

Mechanismen der Heiß- und Kaltrissigkeit

Martin Möser, Schweißtechnik (Berlin) 40 (1990) 3, S. 122-126

0. Einleitung

Metalle sind immer nur begrenzt rein herstellbar. Neben absichtlich eingebrachten Fremdelementen (Legierungspartnern) findet sich weniger erwünschte Begleiter, deren Gehalt sich als Kompromiss zwischen dem Aufwand zu ihrer Entfernung oder Fernhaltung und ihrem schädigenden Einfluss ergibt. Für das Schweißen von Stahl sind hauptsächlich Schwefel und Wasserstoff problematisch. Der Schwefel befindet sich schon vom Erschmelzen im Stahl und bewirkt „Heißrissigkeit“ bei Stählen jeder Legierungsart. Der Wasserstoff wird erst beim Schweißen eingetragen und löst bei den härtesten Baustählen „Kaltrissigkeit“ aus.

Um den schädigenden Einfluss dieser beiden Elemente zu verstehen, empfiehlt es sich, auch die Auswirkungen der anderen bedeutenden Eisenbegleiter zu diskutieren. Als Kriterium soll die Löslichkeit im Eisen dienen.

1. Einteilung der Eisenbegleiter nach ihrer Löslichkeit

1.1 Unlösliche Elemente (Einschlussbildner)

Diese Elemente sind zwar in der Schmelze löslich, jedoch nicht mehr im erstarrenden Eisen. Sie reichern sich in der Restschmelze an und bilden „endogene“ Einschlüsse. Es handelt sich im Wesentlichen um Schwefel und Sauerstoff und Metalle, die in der Ordnungszahl weiter vom Eisen entfernt sind, wie Kupfer, Zinn, Blei und Wismut. Wegen zu großer Unterschiede im Atomdurchmesser können sich die Atome dieser Metalle auch bei höchsten Temperaturen nicht in das Eisengitter einpassen. Bei Schwefel und Sauerstoff ergibt sich die Unlöslichkeit aus ihrer Reaktionsfreudigkeit. Sie binden mit dem Eisen chemisch ab und bilden außerdem (niedrigschmelzende) Eutektika. Moleküle passen jedoch nicht in das Eisengitter. Die genannten Metalle bleiben im Allgemeinen rein. Das mechanische Verhalten des Stahls bei Raumtemperatur beeinflussen diese aus der Restschmelze abgeschiedenen Einschlüsse relativ wenig. Eine Ausnahme ergibt sich für Sulfid- und Oxideinschlüsse bei beruhigten Stählen, speziell bei aluminiumberuhigten Feinkornstählen: Die Einschlüsse liegen schon von der Erstarrung her lamellar vor. Beim Walzen werden sie weiter verflacht, so dass sie das Fließvermögen des Stahls in Dickenrichtung empfindlich reduzieren. Als Folge können sich beim Schweißen von Kehlnähten „Lamellarrisse“ (Bild 1) bzw. in Überlagerung mit dem Wasserstoffbruch „Unternahrissen“ (Bild 2) bilden. Erstere liegen stets außerhalb, letztere innerhalb der (aufgehärteten) Wärmeeinflusszone. Bei unberuhigten oder halb-

beruhigten Stählen sind die Sulfide globular eingeformt, weswegen diese Stähle in Dickenrichtung weniger bruchanfällig sind.

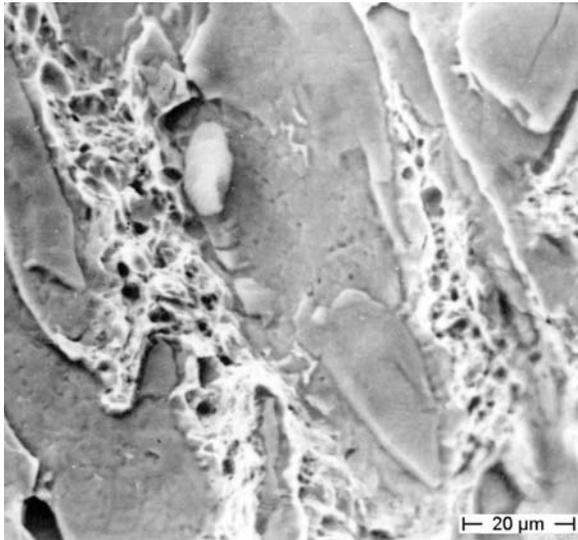


Bild 1. Lamellarbruch: freigelegte Sulfideinschlüsse, dazwischen als Wabenstruktur die Matrix

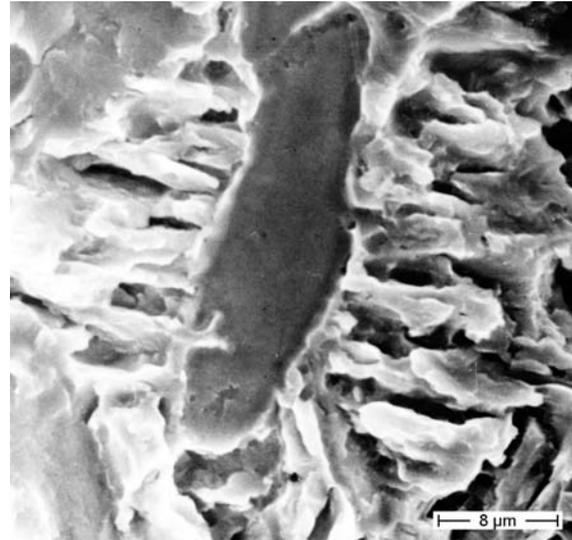


Bild 2. Unternahriss: Einschluss-hohlräum als Rissstarter (Mikrofischeuge)

1.2 Teillösliche Elemente (Ausscheidungsbildner)

Diese Elemente lösen sich bei höheren Temperaturen im Eisen gut; mit fallender Temperatur sinkt die Löslichkeit praktisch auf Null ab. Das betrifft Kohlenstoff, Stickstoff, Phosphor und Wasserstoff, also Elemente mit niedriger Ordnungszahl. Sie haben dementsprechend einen kleinen Atomdurchmesser, so dass sie zunächst auf Zwischengitterplätzen eingelagert werden können. Der Übergang vom Austenit als kubisch-flächenzentrierte Phase zum Ferrit als kubisch-raumzentrierte Phase ist zudem mit einem Sprung in der Löslichkeit verbunden, da im Ferrit die Abstände zwischen den Gitterebenen kleiner sind. Beim Abkühlen sind diese Atome bestrebt, das Eisengitter zu verlassen, sich also auszuscheiden. Je schneller die Abkühlung erfolgt, umso stärker wird das Ausdiffundieren behindert und umso ausgeprägter ist die Übersättigung. Ein Teil der genannten Elemente ist damit in der Lage, das Gitter direkt zu verspannen. Das gilt besonders für den Kohlenstoff, worauf bekanntlich die Härbarkeit des Stahls beruht. Zur Direktverspannung ist auch der Phosphor fähig. Wegen seines großen Atomdurchmessers ist er jedoch sehr unbeweglich und entmischt sich, im Gegensatz zum Kohlenstoff, auch bei langsamer Abkühlung nicht. Phosphor ist somit ein sehr wirksamer Verspröder, weswegen phosphorreiche Erze früher für die Stahlgewinnung unbrauchbar waren.

Stickstoff wirkt im Wesentlichen über seine Ausscheidungen verspröden, wozu er sich lokal anreichern muss. Das kann durch Diffusion erfolgen und benötigt bei Raumtemperatur Jahre. Durch Fließvorgänge wird diese Anreicherung stark beschleunigt, bekannt als Reckalterung. Werden kaltverformte Teile bei

höheren Temperaturen ausgelagert, wachsen die Ausscheidungen innerhalb von Stunden oder Minuten zu kritischer Größe an, ein Effekt, der gelegentlich beim Feuerverzinken zu Überraschungen führt. Wenn Verformung und Temperaturerhöhung zeitlich zusammenfallen, erhält man die „Blausprödigkeit“.

Der Wasserstoff ist aufgrund seines geringsten Atomdurchmessers auch das im Eisengitter beweglichste Element. Er verlässt das Eisengitter innerhalb von Stunden oder Tagen und scheidet sich als Gas in Hohlräumen aus oder diffundiert nach außen ab.

1.3. Lösliche Elemente

Das sind die Elemente, die in der Ordnungszahl dem Eisen an nächsten liegen und somit nur geringe Unterschiede im Atomdurchmesser aufweisen. Der Bereich dieser Elemente beginnt beim Titan und führt über Chrom und Mangan zum Nickel. Ihre Atome können das Eisenatom im Gitter ersetzen, und sie bilden damit die gängigen Legierungspartner des Eisens.

Während die Elemente der zweiten Gruppe, wie ausgeführt, für Versprödung im unteren Temperaturbereich verantwortlich sind („Kaltsprödigkeit“, „Kaltrissigkeit“), wirken die Elemente der ersten Gruppe etwa im Bereich ihres Schmelzpunktes versprödet („Heißrissigkeit“, „Rotbruch“, „Lötrissigkeit“). Die Elemente der dritten Gruppe können insofern das Schweißen erschweren, als sie das Aufhärten verstärken. Damit begünstigen sie den Wasserstoffbruch.

Bei höheren Legierungsgehalten können allein die aus der Phasenumwandlung herrührenden Spannungen rissauslösend sein („Härterisse“ bei Vergütungsstählen).

2. Bruchmechanismus

Rissbildung ist im Allgemeinen die Folge der Versprödung eines an sich duktilen Werkstoffs. Bei kristallinen Stoffen ergibt sich eine Versprödung daraus, dass die Bewegung der Versetzungen behindert wird. Sieht man einmal von der Kaltverfestigung als einer Art Selbsthemmung ab, geht die Versprödung immer von einem in Übersättigung befindlichen Fremdelement aus, das entweder das Gitter direkt verspannt oder hinreichend feine Ausscheidungen bildet. Eine Direktverspannung ist für den Wasserstoff nicht wahrscheinlich, weil sein Atomdurchmesser zu klein ist. Beim Schwefel spricht dagegen, dass er sich wegen seiner Reaktionsfreudigkeit zunächst außerhalb des Gitters befindet.

Bleibt also für beide Elemente der Ausscheidungsmechanismus zu diskutieren, und es stellen sich folgende Fragen:

- Wasserstoff liegt atomar oder als Gas vor; wie kann er Ausscheidungen bilden?
- Der Schwefel befindet sich im Stahl als festes Sulfid, das Einschlüsse von beachtlicher bildet. Wie kann ein Einschluss in eine Dispersion von feinen Ausscheidungen umgewandelt werden?

Zur ersten Frage ist festzustellen, dass feine Gasbläschen im Gitter dieselbe Wirkung haben können wie feste Ausscheidungen. Der Wolframdraht für Glühlampen wird z. B. mit Kalium dotiert, was eine beträchtliche Standzeiterhöhung zur Folge hat. Bei Arbeitstemperatur des Glühdrahts liegt das Kalium in Form submikroskopischer Gasblasen vor. Die Begrenzung der Lebensdauer ergibt sich daraus, dass diese Bläschen durch Koagulation zu mikroskopischer Größe heranwachsen und damit ihren kriechhemmenden Effekt verlieren [1].

Hinsichtlich der Umverteilung des Schwefels ist anzunehmen, dass eine Diffusion ins Gitter sich schon wegen seiner völliger Unlöslichkeit verbietet. Außerdem befindet sich die Schweißnaht meist nur Bruchteile von Sekunden im kritischen Temperaturbereich, so dass Diffusion als Transportmechanismus auch wegen ihrer Langsamkeit ausfallen würde. Es muss vielmehr eine Art Pumpmechanismus existieren, auf dem auch die schon angesprochene Reckalterung bzw. Blausprödigkeit durch Stickstoff beruht.

Die Versprödung bzw. Rissbildung durch Wasserstoff und Schwefel könnte damit wie folgt ablaufen:

- a) Das Medium liegt zunächst lokal in einer hohen Konzentration vor, der Schwefel als Sulfideinschluss in einem Hohlraum, der Wasserstoff als komprimiertes Gas in einer Pore oder einem durch Einschlüsse gegebenen Hohlraum.
- b) Das Medium muss sich in einem hochangeregten Zustand befinden, d. h., es muss in der Gasphase vorliegen. Für das Sulfid setzt das eine Verdampfung voraus, die durchaus etwas unterhalb des Schmelzpunktes kritische Werte erreichen kann (Metalle mit einem hohen Dampfdruck wie Kadmium, Blei und Wismut sind weit unterhalb ihres Schmelzpunktes noch bruchaktiv).
- c) Unter Zugverformung (Reckung) kommen die Wände des jeweiligen Hohlraumes zum Fließen. Es entstehen neue Oberflächen, die noch reaktiv sind. An diesen neuen Oberflächen wird das gasförmige Medium adsorbiert und in seine Atome zerlegt (dissoziiert); die Flächen sind nun mit Wasserstoff- bzw. Schwefelatomen bedeckt.
- d) Diese Atome werden von Versetzungen ins Metallinnere abtransportiert, also in die aktiven Gleitbänder „hineingesaugt“. Die aktiven Gleitbänder erweisen sich damit als Bereiche sehr hoher Löslichkeit für das Fremdelement.

- e) Wo die Verformung lokal zur Ruhe kommt, so durch Versetzungsstau an Korngrenzen, an Teilchen oder an anderen Gleitebenen, stellt sich eine Übersättigung für das Fremdelement ein.
- f) Die Übersättigung zwingt das Fremdelement, wieder seine ursprüngliche Bindung einzugehen. Das Wasserstoffatom wird mit einem anderen Wasserstoffatom zum Molekül rekombiniert, das Schwefelatom bindet mit Eisen und Mangan zum Sulfid ab, bleibt aber gasförmig. Diese Rückverwandlung zum Molekül verlangt einen gewissen Hohlraum, der durch Reaktion von Versetzungen miteinander (Leerstellenbildung) gebildet werden kann.
- g) Das Medium bildet nun eine Dispersion feinsten Druckblasen, die als Eigenspannungszentren die weitere Versetzungsbewegung behindern.

Modellhaft werden die eben geschilderten Vorgänge in Bild 3 wieder gegeben. Dieses Modell bezieht sich allgemein auf Versprödungsvorgänge, die auf irgendein inneres oder äußeres Medium zurückzuführen sind. Es sind z. B. die Metallkarbide (MC) aufgeführt, da sie für die Heißrissigkeit von Kobalt- und Nickellegierungen und „überstabilisierten“ austenitischen Stählen verantwortlich sind; das unlösliche Element ist der Kohlenstoff. Wasser wiederum wird über das Freisetzen von Wasserstoff wirksam.

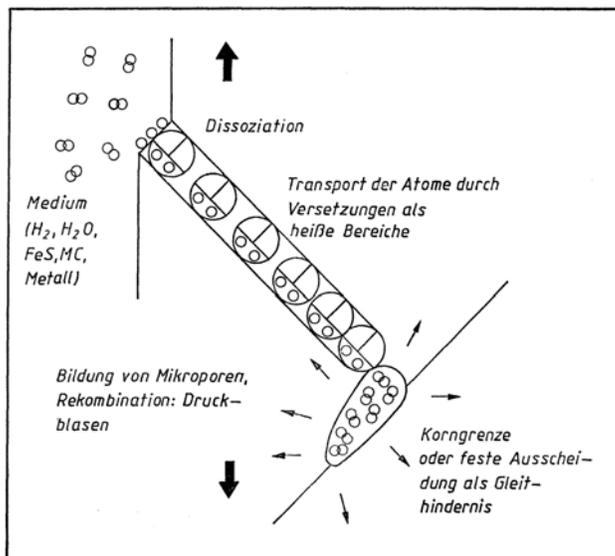


Bild 3. Modell der medienbedingten Versprödung

Die Versetzungen werden als hochenergetische Bereiche angesehen, da sie letztlich der Ort sind, an dem die eingebrachte mechanische Energie in Wärme umgesetzt wird. Bei der Bewegung einer Versetzung reißen sich die Atome des Kerns aus ihrer Bindung mit den gegenüberliegenden Atomen los und gehen neue Bindungen ein.

Das entspricht einer ständigen Wiederholung von teilweise Abdampfen (Sublimieren) und Kondensieren. Da sich dieser Vorgang auf atomare Dimensionen beschränkt, erscheint es zunächst etwas gewagt, die laufende Versetzung als ein kleines Volumen von Dampf oder, wie schon in [2], von Schmelze zu betrachten. Man müsste dann weiter vermuten, dass der Bruch eines Metalls eigentlich ein streng lokalisiertes Aufschmelzen darstellt. Tatsächlich wurden bei Quarz und Glas Leuchterscheinungen an der Spitze laufender Risse beobachtet, die sich nur dadurch erklären lassen, dass dort Temperaturen von knapp 5000 K bzw. reichlich 3000 K erreicht wurden [3], und auch für Eisen werden durchaus hohe Temperaturen vermutet [3, 4].

Sofern der Versprödungsprozess nicht allzu nahe am Schmelzpunkt des Eisens abläuft, hat er auch eine Temperaturobergrenze. Wahrscheinlich ist der Anregungszustand für das Fremdelement dann so stark, dass es nicht mehr von den aktiven Gleitbändern gehalten werden kann und seitlich abdiffundiert oder von ihnen erst gar nicht erfasst wird. Für den Wasserstoffbruch bei ferritischen Stählen liegt diese Grenze bei 100 °C, bei austenitischen Stählen um 300 °C (Spannungsrissskorrosion).

Die Blausprödigkeit durch Stickstoff verliert sich noch unter 500 °C, für den Rotbruch durch reines Eisensulfid gilt 1 000 °C und für den Lötbruch durch Kupfer 1 200 °C [5].

3. Fraktographische Belege für den vorgeschlagenen Versprödungsmechanismus

3.1. Wasserstoffbruch

Bei weniger empfindlichem Gefüge (Härte um 300 HV und darunter) verläuft der Bruch transkristallin [6, 7, 8]. Es bilden sich auf mikroskopischem oder, besonders bei Schweißbiegeproben, auch auf makroskopischem Niveau die sogenannten Fischaugen aus (Bild 2). Das Gebiet des Wasserstoffbruchs liegt jeweils um einen Hohlraum herum, der als Speicher dient. Der Wasserstoff muss in der kurzen Zeit, die z. B. ein normaler Schweißbiegeversuch dauert, vom Speicher in das umliegende Gefüge bzw. vor die Rissspitze gebracht werden.

Ein Pumpeffekt für Wasserstoff ist experimentell gut belegt [9, 10], er konnte in [10] autoradiographisch dargestellt werden.

3.2. Heißrissigkeit an Baustahl

Bei Stahl wird bekanntermaßen die Heißrissigkeit durch Schwefel ausgelöst. Die Rissbildung kann sich sowohl in der Naht als auch daneben einstellen. Besonders in letzterem Fall zeigt sich häufig, dass der Werkstoff vor dem Heißriss versprödet ist. Bei dem im Bild 4 gezeigten Beispiel handelt es sich um Rundnähte an Stahlrohren (St 35 b-2), die gasgeschweißt worden waren und bei der Biegeprobe versagt hatten.

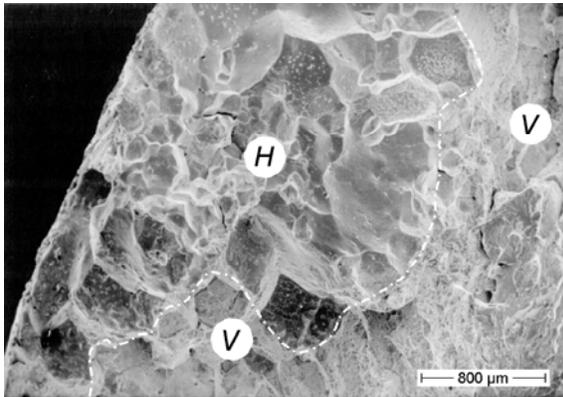
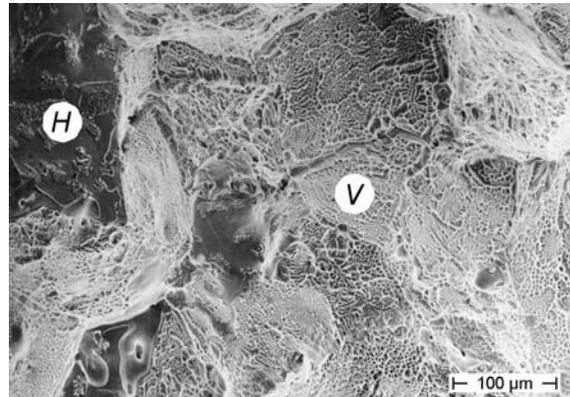
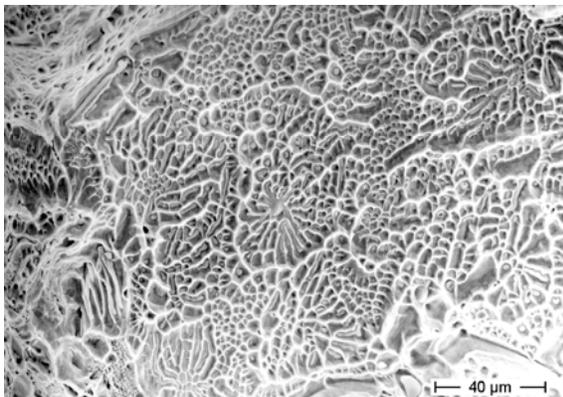


Bild 4. Heißrissigkeit in Wärmeeinflusszone (Vergrößerungsfolge)

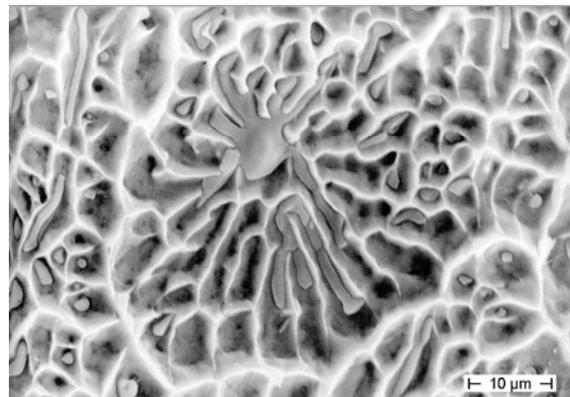
a) Übersicht: Vor dem Heißriss (H) liegt eine Versprödungszone (V)



b) Korngrenzen mit Wabenstruktur in der Versprödungszone, Detail aus a) links unten



c) Sulfidteilchen als Wabenkeime



d) „Schwefelblume“

Für den Heißriss selbst finden sich leicht verrundete Korngrenzflächen. In der Versprödungszone zeigt sich ebenfalls Korngrenzenbruch, doch sind die Grenzflächen mit Waben bedeckt. Als Zentrum dieser Waben dienten Sulfidteilchen im Größenbereich von 1 bis 2 μm , die teilweise länglich ausgebildet und rosettenartig angeordnet sind („Schwefelblumen“). Die Ausbildung der Wabenstruktur belegt, dass die Teilchen vor dem Bruch durch (metallische) Matrix voneinander getrennt waren. Das wiederum schließt aus, dass die Sulfidschmelze einfach die Korngrenzen entlang geflossen ist; es müsste sich dann die Matrix zwischen den einzelnen Schmelztropfen wieder geschlossen haben. Vielmehr kann angenommen

werden, dass ein Transport des Schwefels durch die Matrix stattgefunden hat. Da bei hohen Temperaturen die Verformung vorzugsweise über ein Gleiten entlang der Korngrenzen abläuft, ist es durchaus wahrscheinlich, dass der Schwefel diesen Weg genommen hat, aber eben durch geschlossene Korngrenzen.

Die mit der Umverteilung des Sulfids verbundene Versprödung hat im vorliegenden Fall nicht durchgängig zur Rissbildung geführt. Teilweise blieb sie unterkritisch, wodurch die Umverteilung eingefroren wurde. In einem ähnlichen Fall konnten Sulfiddispersionen in unmittelbarer Nähe eines teilweise aufgezehrten Sulfideinschlusses gefunden werden (Bild 5).

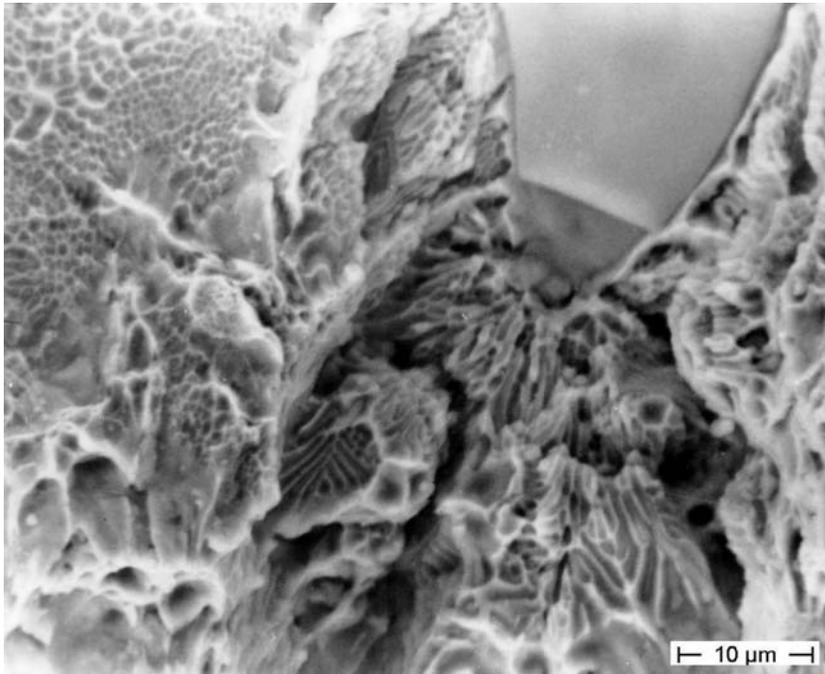


Bild 5. Rest eines Sulfideinschlusses mit umliegender Sulfiddispersion

Eine verstärkte Markierung der Korngrenzen mit Schwefel soll hier, in Übersetzung des im Englischen dafür verwendeten Begriffes „Overheating“, als Überhitzung bezeichnet werden. Diese läuft mehr oder weniger an jeder Schweißnaht ab und fördert die Empfindlichkeit gegenüber Relaxationsrissigkeit und letztlich auch Wasserstoffbruch.

3.3. Relaxationsrissigkeit

Die Relaxationsrissigkeit findet sich vorwiegend an warmfesten Stählen. Zur Sicherung der Kriechbeständigkeit sind diese Stähle mit Chrom, Molybdän bzw. Niob und Vanadin legiert, die Sonderkarbide bilden.

Der von der Herstellung des Rohres oder Formstücks vorgegebene Ausscheidungszustand verändert sich beim Schweißen: In der hoch erhitzten Zone neben der Schweißnaht, die auch ein starkes Kornwachstum aufweist, gehen die Sonderkarbide in Lösung. Beim Spannungsarmglühen oder Anfahren der Anlage scheiden sich die Karbide feindispers wieder aus, wobei ein ausscheidungsfreier Saum entlang der Primärkorn Grenzen verbleibt. Dieser ausscheidungsfreie Saum ist, verglichen mit dem Korninneren, wenig kriechfest und muss den Großteil des zum Spannungsabbau notwendigen Fließens aufnehmen [11, 12].

Dieser Vorgang wäre an sich harmlos, wenn nicht die Primärkorn Grenzen zusätzlich durch die Sulfiddispersion geschwächt wären. Unter den Relaxationsrissen findet man noch häufiger als unter Heißrissen eine Versprödungszone mit wabigem Korngrenzenbruch (Bild 6).

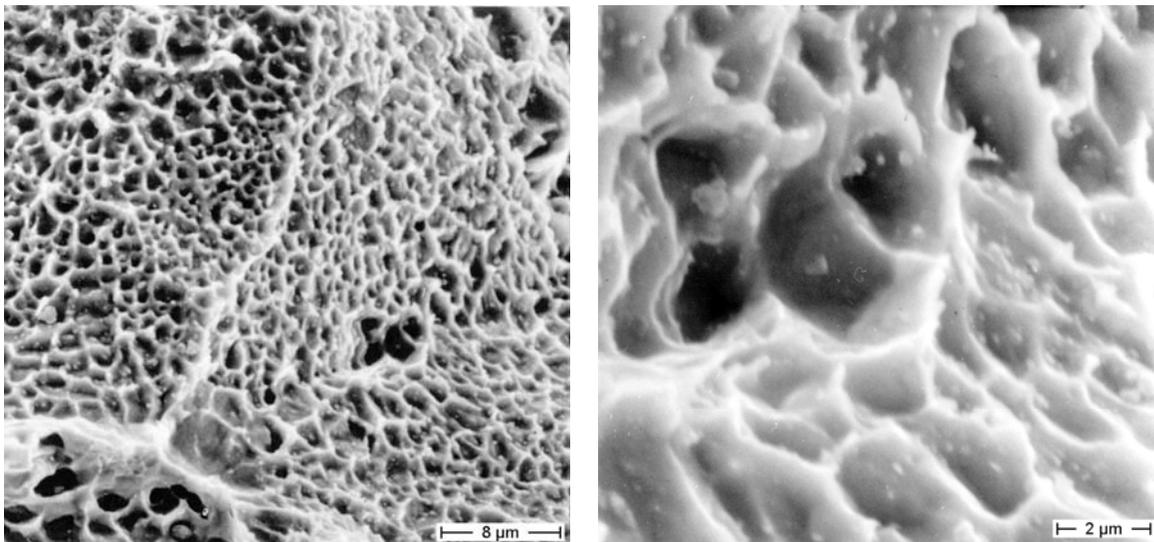


Bild 6: Relaxationsrissigkeit

a) Korngrenzenbruch mit extrem feinen Waben

b) Detail: Mikrosulfide als Wabenkeime

Auch hier finden sich Sulfide als Wabenkeime, die mit Durchmessern um $0,1 \mu\text{m}$ allerdings sehr fein ausgefallen sind. Nur durch die relative Aufweichung der Primärkorn Grenzen konnte die Sulfiddispersion freigelegt werden.

Man kann die Anfälligkeit gegenüber Überhitzung und somit gegen Heiß- und Relaxationsrissigkeit mindern, indem man den Schmelzpunkt der Sulfide anhebt. Dazu muss ein Mangan-Schwefel-Verhältnis von möglichst über 50 eingestellt werden [13], oder der Schwefel wird durch Zugabe von Seltenerdmetallen (Cer) [14] oder Kalzium hochschmelzend abgebunden. Die Kalziumbehandlung ist der übliche Weg bei der Tiefstentschwefelung. Dem Schweißer selbst verbleibt nur die Möglichkeit, den Wärme eintrag gering zu halten.

4. Abschließende Bemerkungen

Es wurde gezeigt, dass Heiß- und Kaltrissigkeit die Folgen eines Versprödungsprozesses sind, der auf einer mechanisch aktivierten Umverteilung von jeweils Schwefel und Wasserstoff und der daraus folgenden Übersättigung beruht.

Das Wesen mechanisch aktivierter Prozesse liegt darin, dass die Umwandlung von mechanischer Energie in Wärme streng lokalisiert abläuft und somit hohe Temperaturen erreicht werden. In der Schweißtechnik werden die Möglichkeiten der mechanischen Aktivierung schon seit altersher genutzt, nämlich beim Feuerschweißen. In neuerer Zeit sind u. a. das Reibschweißen, das Ultraschallschweißen und das Sprengplattieren aufgekommen. Ein ungewolltes Schweißen ist das Fressen (Kolbenklemmer). Die Wissenschaft, die sich mit solchen Prozessen befasst, ist die Tribologie nach dem lateinischen Wort „tribolo“: pressen, peinigen. Bisher wurde dieser Begriff etwas verengt auf die Lehre von Reibung und Verschleiß angewendet; mit allgemeinerem Inhalt hat sich die „Tribochemie“ [15, 16] etabliert.

Eine mechanisch aktivierte Aufnahme eines Stoffes durch einen anderen bzw. der damit verbundene Transportvorgang kann demnach als TRIBOSORPTION [15, 16] bezeichnet werden, aber auch TRIBODIFFUSION würde zutreffen. Heiß- und Kaltrissigkeit des Stahls haben ihre Ursache in einer mechanisch aktivierten Umverteilung des Schwefels bzw. des Wasserstoffs (Tribosorption), woraus eine lokale Übersättigung resultiert. Als Dispersion submikroskopischer Blasen sind diese Medien in der Lage, die Bewegung der Versetzungen zu behindern und den Stahl somit zu verspröden. In den Versprödungszonen von Heiß- und Relaxationsrissen werden Sulfiddispersionen auf den Korngrenzen sichtbar, d. h. der Umverteilungsmechanismus ist eingefroren worden. Dieses Modell ist auch auf andere Fälle der medieninduzierter Rissbildung anwendbar.

Literatur

- [1] Horacek, O.: High temperature creep cavitation in bubble-strengthened tungsten (Hohlraumbildung beim Hochtemperaturkriechen von blasenverfestigtem Wolfram) Proc. 8th Congress on Materials Testing, Budapest 1982. Bd.1, S. 88-91 (Budapest: OMIKK-Technoinform 1982)
- [2] Späth, W.: Gleitlinienbildung beim plastischen Verformen von Metallen. VDI-Zeitschrift, Düsseldorf 97 (1955) S. 882-884
- [3] Weichert, R.: Untersuchungen zur Temperatur an der Bruchspitze. Dissertation Karlsruhe 1976
- [4] Schönert, K.; Weichert, R.: Die Wärmetönung des Bruches in Eisen und ihre Abhängigkeit von der Ausbreitungsgeschwindigkeit. Chemie-Ingenieur-Technik Weinheim 41 (1969) S. 882-884
- [5] Szkoda, F.; Nitkewicz: Einfluss des Kupfers auf die Rotbrüchigkeit von Kohlenstoffstahl beim Rohrwalzen: Prakt. Metallographie, Stuttgart 21 (1984) S. 615-623
- [6] Möser, M.; Oehmigen, G.: Bruch durch Wasserstoff – Kaltrissigkeit; Grundlagen. Schweißtechnik, Berlin 34 (1984) 5, S. 198-199
- [7] Möser, M.: Bruch durch Wasserstoff – Kaltrissigkeit. Schweißtechnik, Berlin 34 (1984) 11, S. 521-524; 35 (1985) 2, S. 45-47; 35 (1985) 5, S. 140-143

- [8] Möser, M.: Zum Wasserstoffbruch niedrigfester Stähle – Fischaugen und Blasenrisse. Neue Hütte, Leipzig 29 (1984) 6, S. 229/234
- [9] Erdmann-Jesnitzer, F.: Der Einfluss der Umhüllung von Schweißelektroden auf die Fleckenbildung in unlegiertem Schweißgut von Stahl und ihre Entstehung. Archiv Eisenhüttenwesen 24 (1953) S. 361/368
- [10] Louthan, M. R. u. a.: Hydrogen embrittlement of metals (Wasserstoffsprödigkeit von Metallen). Materials Science and Engineering 10 (1972) S. 357-368
- [11] Schüller, H.-J., Hagn, L; Woitscheck, A: Risse im Schweißnahtbereich von Formstücken aus Heißdampfleitungen – Werkstoffuntersuchungen. Maschinenschaden 47 (1974) 1, S. 1-18.
- [12] Prüfer, M.; Möser, M.; Hurt, G. Vorzeitiges Bauteilversagen durch lokalisiertes Korngrenzgleiten und duktile interkristalline Rissbildung – Relaxationsrissigkeit. Neue Hütte 25 (1980) 6, S. 229-232
- [13] Schmidtman, E.; Wellnitz, G.: Der Einfluss von Sulfideinschlüssen auf die Heißrissneigung und Zähigkeitseigenschaften in der wärmebeeinflussten Zone hochfester Stähle beim Schweißen. Archiv Eisenhüttenwesen 47 (1976) 2, S. 101/106
- [14] Middleton, J. C.: Reheat cavity nucleation and nucleation control in bainitic creep resisting low-alloy steels: role of manganese sulphide, residual and sulphur stabilizing elements (Hohlraumbildung in warmfesten niedriglegierten Stählen beim Wiedererwärmen: Rolle der Mangansulfide, der Spurenelemente und sulfidstabilisierenden Elemente). Metal Science 15 (1981) 4, S. 154-167.
- [15] Heinicke, G. u. a.: Tribochemistry. Berlin: Akademie-Verlag 1982
- [16] Heinicke, G.; Hennig, H.-P.: Sorption und Diffusion in mechanisch bearbeiteten Festkörpern. Wissenschaft und Fortschritt 32 (1982) 1, S. 29-34