von Ge-

fugeveranderungen anwächst, ist die Bewertung langzeitig beanspruchter Bauteile hinsichtlich eines risikofreien Weiterbetriebs von besonderem Interesse.

Die Untersuchung des Riswachstums erfolgte an den betriebsbeanspruchten Stählen 10CrMo9.10, 13CrMo4.4 und 15ChM (Tabelle 2) unter Zeitstandbedingungen bei Verwendung von CT-Proben. In Analogie zum Zeitstandversuch nach TGL 11224 und in Übereinstimmung mit der Fahrweise von energieerzeugenden Anlagen wurden die Versuche an Luft durchgeführt und zur Messung

**Tabelle 2**  
Charakterisierung der untersuchten warmfesten Stähle

| Stahl       | Kennzeichnung | Betriebsdauer in h | Betriebsdruck in MPa | Betriebstemperatur in °C | Chem. Zusammensetzung | Gefüge  |
|-------------|---------------|--------------------|----------------------|--------------------------|-----------------------|---|
| 10CrMo 9.10 | A             | 40.500             | 10,0                 | 497                      | nach TGL 14183        | bainitisch  |
| 13CrMo 4.4  | C(S)          | 114.348            | 13,2                 | 500                      |                       | ferr.-perlitisch mit aufgelösten perlitischen Bereichen |
|             | C(R)          | 114.348            | 13,2                 | 500                      |                       | ferritisch-perlitisch                                   |
|             | D             | 240                | 2,0                  | 530                      |                       | ferritisch-perlitisch                                   |
| 15ChM       | S1            | 128.000            | 12,9                 | 525                      | nach TU 14-3-460-75   | ferritisch-bainitisch mit geringem Bainitanteil         |
|             | S2            | 128.000            | 12,9                 | 525                      |                       | ferritisch-bainitisch                                   |

der Rißverlängerung und Verschiebung unterbrochen, wobei unterschiedliche Belastungsintervalle in Abhängigkeit von der Gesamtprüfdauer gewählt wurden. Nach dem Ausbau der Proben wurden die Rißlänge an der Oberfläche und die Verschiebung in Richtung der Belastungslinie mit einem optischen Komparator gemessen.

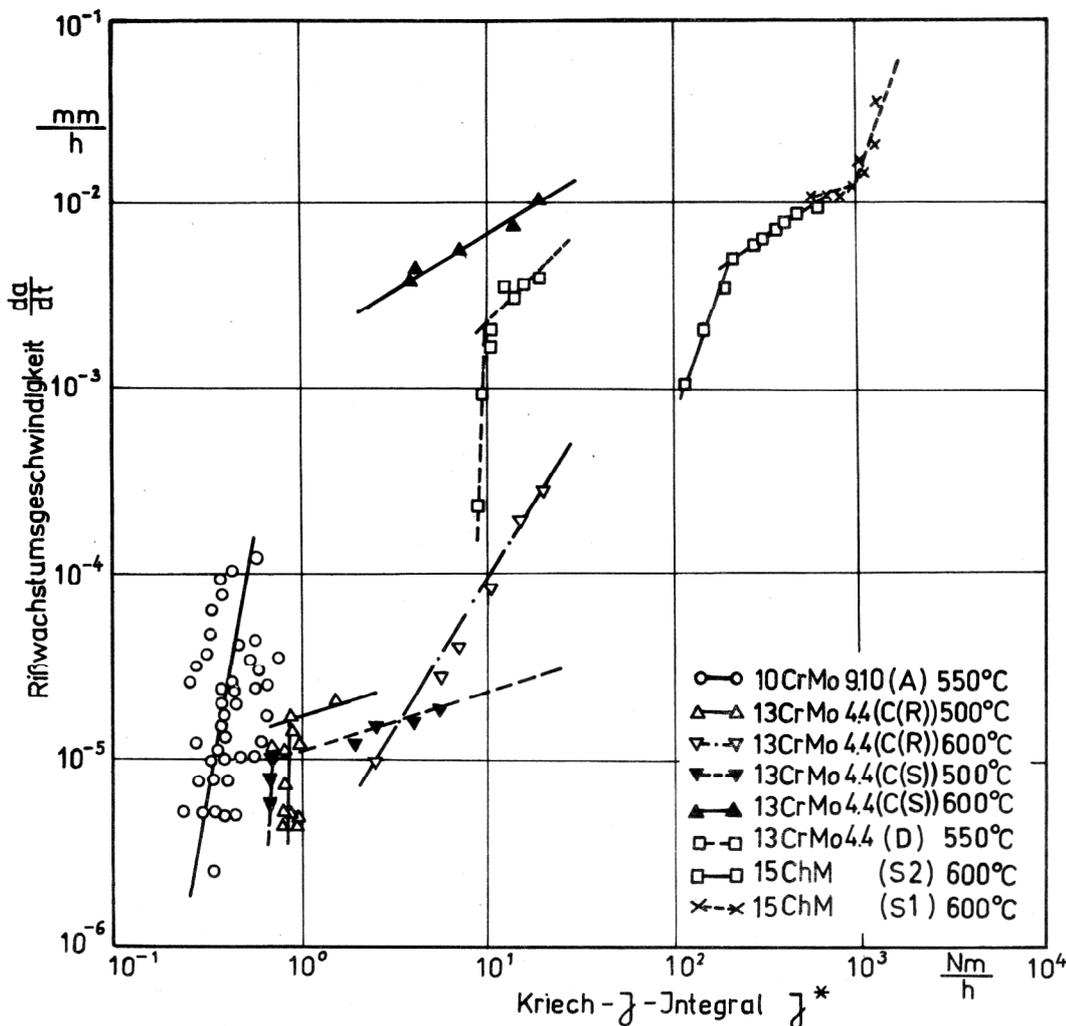
Die Entscheidung hinsichtlich der Wahl des Beanspruchungsparameters wurde auf der Grundlage des von

Riedel und Rice [22] gegebenen Kriteriums der charakteristischen Zeit

$$t_1 = \frac{K^2}{(n+1) J^* \cdot E'} \quad (20)$$

**Bild 3**

Rißwachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit vom Kriech-J-Integral für verschiedene warmfeste Stähle und Beanspruchungszustände



mit  $E' = E$  für ESZ

und  $E' = E/(1 - \nu^2)$  für EDZ

getroffen. Die charakteristische Zeit  $t_1$  bestimmt den Übergang vom Kleinbereichskriechen zum ausgedehnten Kriechen. Je nachdem, ob die Versuchsdauer gegenüber  $t_1$  klein bzw. groß ist, sind entweder der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  oder das Kriech-J-Integral  $J^*$  als Beanspruchungsparameter zu verwenden. Da für die gewählten Versuchsbedingungen die charakteristische Zeit weit unterhalb der Beanspruchungsdauer lag, kam als Korrelationsparameter nur  $J^*$  infrage.

Für die experimentelle Bestimmung von  $J^*$  wurden zunächst die Methoden von Ohji, Ogura und Kubo [6 – 9] (Gl. (10)) sowie von Harper und Ellison [10] (Gl. (12)) miteinander verglichen. Aufgrund der relativ geringen Unterschiede von etwa 10 %, wurde bei allen weiteren Untersuchungen die erstgenannte Methode benutzt.

Die Ergebnisse der bei 500, 550 und 600 °C durchgeführten Untersuchungen sind im Bild 3 dargestellt, wobei lediglich die mit  $J^*$  ansteigenden Werte der Rißwachstumsgeschwindigkeit berücksichtigt wurden. Es ist zu erkennen, daß sich bei der Korrelation der Rißwachstumsgeschwindigkeit mit dem Parameter  $J^*$  Geraden unterschiedlicher Steigung ergeben. Nach Überschreiten eines bestimmten Schwellenwerts des Kriech-J-Integrals kommt es zu einem starken Anstieg der Rißwachstumsgeschwindigkeit. Diese Aktivierung des Rißwachstums läßt sich mit dem Beginn der Hohlraumbildung an den Korngrenzen vor der Spitze des Magistralrisses erklären. Bei weiterer Zunahme des Beanspruchungsparameters schließt sich eine Phase des stationären Rißwachstums an. Ob das stationäre Rißwachstum bereits von Beginn der Untersuchungen an zu beobachten ist (z. B. Stahl 13CrMo 4.4 C(S) und C(R) bei 600 °C), hängt nicht allein von den äußeren Beanspruchungsparametern Last und Temperatur, sondern auch von der chemischen Zusammensetzung und dem Gefüge des Werkstoffs ab. Wie aus Gl. (10) hervorgeht, verändert sich der Beanspruchungsparameter  $J^*$  mit der aufgebrachten Last  $F$ , der sich vergrößernden Rißlänge  $a$  und der Verschiebungsgeschwindigkeit  $\dot{v}$ . Dabei bewirkt die Last nicht nur eine proportionale Vergrößerung des Beanspruchungsparameters, sondern sie übt über die Veränderung der Verschiebungsgeschwindigkeit auch einen indirekten Einfluß aus. Letzteres findet beispielsweise darin seinen Ausdruck, daß die Last bei gleicher Temperatur in einem duktilen Werkstoff zu einer höheren Verschiebungsgeschwindigkeit führt als in einem weniger duktilen Werkstoff. Tritt zusätzlich eine Temperaturerhöhung ein, so ist zu beachten, daß mit der Aktivierung der Diffusions- und Deformationsprozesse, besonders bei langzeitiger Beanspruchung, mikrostrukturelle Veränderungen im Werkstoff einhergehen können. Dies verdeutlicht der Stahl 13CrMo 4.4, der in unterschiedlichen Gefügeständen vorlag und bei verschiedenen Temperaturen untersucht wurde. Da das Probenmaterial C(R) und C(S) in gleicher Weise vorbeansprucht wurde (Tabelle 2), lassen sich die Unterschiede im Rißwachstumsverhalten bei der Versuchstemperatur von 600 °C in erster Linie auf Differenzen im Gefügestand zurückführen. Die höhere Rißwachstumsgeschwindigkeit im Zustand C(S)

ist durch Auflösung der perlitischen Bestandteile in Verbindung mit einer Karbidausscheidung, -konzentration und -vergrößerung an den Korngrenzen zu erklären. Da die Ausscheidungen Hindernisse für die Abgleitvorgänge an den Korngrenzen darstellen, werden sie zu Ausgangspunkten für die dem makroskopischen Rißwachstum vorangehende Hohlraumbildung. Als Merkmal des Rißwachstums nach dem Hohlraummechanismus ist die Mikrowabenbildung auf den Korngrenzenflächen anzusehen (Bild 4).

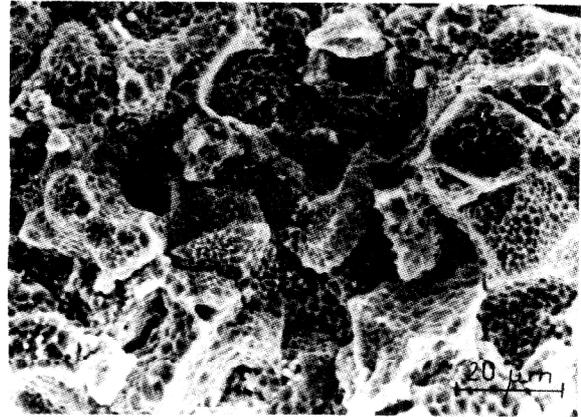


Bild 4

Bruchoberfläche einer Probe des Stahls 13CrMo 4.4 im Gebiet des Zeitandrisses

Für die Beurteilung des Kriechverhaltens eines Stahls ist auch der Anstieg der Rißwachstumsgeschwindigkeit im stationären Bereich von Bedeutung. Aus dem Anstieg läßt sich ableiten, ob dem endgültigen Versagen der Probe bzw. des Bauteils eine starke Rißverlängerung oder Verschiebung vorangeht. So deutet ein flacher Anstieg auf das Überwiegen der Verschiebung und daher auf das Versagen durch plastischen Kollaps hin. Wie aus lichtoptischen Untersuchungen hervorgeht (Bild 5), liegt die Ursache für ein derartiges Versagen in einer starken Hohlraumbildung neben und vor der Magistralrißspitze begründet.

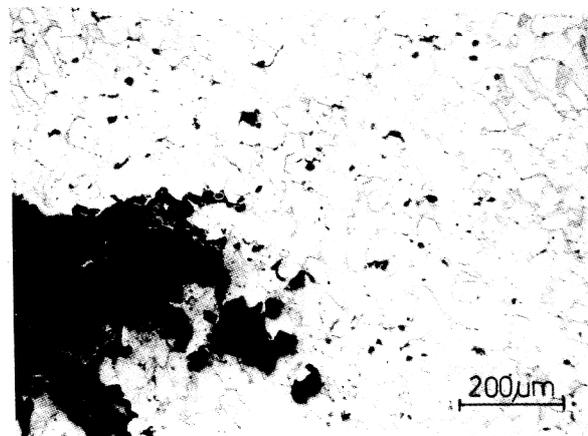


Bild 5

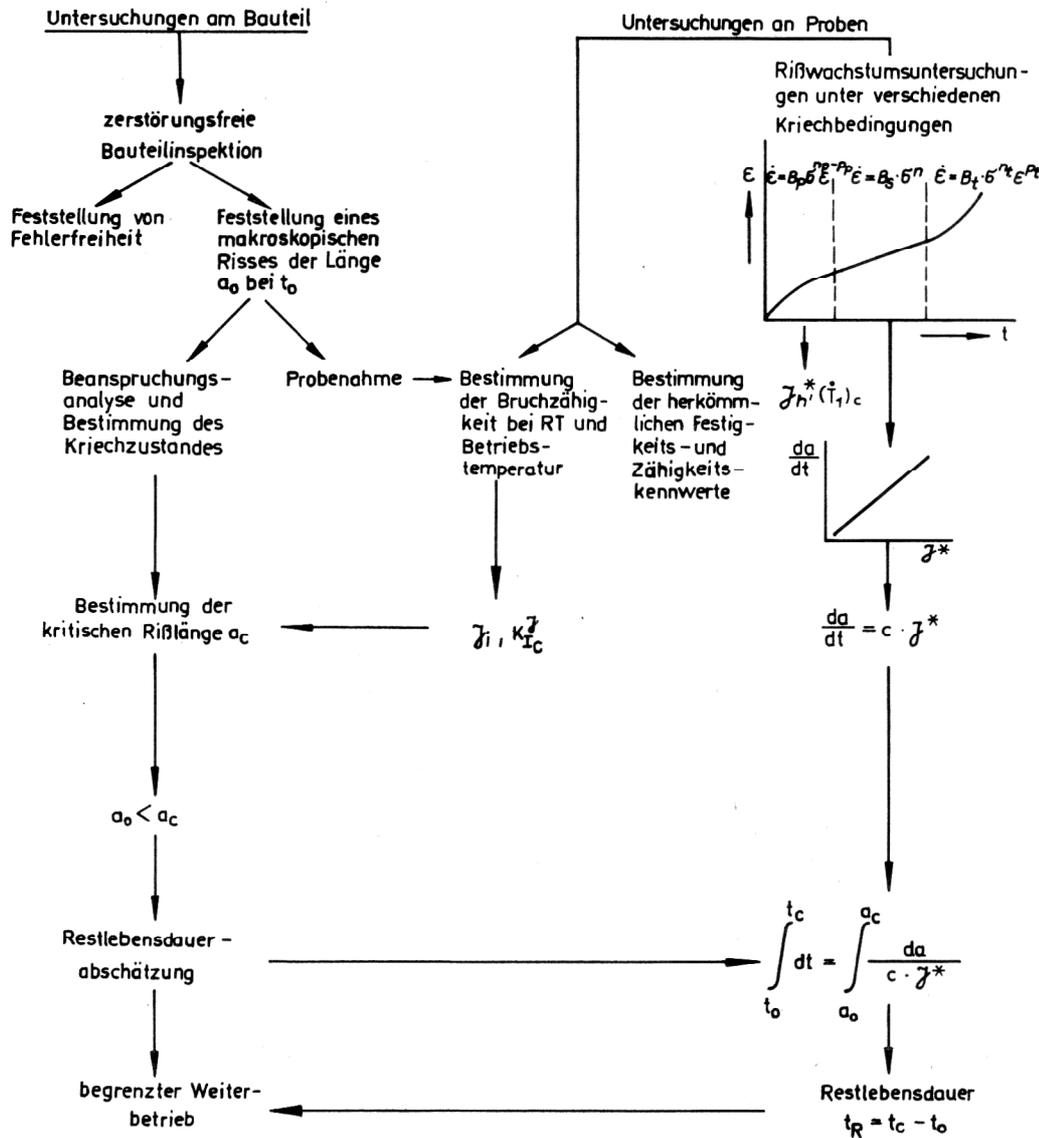
Starke Hohlraumbildung neben und vor der Rißspitze im Stahl 15ChM

Ein Vergleich unterschiedlicher Werkstoffe darf nur auf der Basis gleicher Temperatur erfolgen. Da die bei 550 °C untersuchten Proben der Stähle 10CrMo 9.10 und 13CrMo 4.4 (D) bei Versuchsbeginn den gleichen Nennspannungen von etwa 100 MPa ausgesetzt waren, läßt sich aus den Korrelationsgeraden auf ein unterschiedliches Rißwachstumsverhalten schließen. Offensichtlich ist der Stahl 10CrMo 9.10 mit seinem grobnadeligen bainitischen Gefüge dem ferritisch-perlitischen Stahl 13CrMo 4.4 überlegen, da er sowohl dem Rißwachstum als auch der Verschiebung einen größeren Widerstand entgegengesetzt. Beim Vergleich der bei 600 °C beanspruchten Stähle 13CrMo 4.4 C(S) und 15ChM (S2) kommt die Überlegenheit des letzteren dadurch zum Ausdruck, daß dieser Stahl trotz des größeren Beanspruchungsparameters, was aus einer höheren Nennspannung resultiert, etwa die gleiche Rißwachstumsgeschwindigkeit aufweist. Verantwortlich für diesen erhöhten Widerstand gegenüber Rißwachstum ist das gut ausgebildete ferritisch-bainitische Gefüge des Stahls 15ChM, wohingegen im Stahl 13CrMo 4.4 C(S) mit deutlicher Gefügeschädigung in Form aufgelöster perlitischer Bereiche und Karbidkonzentrationen an den

Korngrenzen das interkristalline Rißwachstum gefördert wird.

Außer dem hier dargestellten Zusammenhang zwischen  $J^*$  und  $\frac{da}{dt}$  wird häufig eine Phase abfallender Rißwachstumsgeschwindigkeit als Folge der Spannungsrelaxation an der Rißspitze beobachtet. Sie tritt bei verhältnismäßig niedriger mechanischer Beanspruchung, wie üblicherweise unter Zeitstandbedingungen vorliegend, auf und umfaßt mitunter einen für die Gesamtlebensdauer des Bauteils großen Zeitraum. Beispielsweise dauerte die Phase abfallender Rißwachstumsgeschwindigkeit einer Probe des Stahls 13CrMo 4.4 C(S), die eine Standzeit von 10.200 h aufwies, über 4000 h. Zu einer erneuten Aktivierung des Rißwachstums kommt es infolge der beschriebenen mikrostrukturellen Änderungen während der Zeitstandsbeanspruchung oder durch zusätzliche Beanspruchungen, z. B. als Folge von An- und Abfahrvorgängen.

**Bild 6**  
Schematische Darstellung der bruchmechanischen Restlebensdauerabschätzung



## 5. Abschließende Bemerkungen

Die bruchmechanische Charakterisierung des Rißwachstums bei erhöhten Temperaturen auf der Grundlage des Kriech-J-Integrals  $J^*$  ist eine wesentliche Voraussetzung für die optimierte Werkstoffauswahl, materialökonomische Dimensionierung und Abschätzung der Restlebensdauer von Bauteilen im Kraftwerks- und Chemieanlagenbau. Während die Werkstoffauswahl unter Beachtung der chemischen Zusammensetzung, der Wärmebehandlung und des Gefügestandes des Werkstoffs allein anhand der Rißwachstumskurven erfolgen kann, müssen zum Zwecke der Dimensionierung oder Restlebensdauerabschätzung von Bauteilen zusätzlich Angaben über die Bruchzähigkeit des Werkstoffs zur Verfügung stehen. Einen Vorschlag für eine bruchmechanische Restlebensdauerabschätzung enthält Bild 6. Hierbei wird davon ausgegangen, daß nach Erkennen eines makroskopischen Risses auf der Grundlage einer Beanspruchungsanalyse und Bruchzähigkeitsuntersuchungen an den aus dem Bauteil entnommenen Proben die zum Versagen führende kritische Rißlänge bestimmt wird. Ausgangsrißlänge und kritische Rißlänge stellen die Integrationsgrenzen der dem Werkstoff entsprechenden Rißwachstumsbeziehung dar. Um die Restlebensdauer in Problemfällen möglichst schnell abschätzen zu können, ist es zweckmäßig, das Rißwachstumsverhalten verschiedener Werkstoffe und Gefügestände anhand von Rißwachstumskurven für stationäres und nichtstationäres Kriechen in Kenndatenblättern zu erfassen.

## LITERATUR

- [ 1 ] Rice, J. R.: J. of Appl. Mech. 35 (1968) 6, S. 379 – 386.
- [ 2 ] Landes, J. D. u. J. A. Begley: ASTM STP 590 (1976), S. 128 – 148.
- [ 3 ] Webster, G. A.: Conf. on the Mechanics and Physics of Fracture, 1975. Churchill College, Cambridge, Paper 18.
- [ 4 ] Nikbin, K. M., G. A. Webster u. C. E. Turner: ASTM STP 601 (1976), S. 47 – 62.
- [ 5 ] Nikbin, K. M., G. A. Webster u. C. E. Turner: Adv. Res. Strength and Fract. Mater. 4th Int. Conf. on Fracture, Waterloo 1977, Vol. 2, S. 267 – 634.
- [ 6 ] Kubo, S.: Doctoral thesis. Osaka Univ., Japan 1975.
- [ 7 ] Ohji, K., K. Ogura u. S. Kubo: Trans. JSME 42 (1976), Nr. 354, S. 350 – 358.
- [ 8 ] Ohji, K., K. Ogura u. S. Kubo: Trans. JSME 44 (1978), Nr. 382, S. 1831 – 1838.
- [ 9 ] Koterazawa, R. u. T. Mori: Trans. ASME, Ser. H, 99 (1977) 10, S. 298 – 305.
- [ 10 ] Harper, M. P. u. E. G. Ellison: J. Strain Anal. (GB) (1977) July, S. 167 – 169.
- [ 11 ] Saxena, A.: Proc. of the 12th Nat. Symp. on Fract. Mech., 1979. Wash. Univ., St. Louis, ASTM STP 700 (1980), S. 131 – 151.
- [ 12 ] Saxena, A., H. A. Ernst u. J. D. Landes: Int. J. of Fract. 23 (1983) 4, S. 245 – 257.
- [ 13 ] Riedel, H.: DVM Dt. Verband für Materialprüfung E. V. Vorträge der 12. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge, 1980, S. 165 – 171.
- [ 14 ] Wagner, W. u. H. Riedel: DVM Dt. Verband für Materialprüfung E. V. Vorträge der 13. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge, 1981, S. 142 – 150.
- [ 15 ] Riedel, H.: Mechanical Behaviour of Materials – IV. Proc. of the 4th Int. Conf., 1983, Stockholm, Vol. 1, S. 67 – 78.
- [ 16 ] Hollstein, T.: RWT ÜV-Seminar „Mit Rissen leben“, Essen, 1983.
- [ 17 ] Musicco, G. G., D. J. Boerman u. G. Piatti, Adv. Fract. Res. 5th Int. Conf. on Fract., 1981, Cannes, Vol. 3, S. 1323 – 1331
- [ 18 ] Ernst, H. A.: Proc. of the 14th Symp. on Fract. Mech., Vol. 1, ASTM STP 791 (1983), S. 1499 – 1519.
- [ 19 ] Kumar, V. u. C. F. Shih: ASTM STP 700 (1980), S. 406 – 438.
- [ 20 ] Kumar, V., M. D. German u. C. F. Shih: An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis. EPRI NP-1931. Project 1237-1. Palo Alto, 1981. Zit. in [14].
- [ 21 ] Ewing, D. J. F. u. C. E. Richards: J. Mech. Phys. Solids 22 (1974) 1, S. 27 – 36.
- [ 22 ] Riedel, H. u. J. R. Rice: ASTM STP 700 (1980), S. 112 – 130.

## Anschrift der Verfasser:

Prof. Dr. sc. techn. Horst Blumenauer  
Dr.-Ing. Doris Regener  
Technische Hochschule „Otto von Guericke“  
Sektion Technologie der metallverarbeitenden  
Industrie  
3010 Magdeburg, PSF 124