

# **Vorzeitiges Bauteilversagen durch lokalisiertes Korngrenzengleiten und duktile interkristalline Rissbildung – Relaxationsrissigkeit**

Michael Prüfer<sup>1</sup>, Martin Möser<sup>2</sup> und Gottlieb Hurt<sup>1</sup>; Neue Hütte 25 (1980) 6, S. 229-232

1) Leuna-Werke, 2) AdW IFE Halle

In Legierungen mit ausscheidungsfreien Korngrenzen können Belastungen hauptsächlich durch lokalisiertes Gleiten im Bereich der teilchenfreien Korngrenzensäume abgebaut werden. Die dem Bruch vorausgehende plastische Verformung beschränkt sich in diesem Fall auf die relativ leicht verformbaren Korngrenzenbereiche. Das Korninnere ist durch Ausscheidungsvorgänge verfestigt. In der Umgebung der Korngrenzen sind hohe Spannungskonzentrationen möglich, weil der Anteil der Korngrenzen am Gesamtvolumen gering ist. Das Zusammenwirken von Spannungskonzentrationen und leicht verformbaren Korngrenzenbereichen führt zu interkristallinen Trennungen. Diese erscheinen makroskopisch als spröd, weil die sie begleitenden makroskopischen Verformungsbeträge klein sind. Mikroskopisch handelt es sich aber um duktile Trennungen entlang der Korngrenzen. Als Ursache ist ein Gefüge mit örtlichen Unterschieden im Verformungsvermögen anzusehen. Zur Risseinleitung kommt es, wenn die Verformungsreserven der schmalen ausscheidungsfreien Korngrenzensäume erschöpft sind [1] bis [6]. Im vorliegenden Fall ist also nicht eine Versprödung der Korngrenzen die Ursache der interkristallinen Trennungen. Diese werden vielmehr durch die relativ große Duktilität der Korngrenzenbereiche gegenüber dem Korninneren hervorgerufen.

In den letzten Jahren wurde eine Reihe von Schadensfällen bekannt, als deren Ursache die beschriebenen Vorgänge anzusehen sind [5] bis [12]. Aus der DDR liegen aber nur vereinzelt Publikationen zu dieser Problematik vor, obwohl international bereits Stahlmarken entwickelt wurden, die gegenüber dem genannten Rissbildungsmechanismus eine verminderte Anfälligkeit aufweisen [13]. Dies ist der Anlass, die bekannten Grundlagen sowie die Möglichkeiten zur Vermeidung solcher Werkstoffschädigungen zusammenfassend darzustellen.

## **1. Werkstoffbedingte, technologische und konstruktive Aspekte**

Grundsätzlich können duktile Korngrenzentrennungen infolge lokalisierter Gleitvorgänge in allen Legierungen auftreten, in denen Bereiche hoher Streckgrenze im Korninneren neben Korngrenzenbereichen mit niedriger Streckgrenze vorliegen. Diese Voraussetzungen sind bei ausscheidungshärtenden Legierungen mit teilchenfreien Korngrenzen gegeben. Für die Ausbildung derartiger Strukturen sind zwei Möglichkeiten bekannt:

- Kohärente Ausscheidungen bevorzugen in der Regel das perfekte Gitter als Keimbildungsort [14]. Die Gitterstörungen in der Umgebung von Korngrenzen erschweren die Ausscheidung kohärenter Teilchen.
- Verschiedene Ausscheidungsreaktionen laufen unter Mitwirkung von Leerstellen ab. Da Korngrenzen als Leerstellensenken wirken, tritt in ihrer Umgebung eine Verarmung an Leerstellen ein. Hierin kann ebenfalls die Ursache für ausscheidungsfreie Korngrenzen liegen [15], [16].

Beide Möglichkeiten sind sowohl in Eisenlegierungen als auch in eisenfreien Legierungen gegeben. In Übereinstimmung hiermit wurden entsprechende Schadensfälle sowohl in Eisenwerkstoffen als auch in NE-Werkstoffen beobachtet. Bei den Eisenlegierungen sind hauptsächlich die niedriglegierten warmfesten ferritischen Stähle der Typen 22NiMoCr3-7 [2], [3], [10], 10CrMo9-10 [9], 13CrMo4-4 [7] bis [9], 17MnMoV6-4, 17MnNiMoV5-4, 17MnNiMoNb6-6 [3], sowie die mit Titan oder Niob stabilisierten austenitischen Cr-Ni-Stähle, wie X8CrNiNb16-13, X8CrNiMoNb16-13 [17], X8CrMoNiNb9-10 u. ä. [5], [19] von dieser Art der Rissbildung betroffen. Schäden treten vorwiegend an Heißdampfleitungen auf.

Bei den NE-Werkstoffen sind Schadensfälle an warmfesten Nickelbasislegierungen [5], [9], [19] und an einer chromhaltigen Kupferlegierung bekannt geworden. Von *Meuris u. Hornbogen* [1] wurde nachgewiesen, dass duktile Korngrenzentrennungen infolge lokalisierter Korngrenzengleitung auch in ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen möglich sind.

Während bei den Aluminiumlegierungen mit hoher Wahrscheinlichkeit der Leerstellenmechanismus, also das Fehlen von Leerstellen, als Grund für die ausscheidungsfreien Korngrenzen anzunehmen ist [15], [20], erfolgen die Ausscheidungen in den niedriglegierten warmfesten Stählen kohärent [9], so dass die in diesem Fall verschlechterte Keimbildungsbedingungen in Korngrenzennähe als Ursache ausscheidungsfreier Bereiche vorausgesetzt werden können.

In einigen Publikationen wird die Bildung interkristalliner duktiler Trennungen nicht auf kornverfestigende Ausscheidungen, sondern auf die Segregation von Verunreinigungselementen entlang der Korngrenzen zurückgeführt. Diese Auffassung resultiert aus der augenspektroskopischen Untersuchung von Bruchflächen, die im Hochvakuum bei ~600°C erzeugt worden sind [21]. Dieser Deutung wird aber durch die Ergebnisse von *Kreye* u. a. [2] widersprochen. Danach sind die nachgewiesenen Korngrenzenverunreinigungen durch das Aufbrechen der Proben bei ~600°C bedingt. In diesem Temperaturbereich ist mit einer Änderung in der Zusammensetzung der Oberfläche zu rechnen, die auf die Diffusion von Legierungselementen an die Oberfläche zurückgeführt werden kann, wenn die

Potentialunterschiede zwischen dem Werkstoffinneren und der freien Oberfläche genügend groß sind [22]. Erfolgt das Aufbrechen bei tiefen Temperaturen, werden die Diffusionsvorgänge erschwert. Dann sind mittels Auger-Spektroskopie auch keine Fremdelemente mehr nachweisbar [2].

In der Praxis sind Schadensfälle bisher konzentriert im Grobkornbereich der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen nach dem Spannungsarmglühen beobachtet worden (auch als sog. Unterplattierungsrisse [10], die in der Kernreakorteknik zunehmende Bedeutung erfahren [23]). Gelegentlich sind Schäden auch während des Zwischenglühens bei Warmumformgebungsprozessen aufgetreten [5]. In jedem Fall sind sie aber an technologische Abläufe gebunden, in denen durch eine entsprechende Temperaturführung zunächst Ausscheidungen in Lösung gehen und sich bei erneuter Erwärmung wieder ausscheiden. Während dieser Wiedererwärmung kommt es meist zur Rissbildung.

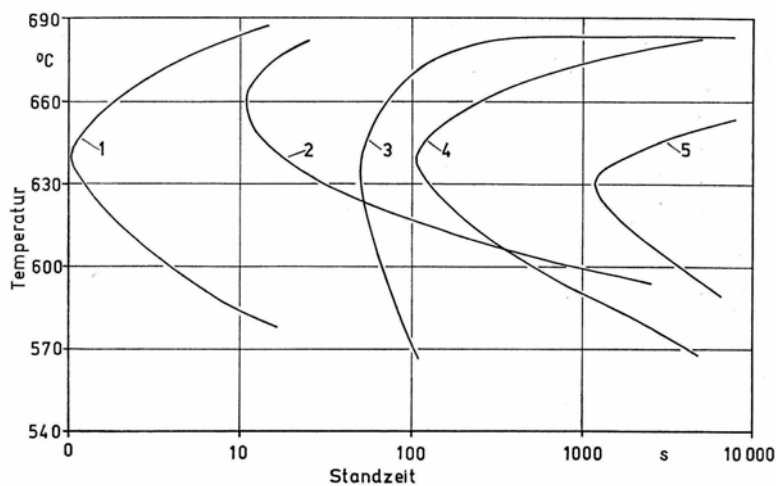
Zur Erklärung dieser Erscheinung muss man davon ausgehen, dass bei der Wiedererwärmung ein Spannungsabbau durch Umwandlung elastischer Spannungen in plastische Verformungen unter Kriechbedingungen einsetzt. Dies erfolgt in einer Matrix, in der Ausscheidungen der beschriebenen Verteilung vorliegen bzw. gerade ablaufen und dem Korninneren eine hohe Warmfestigkeit verleihen. Die Korngrenzen reißen wegen der Konzentration der Gleitvorgänge dann bereits bei makroskopischen Kriechdehnungen in der Größenordnung von 0,2% auf [4]. Hierfür sind Wärme- und Schweißspannungen ausreichend. Wie die Untersuchungen in [1], [2] und [8] zeigen, ist die Lokalisierung der Gleitvorgänge nicht unbedingt an höhere Temperaturen gebunden, sondern auch bei Raumtemperatur möglich. Von ausschlaggebender Bedeutung scheinen die Festigkeitsunterschiede zwischen Korngrenze und Korninnerem zu sein. Sie sind allerdings für ausscheidungsgehärtete Stähle bei erhöhten Temperaturen besonders ausgeprägt, wenn man als Träger der Warmfestigkeit die Ausscheidungen voraussetzt. Nach *Myers* [24] darf wegen der Abhängigkeit von der Festigkeitsdifferenz Korngrenze – Korninneres der Einfluss an den Korngrenzen segregierender Stahlverunreinigungen (Sn, Pb, N, P, As, Sb, Bi, S, Se, Te [25]) nicht losgelöst vom Legierungsgehalt an ausscheidungshärtenden Elementen betrachtet werden.

Während die zur Ausscheidungshärtung führenden Legierungselemente eine Verfestigung des Korninneren bewirken, führen Korngrenzensegregationen zur Schwächung des interkristallinen Zusammenhalts. Die Ausnutzung hoher Festigkeiten im Korninneren setzt dementsprechend einen geringen Verunreinigungsgrad voraus. Andernfalls kommt es zum interkristallinen Bruch. Mit geringerer Kornfestigkeit kann ein höherer Verunreinigungsgehalt toleriert werden.

Neben der Temperaturführung scheinen auch die vorliegenden Spannungen den Ablauf und die Verteilung der Ausscheidungen zu bestimmen. Das trifft nach den Ergebnissen in [2] und [26] zumindest für die warmfesten niedriglegierten Stähle zu, bei denen sich nach spannungsfreier Wiedererwärmung keine duktilen Korngrenzentrennungen nachweisen lassen.

Zur Überprüfung der Anfälligkeit eines Werkstoffs gegenüber der beschriebenen Rissbildungsart wurden Testverfahren entwickelt. Im Relaxationsversuch nach *Murray* [11] werden gekerbte Rundproben nach einer Kurzzeitglühung bei 1300°C beschleunigt abgekühlt und anschließend im kritischen Temperaturbereich (bei niedriglegierten warmfesten Stählen ~500 bis 700 °C) belastet.

Im *Bild 1* sind nach Angaben aus [10], [11], [13] die Relaxationsschaubilder verschiedener Stähle zusammengefasst. Es ist ersichtlich, dass entsprechende Stahlmarken bei einer kritischen Temperatur bereits nach wenigen Sekunden zu Bruch gehen können. Besonders gefährdet sind zwangsläufig diejenigen Werkstoffe, die im Relaxationsversuch nur geringe Standzeiten erreichen. Werden im Relaxationsversuch Standzeiten >100 s nachgewiesen, ist die Anfälligkeit des Werkstoffs bzw. der Grobkornzone der Schweißnaht gegenüber interkristalliner duktiler Rissbildung gering [13].



*Bild 1*

Standzeiten verschiedener Stähle im Relaxationsversuch

Kurve 1: 17MnMoNiV5.3 [13]

Kurve 2: Stahl mit 0,11% C, 0,45% Cr, 0,59% Mo, 0,26% V [11]

Kurve 3: Stahl mit 0,17% C, 0,01% Cr, 0,2% Mo, 0,15% V [10]

Kurve 4: 13MnNiMo5-4 [13]

Kurve 5: Stahl mit 0,13% C; 2,18% Cr, 0,98% Mo

Durch Relaxationsversuche konnten insbesondere der Einfluss sonderkarbidbildender und mischkristallverfestigender Elemente, der Einfluß des Gefügestands, von Kerben und der Kerbschärfe sowie der Lösungsglühtemperatur (z. B. [10], [11]) geklärt werden.

Bereiche mit Spannungskonzentrationen, wie Wanddicken- und Querschnittsveränderungen (z. B. an Rundnähten von Formstücken für Heißdampfleitungen [4], [9]), Schweißnahtüberhöhungen [7] oder Einbrandkerben, zu schnelles Aufheizen bzw. Abkühlen sind wegen der damit verbundenen Spannungen von Nachteil. Allerdings ist zu beachten, dass der mit den kürzesten Standzeiten verbundene Temperaturbereich beim Spannungsarmglühen (vgl. *Bild 1*) möglichst schnell durchfahren werden muss. Um hierbei die Wärmespannungen gering zu halten, wird von *Kussmaul u. Stoppler* [27] empfohlen, vorher durch Halten bei  $\sim 475^\circ\text{C}$  einen Temperatúrausgleich herbeizuführen. Begünstigend auf die Lokalisierung der Gleitvorgänge wirkt sich aus, dass die beim Austenitisieren bzw. Lösungsglühen gelösten Ausscheidungen ein ungehindertes Kornwachstum gestatten. Grobkorn verstärkt wegen der damit verbundenen Verringerung des Korngrenzenanteils die Lokalisierung des Korngrenzengleitens. Deshalb ist der genannte Rissbildungsmechanismus auch meist mit Grobkorn verbunden und tritt hauptsächlich in der Grobkornzone von Schweißnähten entsprechend empfindlicher Stähle auf.

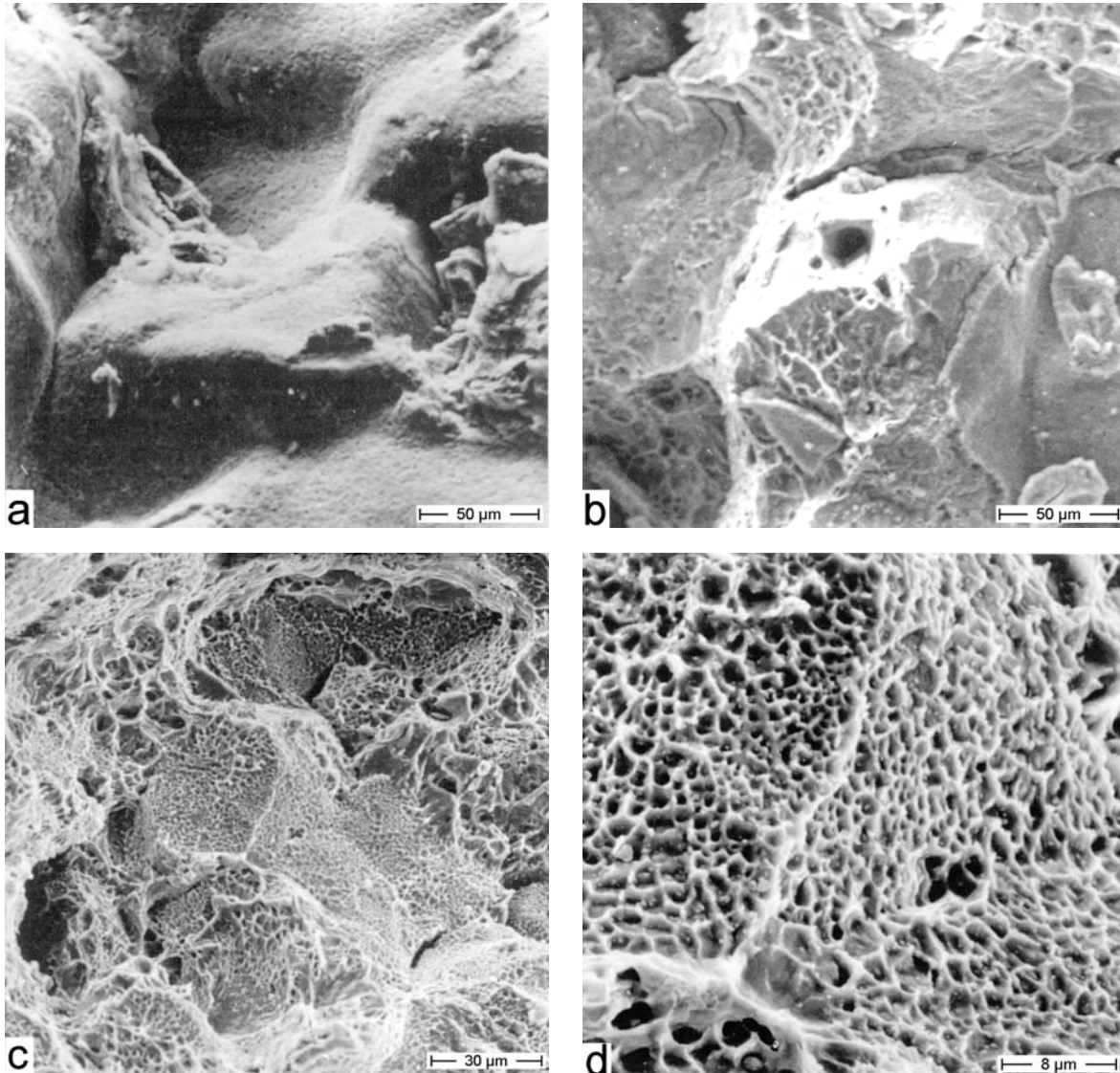
Für martensitische Gefüge wurden die geringsten Standzeiten im Relaxationsversuch nachgewiesen. Sie verbessern sich mit zunehmendem Zwischenstufen- bzw. Ferritanteil [10].

## **2. Zur Bezeichnungsweise der Rissbildung**

Duktile Rissbildung infolge lokalisierter Korngrenzengleitung und der daraus resultierende interkristalline Wabenbruch haben vor allem deshalb Aufmerksamkeit gefunden, weil dieses Phänomen gehäuft an Schweißnähten auftritt. In diesem Zusammenhang haben sich auffällig viele Bezeichnungen herausgebildet. Diese beziehen sich entweder auf den Entstehungsort (Nebennahtbildung [21], Rissbildung im Grobkornbereich der Wärmeeinflusszone [9], [17]), auf den Zeitpunkt der Rissbildung im technologischen Ablauf (Rissbildung beim Spannungsarmglühen [3] reheat cracking [12], [19], Wiedererwärmungsrisse) oder auf die Triebkraft der Rissbildung, nämlich den Spannungsabbau (stress relief cracking [11], [28], Relaxationsversprödung [18], Relaxationsrissigkeit [27]). Letzteres würde den Bezeichnungsgewohnheiten in der Schadensforschung am ehesten entsprechen, die sich oftmals an der den Schaden auslösenden Beanspruchung orientiert (z. B. Ermüdungsbruch, Spannungsrissskorrosion, Tribooxydation usw.). Während im Englischen denn auch mit „stress relief cracking“ diesem Aspekt von Anfang an Rechnung getragen wurde [11], scheint sich die entsprechende deutsche Bezeichnung „Relaxationsrissigkeit“ erst allmählich durchzusetzen.

### 3. Erscheinungsbild von Relaxationsrissen

Bei mikrofraktographischen Untersuchungen im REM zeigen Schadensfälle infolge Relaxationsrissigkeit folgende Merkmale:



*Bild 2*

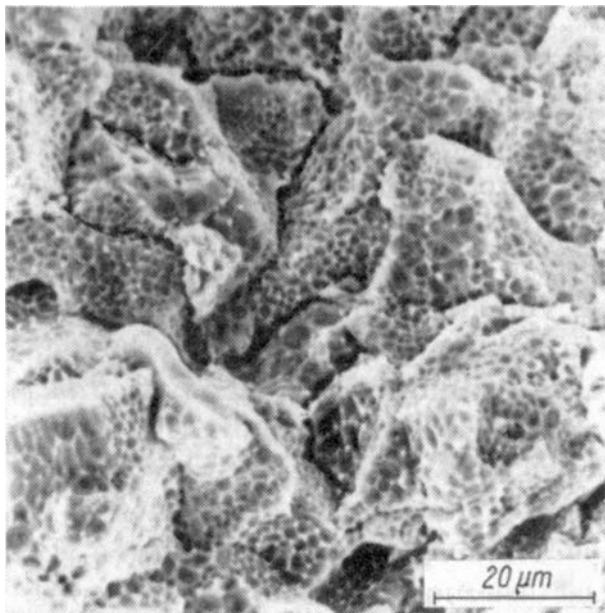
REM-Aufnahmen des Erscheinungsbilds von Relaxationsrissen (Stahlmarke 13CrMo4-4)

- a) Ausgangsgebiet eines Relaxationsrisses mit Zunderbelag
- b) unter dem abgeplatzten Zunder sind Waben auf den Korngrenzflächen zu erkennen
- c) duktile interkristalline Trennungen im künstlich erzeugten Gewaltbruch einer mit Relaxationsrissen behafteten Schweißnaht
- d) (Ausschnitt aus *Bild 2c*) flache und feine Ausbildung der Waben

Im Rissausgangsgebiet sind die Rissflanken von Zunderschichten bedeckt (*Bild 2a*), die aber beim Aufbrechen der Anrisse teilweise abplatzen oder mit inhibierter Salzsäure entfernt werden können. Der

interkristalline Bruchverlauf ist oft schon bereits auf der verzünderten Bruchfläche erkennbar. Unter der abgeplatzten (*Bild 2b*) oder entfernten Zunderschicht zeichnet sich auf den Korngrenzenflächen als Folge der lokalisierten Verformungsprozesse eine duktile Wabenstruktur ab. Die Waben sind wegen der geringen Abmessungen der ausscheidungsfreien Korngrenzenbereiche (Breite  $\sim 0,3 \mu\text{m}$  [2]) sehr fein und flach ausgebildet (*Bilder 2c und d*).

Die Dicke der Zunderschichten verringert sich zur Rissspitze hin. Nach dem Freilegen der Risshälften durch Aufbrechen bei Raumtemperatur sind im Übergangsbereich von der Rissspitze zum Gewaltbruch die duktilen Korngrenzentrennungen häufig deutlich und klar sichtbar, weil auch die Dicke der Zunderbeläge zur Rissspitze hin abnimmt. In einigen Fällen zeigt auch der Gewaltbruch selbst über größere Bereiche interkristallinen Wabenbruch [7], [8]. Die mikrofraktographische Abgrenzung von Relaxationsrissen gegen Kriechnisse bereitet in einigen Fällen Schwierigkeiten. Die Ursache liegt darin, dass sich beide Bruchbilder im REM gleichen können. Dies bezieht sich auf die bei höheren Temperaturen und geringeren Belastungen zu erwartenden interkristallinen Kriechnisse [29].



*Bild 3*

Interkristalliner Kriechbruch im 10CrMo9-10. Dieser weist eine starke Ähnlichkeit mit Relaxationsrissen auf, obwohl die freigelegten Körner abgerundeter erscheinen (Aufnahme: D. Regener und W. Wenk)

*Bild 3* zeigt als Beispiel für die Ähnlichkeit mit Relaxationsrissen einen interkristallinen Kriechbruch des Stahls 10CrMo9-10. Die freigelegten Körner erscheinen abgerundeter als bei Relaxationsrissen. Eine sichere Unterscheidung beider Bruchmechanismen ist aber nur durch Schliiffuntersuchungen möglich, da sich beide Rissarten durch ihre Lage in der Wärmeeinflusszone voneinander unterscheiden.

Relaxationsrisse entstehen immer im Grobkornbereich der Wärmeeinflusszone unmittelbar rieben der Schmelzlinie, können dann allerdings abbiegen. Interkristalline Kriechnisse orientieren sich dagegen an

der Feinkornzone, d. h. im Übergangsbereich von der Wärmeeinflusszone zum unbeeinflussten Grundwerkstoff, da in diesem Bereich die geringste Kriechfestigkeit vorliegt [30]. Bei tieferen Temperaturen und größeren Belastungen verlaufen Kriechbrüche im Allgemeinen transkristallin [29], [31].

Hieraus ergibt sich, dass die Untersuchung der Lage des Rissursprungs in der Wärmeeinflusszone von wesentlicher Bedeutung für die Schadensklärung ist. Mikrofraktographische Untersuchungen können deshalb die am Schlift gewonnenen Aussagen nicht ersetzen.

#### **4. Vermeidung von Relaxationsrissen**

Aus den angeführten Schadensursachen lassen sich Maßnahmen zur Vermeidung von Relaxationsrissen ableiten. Gefährdet sind insbesondere die unter 1. angegebenen Werkstoffgruppen und Stahlqualitäten, bei deren Verarbeitung entsprechende Vorsichtsmaßnahmen angebracht sind. So sollten alle Möglichkeiten zur Verringerung von Schweißbeigenspannungen (keine schroffen Querschnitts- oder Gestaltsänderungen, keine Werkstoffanhäufungen, keine Schweißnahtüberhöhungen, geringe Wärmespannungen) genutzt werden.

Hinsichtlich des Gefüges ist der martensitische Zustand in Verbindung mit Grobkorn als gefährlich einzuschätzen. Eine Umkörnung der Wärmeeinflusszone durch Aufbringen von Decklagen oder eine Normalisierungsglühung verringern die Gefahr der Rissbildung. Möglichst geringe Verweilzeiten im kritischen Temperaturbereich und hohe Aufheizgeschwindigkeiten auf Normalglühtemperatur wirken sich ebenfalls rissvermindernd aus [5].

Die Lokalisierung der Gleitvorgänge wird abgeschwächt, wenn das Korninnere im über- oder unteralterten Zustand vorliegt (vgl. *Bild 1*). Dies hängt damit zusammen, dass bei Unteralterung die Korngrenzen noch nicht entfestigt sind, bei Überalterung aber das Korninnere bereits wieder entfestigt ist [1]. Soweit möglich, sollte nach dem Schweißen der gefährdeten Werkstoffe eine elektromagnetische Rissprüfung durchgeführt werden.

Bei Beachtung der angeführten Grundsätze können selbst konstruktiv komplizierte Teile aus Werkstoffen mit Neigung zur Relaxationsrissigkeit ohne Beanstandungen hergestellt werden [10].



## Zusammenfassung

Es wurde gezeigt, dass ausscheidungshärtende metallische Werkstoffe mit ausscheidungsfreien Korngrenzen ein makroskopisch sprödes Verhalten aufweisen können. Als Ursache ist eine starke Lokalisierung von plastischen Verformungsvorgängen auf die Korngrenzenbereiche anzusehen. Dies führt zu duktilen Korngrenzentrennungen mit geringer Gesamtverformung. Die stärkste Lokalisierung der Verformung ergibt sich bei erhöhten Temperaturen, größter Aushärtung und grobem Korn. Diese Bedingungen sind technisch am häufigsten im Grobkornbereich der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten warmfester Stähle vorzufinden. Schadensfälle treten deshalb hier konzentriert auf, obwohl sie auch aus anderen Bereichen bekannt geworden sind. Bei den zum gegenwärtigen Zeitpunkt verarbeiteten Stahlmarken lassen sich Schadensfälle durch Beachtung bestimmter Grundsätze weitgehend vermeiden.

## Literatur

- [1] *Meuris, M., u. E. Hornbogen*: Prakt. Metallogr. 13 (1976) 4, S. 160-171.
- [2] *Kreye, H., I. Olefjord u. J. Löttgers*: Arch. Eisenhüttenwes. 18 (1977) 5, S. 291-295.
- [3] *Detert, K., R. Banga u. W. Bertram*: Arch. Eisenhüttenwes. 45 (1974) 4, S. 245-255.
- [4] *Glahn, L.-R., u. A. Woitscheck*: Prakt. Metallogr. (1977) Sonderb. 7, S. 167-177.
- [5] *Faber, G., u. C. M. Maggi*: Arch. Eisenhüttenwes. 36 (1965) 7, S. 497 bis 500.
- [6] *Möser, M. u. V. Schmidt*: Proc. 7th Congress on Material Testing, Budapest 1978, Vol. 2, S. 851-855.
- [7] *Möser, M.*: Unveröff. Untersuchungsber. IFE Halle 1975.
- [8] *Prüfer, M.*: Unveröff. Untersuchungsber. Leuna 1978.
- [9] *Schüller H.-J., L. Hagn u. A. Woitscheck*: Maschinenschaden 47 (1974) 1, S. 1-18.
- [10] *Piehl, K.-H.*: Stahl u. Eisen 93 (1973) 13, S. 568-577.
- [11] *Murray, J. D.*: Brit. Weld. J. 14 (1967) 8, S. 447-456.
- [12] *Batte, A. D., R. C. Miller u. M. C. Murphy*: Bruchuntersuchungen und Schadenklärung – Probleme bei Eisenwerkstoffen. Allianz-Versicherungs-AG, München und Berlin 1976. S. 173-180.
- [13] *Ackermann, W., u. G. A. v. Reumont*: VGB Kraftwerkstechnik 57 (1977) 5, S. 361-366.
- [14] *Hornbogen, E., u. M. Roth*: Z. Metallkunde 58 (1967) 12, S. 862-855
- [15] *Kelly, A., u. R. B. Nicholson*: Precipitation hardening, Progr. Mat. Sci., Vol. 10, Pergamon Press, Oxford 1963.
- [16] *Warlimont, H.*, in: Phasenumwandlungen im festen Zustand. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1973, S. 29-57.
- [17] *Heinz, A., H.-J. Schüller u. A. Woitscheck*: Maschinenschaden 47 (1974) 5, S. 179-186.
- [18] *Zeedik, H. B.*: Prakt. Metallogr. 16 (1977) 8, S. 424-435.
- [19] *Boniszewski, T. u. N. F. Eaton*: Met. Sci. J. 3 (1969). S. 103-110.
- [20] *Chang, S., u. J. E. Morral*: Acta met. 23 (1975), S. 605-609.
- [21] *Eichhorn, F.*: VDI-Bericht Nr. 256, Düsseldorf 1976, S. 89-98.
- [22] *Stüwe, H. P., u. I. Jäger*: Acta met. 24 (1976), S. 603-608.
- [23] *Bergemann, W.*: Neue Hütte 23 (1978) 12, S. 437-439.
- [24] *Myers, J.*: Metals Technol. 5 (1978) Nov., S. 391-396.
- [25] *Wieting, J.*, in: Mechanisches Verhalten von Eisenwerkstoffen. Vortragssammlung der 13. Metalltagung der DDR, Dresden 1979, S. 295-306.
- [26] *Brenner, U., u. H. Kreye*: Unterlagen der 8. Sitzung des Arbeitskreises Rasterelektronenmikroskopie v. 11.-12. 10. 1977, S. 79-85, Deutscher Verband für Materialprüfung e. V.
- [27] *Kußmaul, K., u. W. Stoppler*: VGB Kraftwerkstechnik 58 (1978), S. 835-847.
- [28] *Düren, C., u. a.*: Schweißen u. Schneiden 26 (1974) 11, S. 1-5.
- [29] –: Radex-Rdsch. (1978) 374, S. 796-826.
- [30] *Schüller, H.-J.*: s. [12], S. 187-195.
- [31] *Regener, D.*: Freiburger Forschungsh. B 172 (1976), S. 89-103.

## Nachtrag

Relaxationsrisse bilden sich in der Grobkornzone, und zwar dann, wenn der Querschnitt springt. Befallen wird vorzugsweise die Seite des stärkeren Querschnittes (Bild N1). Gelegentlich findet man die Risse auch auf der schwächeren Seite (Bild N2 und N3).

Bild N1:  
Relaxationsriss;  
Rissbildung in der  
Grobkornzone auf  
der Seite des  
stärkeren  
Querschnittes als  
Regel

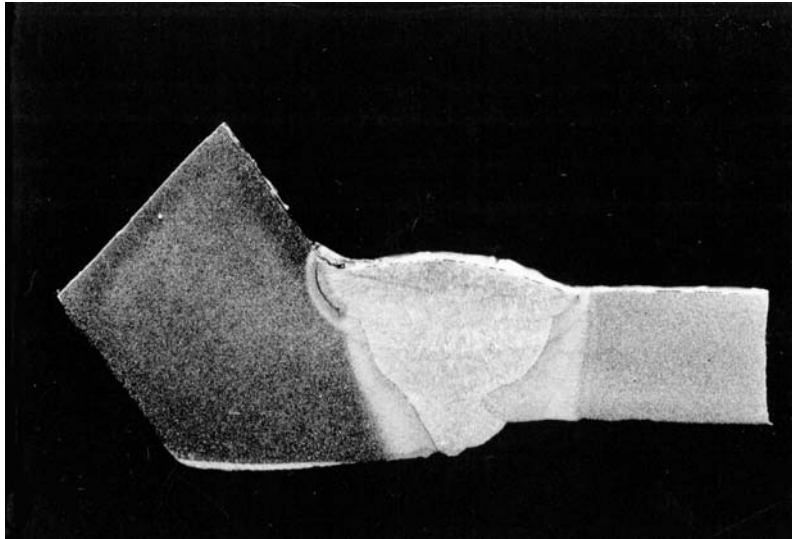


Bild N2:  
Relaxationsriss;  
großer Riss auf der  
Seite des stärkeren  
Querschnitts,  
kleiner Riss auf der  
Seite des  
schwächeren  
Querschnitts

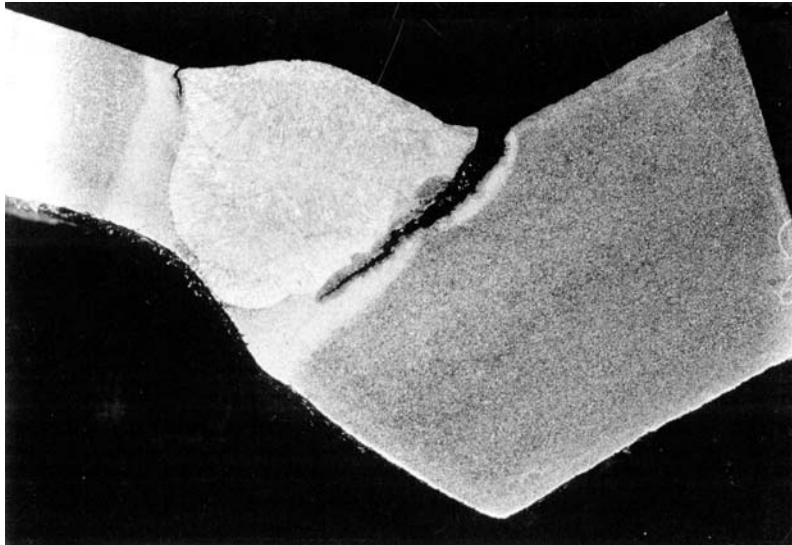
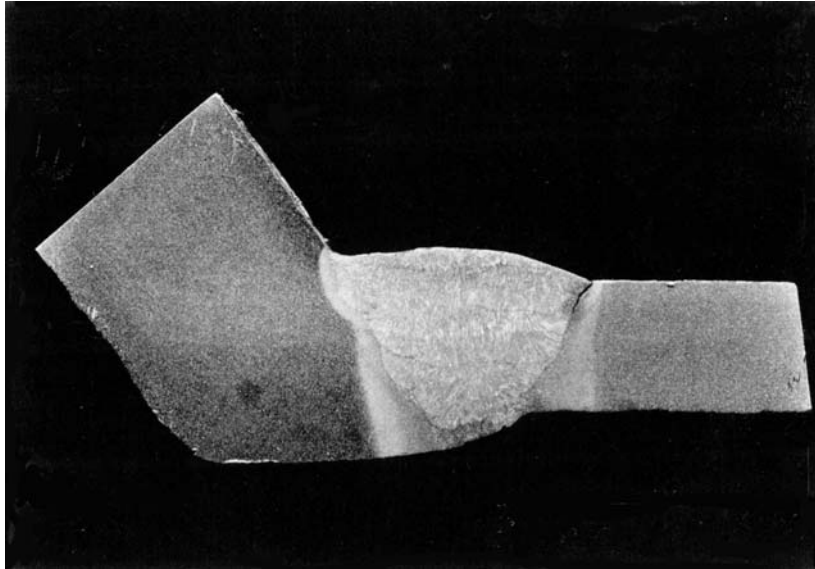
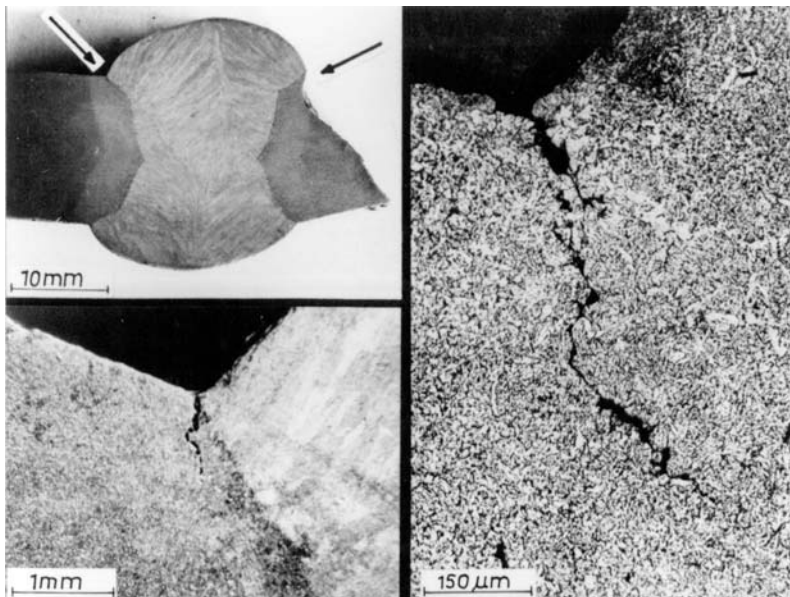


Bild N3:  
Relaxationsriss;  
Rissbildung allein  
auf der Seite des  
schwächeren  
Querschnittes als  
Ausnahme



In Bild N4 ist die Längsnaht einer Heißdampfleitung aus Stahl 13CrMo4-4 zu sehen, welche kurz nach der Inbetriebnahme versagte. Ein Riss in der Grobkornzone kennzeichnet den Relaxationsriss. Die Leitung wurde repariert.

N4:  
Relaxationsriss an  
längsgeschweißtem  
Heißdampfrohr aus  
Stahl 13CrMo4-4



Etwa 14 Jahr später wurde an dieser Leitung das Kriechen relevant. Der Riss liegt nun im Übergang zum unbeeinflussten Grundwerkstoff (interkritische Zone); siehe Bild N5. Vor dem Riss fand sich ein ausgedehntes Porenfeld (Bild N6).

N5:  
Heißdampfrohr von  
Bild N4 nach  
14 Jahren:  
Rissbildung in der  
„interkritischen“  
Zone

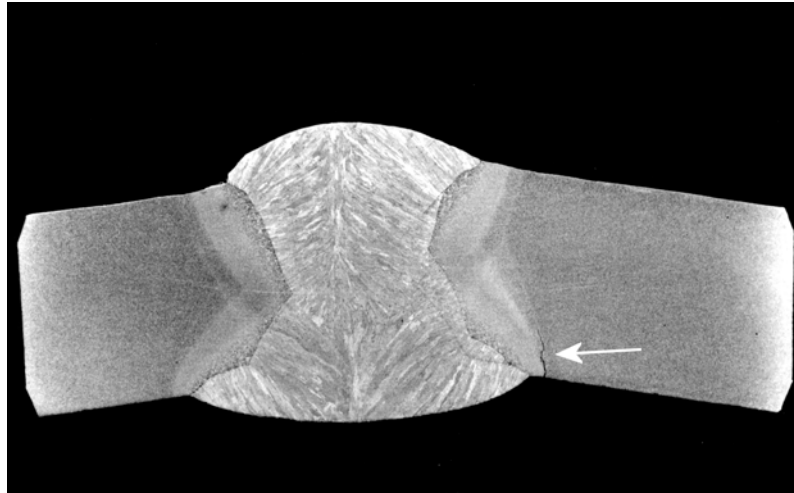
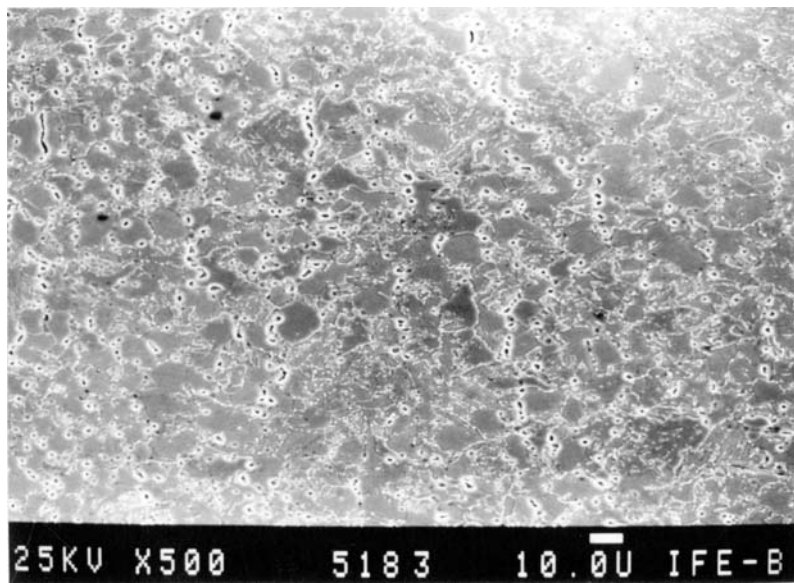


Bild N6:  
Porenbildung durch  
Kriechen  
(Detail von  
Bild N5)



Rundnähte sind weniger belastet als Längsnähte; die Risse können sich unter Umständen zum Leck erweitern.

Ein Riss, der fast den Durchbruch erreicht hat, ist in Bild N7 zu sehen. Die Bindung des Risses an die interkritische Zone ist eindeutig.

Bild N7:  
Heißdampfrohr mit  
Rundnaht,  
beidseitig  
Rissbildung  
(links ausgeprägt),  
enge Bindung der  
Risse an die  
interkritische Zone



Aufnahmen N1-3 und 5, 6: Materialprüfung der Leuna-Werke