

**DER EINFLUSS VON SPANNUNGSARMGLÜHEN  
AUF DIE MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN  
VON DRUCKBEHÄLTERSTÄHLEN**

A. FUCHS, K. DETERT,

*AEG-Telefunken, Institut für Materialprüfung, Frankfurt a.M., Germany*

**ABSTRACT**

Stress relief cracking of welded structures was studied. It can be regarded as a kind of non ductile stress rupture cracking in a matrix, heat affected by the weld. It is caused by reprecipitation of carbides, which had been dissolved in the heat affected Zone.

In steels investigated with vanadium content in excess of 0,1 weight percent, one can observe a substantial decrease of ductility in a creep test within a few minutes at 600°C. Only in those steels a reduced ductility was measured of a heat affected matrix, annealed of about one hour at 600°C. A special sensitivity towards fracture therefore exists only in steels investigated with vanadium content in excess of 0,1%.

## A Einleitung

An Druckbehälterstählen, die eine Wärmebehandlung durch Vergüten erfahren haben, erwartet man keinen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften beim nachträglichen Spannungsarmglühen. Anders liegt der Fall an denjenigen Stellen, an denen durch eine Schweißnaht der vergütete Zustand des Stahles verändert ist. An die eigentliche Schweißnaht mit der aufgeschmolzenen Zone schließt eine sogenannte wärmebeeinflusste Zone an. In diesem Bereich findet eine starke Überhitzung des Stahles beim Schweißen statt. Es findet dabei eine Umwandlung vom ferritischen in das austenitische Gefüge statt. Es tritt Kornwachstum des Austenits auf. Die bei der Vergütungswärmebehandlung ausgeschiedenen Sonderkarbide gehen ganz oder teilweise in Lösung. Nach dem Schweißen findet eine sehr rasche Abkühlung dieser aufgeheizten Zonen durch die Wärmeleitung von der Umgebung her statt. Dadurch entsteht meist ein martensitisches Umwandlungsgefüge. Bei einer entsprechenden Vorwärmung vor dem Schweißen kann auch ein Zwischenstufenumwandlungsgefüge entstehen. In der Regel kann man damit rechnen, daß durch das Schweißen und durch die beim Aufheizen und Abkühlen auftretenden Fließvorgänge am Ort der Schweißnaht größere Eigenspannungen entstehen. Ein nachträglich durchgeführtes Spannungsarmglühen beseitigt nicht nur diese inneren Spannungen durch lokale Fließvorgänge. Bei dieser Wärmebehandlung findet gleichzeitig ein Anlassen des überhitzten Umwandlungsgefüges statt. Man hat nun in der Praxis beobachten können, daß unter bestimmten Voraussetzungen beim Spannungsarmglühen dickwandiger Bauteile statt der erwarteten lokalen Fließvorgänge Risse entstanden sind [1] [2] siehe dazu Bild 1. Man hat diese Erscheinung mit Anlaßversprödung oder auch mit Kriechversprödung des überhitzten Umwandlungsgefüges in Verbindung gebracht. Es ist sogar ein Fall bekannt, wo diese Erscheinung zu einem Bruch bei der Druckprobe eines Behälters geführt hat. [3] [4]. Deshalb erschien es wünschenswert, dieser Erscheinung nachzugehen, um ihre Ursachen zu klären und um zu beurteilen, in welchem Umfang diese Erscheinung die Sicherheit von Druckbehältern beeinträchtigen kann.

## B Hauptteil

### § I Untersuchungsverfahren

Die untersuchten Stähle sind hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung in Tafel 1 aufgeführt. Die mechanischen Eigenschaften sind in Tafel 2 angegeben. In Glühversuchen wurde das überhitzte Umwandlungsgefüge nachgeahmt, wie es an Schweißnähten beobachtet wurde. Geglüht wurde in widerstandsbeheizten Öfen an Luft und in Salzbadöfen. Es wurden neben metallographischen Untersuchungen Elektronenrastermikroskop-Untersuchungen durchgeführt. Neben den üblichen Bestimmungen der mechanischen Eigenschaften im Zerreißversuch und im Kerbschlagversuch fanden Zeitstanduntersuchungen

an Luft statt. Die bruchmechanischen Untersuchungen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit und des Rißfortschrittes erfolgten an sog. CT-Proben, s. Bild 2.

## B II Untersuchungsergebnisse

### 1.) Gefügeveränderung durch Wärmebeeinflussung vom Schweißen.

In Bild 3 ist der Härteverlauf in der Nähe einer Schweißnaht des Stahles 22 NiMoCr 36 wiedergegeben. Aufgrund der Härtewerte neben der Schweißnaht kann man davon ausgehen, daß es sich um ein martensitisches Gefüge handelt, s. auch Bild 1. Versuche haben gezeigt, daß man das gleiche Gefüge erhalten kann, wenn man den Stahl auf etwa 1100°C überhitzt und dann mit einer Geschwindigkeit von 20°/sec. abkühlt. Die Glühbehandlung zum Spannungsabbau nach dem Schweißen führt zu einem Abfall der Härte der wärmebeeinflussten Zone. In Bild 3 ist auch der Härteverlauf nach dem Spannungsarmglühen 20 h bei 600°C angegeben. Die Härte ist abgebaut und liegt nur wenig über den Werten des Grundwerkstoffes.

### 2.) Rißbildung beim Spannungsarmglühen.

In Bild 1 war bereits gezeigt worden, wie in dem wärmebeeinflussten Gefüge einer Schweißnaht im Stahl 22 NiMoCr 36 nach einer Glühbehandlung zum Spannungsarmglühen interkristallin verlaufende Risse aufgetreten sind. Einen gleichartigen Rißverlauf kann man in einer gekerbten Zeitstandprobe erzielen, die im rein martensitischen Zustand nach einer Überhitzungsglühung von 3 min. 1300°C, einem Zeitstandversuch bei 580°C und einer Belastung von 250 N/mm<sup>2</sup> unterworfen wurde. In Bild 4 ist der Rißverlauf gezeigt und das Bild des Bruches wiedergegeben, der nach einer Belastungszeit von 50 min. aufgetreten war. Tafel 3 zeigt das Ergebnis der Zeitstandversuche an gekerbten Proben der untersuchten Stähle mit überhitztem Umwandlungsgefüge. Die Zeitstandversuche und der Bruchverlauf deuten darauf hin, daß das martensitische Umwandlungsgefüge nach Überhitzung eine sogenannte Zeitstandsversprödung erfährt, die zu interkristallinen verformungslosen Brüchen führt. Es liegt daher nahe, die beim Spannungsarmglühen auftretenden Risse mit dieser Zeitstandsversprödung in Zusammenhang zu bringen. Hohe örtliche Spannungen im überhitzten Umwandlungsgefüge können sich demnach beim Spannungsarmglühen nicht durch örtliche plastische Verformung abbauen, sondern führen zum örtlichen Aufreißen an ehemaligen Austenitkorn Grenzen.

### 3.) Ursachen der Zeitstandsversprödung.

Zeitstandsversprödung bedeutet lediglich, daß Zeitstandproben mit sehr geringen Kriechdehnungen brechen [5]. Diese Erscheinung kann, muß aber nicht, mit einer Abnahme der im Kurzzeitversuch (z.B. Kerbschlagbiegeversuch) gemessenen Zähigkeitswerte verbunden sein,

die auch als Anlaßversprödung bezeichnet wird. Daher wurden die oben aufgeführten Stähle isothermen Glühungen bei  $580^{\circ}\text{C}$  unterworfen, nachdem durch Glühen 3 min. bei  $1300^{\circ}\text{C}$  im Salzbad und Abschrecken in Wasser ein überhitztes Umwandlungsgefüge erzeugt worden war. Siehe dazu die in Bild 5 aufgeführten Diagramme.

Nach verschiedenen Glühzeiten wurde die Härte bei Raumtemperatur und die Kerbschlagzähigkeit bei  $80^{\circ}\text{C}$  gemessen. Nur bei den Stählen mit mehr als 0,1% Vanadin konnte man erkennen, daß die Kerbschlagzähigkeit beim Glühen zunächst abnimmt. Bei einer Glühzeit von etwa 5 h wird ein Minimum durchlaufen. Der Härteverlauf, der ein Maximum nach etwa der gleichen Zeit erreicht, deutet darauf hin, daß sich beim Glühen des überhitzten Gefüges ein Ausscheidungsprozeß abspielt. Aus den ebenfalls in Bild 5 aufgeführten Diagrammen der vanadinarmen Stähle erkennt man, daß die Kerbschlagzähigkeit mit der Glühzeit ansteigt. Eine Anlaßversprödung tritt also nicht auf. Die Härte fällt kontinuierlich ab. Man könnte aber aus dem Verlauf mit einem Plateau zwischen 1 und 10 h vermuten, daß dem Abbau der inneren Spannungen des Umwandlungsgefüges beim Glühen ein Ausscheidungsprozeß überlagert ist, der für sich genommen eine Härtesteigerung bewirken würde. Man kann daraus schließen, daß die beobachtete Zeitstandversprödung mit Ausscheidungsvorgängen der Karbid bildenden Elemente in dem überhitzten Umwandlungsgefüge zusammenhängt. Gestützt wird diese Aussage durch Auswerten der Zeitstandversuche und Härteisothermen bei verschiedenen Temperaturen. Es ergaben sich Aktivierungsenergien zwischen 65 und 75 kcal/Mol., d.h. Werte in der Größenordnung der Aktivierungsenergie für die Diffusion von Vanadin in  $\alpha$  Eisen [6]. Das unterschiedliche Ausscheidungsverhalten an den Korngrenzen und im Korninneren kann zu einem interkristallinen Bruchverlauf führen. Bei V-haltigen Stählen tritt die Zeitstandversprödung bei gleichen Beanspruchungen offenbar schon nach sehr kurzen Glühzeiten ein. Sie ist daher besonders ausgeprägt. Die Übergangstemperatur kann dabei in dem überhitzten Umwandlungsgefüge auf Werte von mehr als  $80^{\circ}\text{C}$  ansteigen.

### C Schlußfolgerungen

Bei der Verwendung Vanadinhaltiger schwach legierter Baustähle für geschweißte Druckbehälter und druckführende Armaturen scheint demnach besondere Vorsicht geboten zu sein.

- 1.) Vanadinzusätze erhöhen die Gefahr, daß beim Spannungsarmglühen in der wärmebeeinflussten Zone in der Nachbarschaft von Schweißnähten Risse auftreten, weil die inneren Spannungen nicht schnell genug durch plastisches Fließen abgebaut werden können, bevor die rasch einsetzende Zeitstandversprödung einen Spannungsabbau nur noch durch Rißentstehung zuläßt.

2.) Durch die bei vanadinhaltigen Stählen im überhitzten Umwandlungsgefüge auftretende Anlaßversprödung kann bei ungünstigen Glühbedingungen beim Spannungsarmglühen die Übergangstemperatur der wärmebeeinflussten Zone über die Arbeitstemperatur der Druckprobe verschoben werden. In dieser Zone bereits vorhandene Anrisse vom Spannungsarmglühen sind dann bei der Beanspruchung während der Druckprobe unter Umständen in dieser Zone wachstumsfähig. Sind dann noch die Zähigkeitswerte des Grundwerkstoffes besonders niedrig, wie es im eingangs erwähnten Falle eines Bruches bei der Druckprobe festgestellt war, kann das Weiterlaufen eines Risses bis zum Bersten des Behälters nicht mehr ausgeschlossen werden.

Bei den V-freien Stählen kann man diese Gefahr ausschliessen, sofern sichergestellt ist, daß keine anderen Legierungspartner vorliegen, die zu ähnlich raschen Wiederausscheidungen von Sonderkarbiden führen. Wegen der wesentlich langsamer einsetzenden Zeitstandversprödung bedarf es bei solchen Stählen in der Regel zusätzlicher Zwangsspannungen mechanischer oder thermischer Art, wenn es zu einer Anrißbildung beim Spannungsarmglühen kommen soll. In dem überhitzten Umwandlungsgefüge tritt in der Regel keine Anlaßversprödung auf. Verformungsarme Rißvergrößerung erfordert dann ebenso wie der Grundwerkstoff das Vorliegen sehr langer Anrisse, mit deren Bildung beim Spannungsarmglühen nicht gerechnet zu werden braucht.

#### Literaturangaben

- 1 Nichols, R.W., "Reheat Cracking in Welded Structures", IIW Doc X - 547 - 69
- 2 Nakamura, H., Naiki, T., Okabayashi, H., "Stress Relief Cracking in Heat Affected Zone", IIW Doc IX - 648 - 69
- 3 Piel, K.H., " Untersuchungen über das Versagen einer Kesseltrommel bei der Druckprobe", Mitt.VGB 50 (1970) S. 304/14
- 4 Kußmaul, K., "Schweissen und Schneiden" 22 (1970) Heft 12
- 5 Siebel, E., Wellinger, K., "Arch.Eisenhüttenwesen" (1939/40) S. 387/96  
Cress, T., "Zum Zeitstandverhalten warmfester Chrom-Molybdän-Vanadin-Stähle und deren Neigung zu verformungslosen Zeitstandbrüchen", Dissertation, Darmstadt 1967 (TH-Darmstadt)
- 6 Borg, R.J., "Diffusion in bcc Metals", (ASM), Ohio, 1965 225/33

T a f e l 1

Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle

Stahl Nr.	Bezeichnung	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V
118	MnNiMoV Sonderstahl	0,16	1,3	0,25	0,1	1,1	0,22	0,12
128	22 NiMoCr 36	0,20	0,9	0,21	0,3	0,8	0,5	0,06
120	MnNiMo Sonderstahl	0,16	1,4	0,25	0,1	1,1	0,25	0,05
126	17 NiCrMo 7 4	0,15	0,35	0,23	1,2	2,7	0,30	0,05

T a f e l 2

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Stähle

Stahl Nr.	Wärmebehandlungszustand				Bezeichnung	
118	normalisiert				MnNiMoV Sonderstahl	
128	Wasser vergütet b.600°C				22 NiMoCr 36	
120	Wasser vergütet				MnNiMo Sonderstahl	
126	Wasser vergütet				17 NiCrMo 7 4	
	$\sigma_{0,2}$ N/mm <sup>2</sup>	$\sigma_b$ N/mm <sup>2</sup>	$\delta_5$ %	$\gamma$ %	CVN(0°C) J/cm <sup>2</sup>	$K_{Ic}$ (-50°C) N mm <sup>-3/2</sup>
118	650	750	20	66	36	2300
128	470	633	25	71	186	2180
120	430	620	24	65	50	n.b.

T a f e l 3

Bruchzeiten gekerbter Zeitstandproben  
( Kerbfaktor  $\approx 4$  )

Nennspannung	$\sigma = 250 \text{ N/mm}^2$
Temperatur	$T = 580^\circ\text{C}$
<u>Werkstoff</u>	<u>Zeit (min)</u>
118	4,6
128	50
120	170
126	180

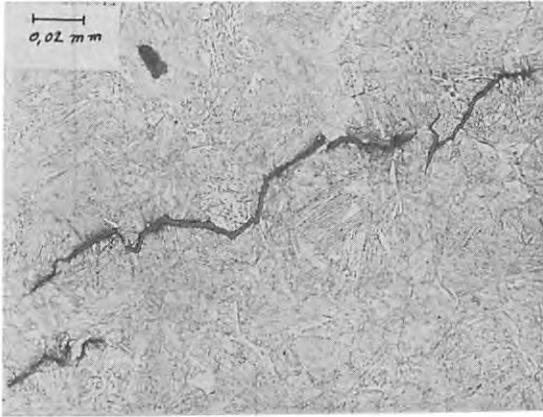


Bild 1

3%ige  $\text{HNO}_3$ -Ätzung

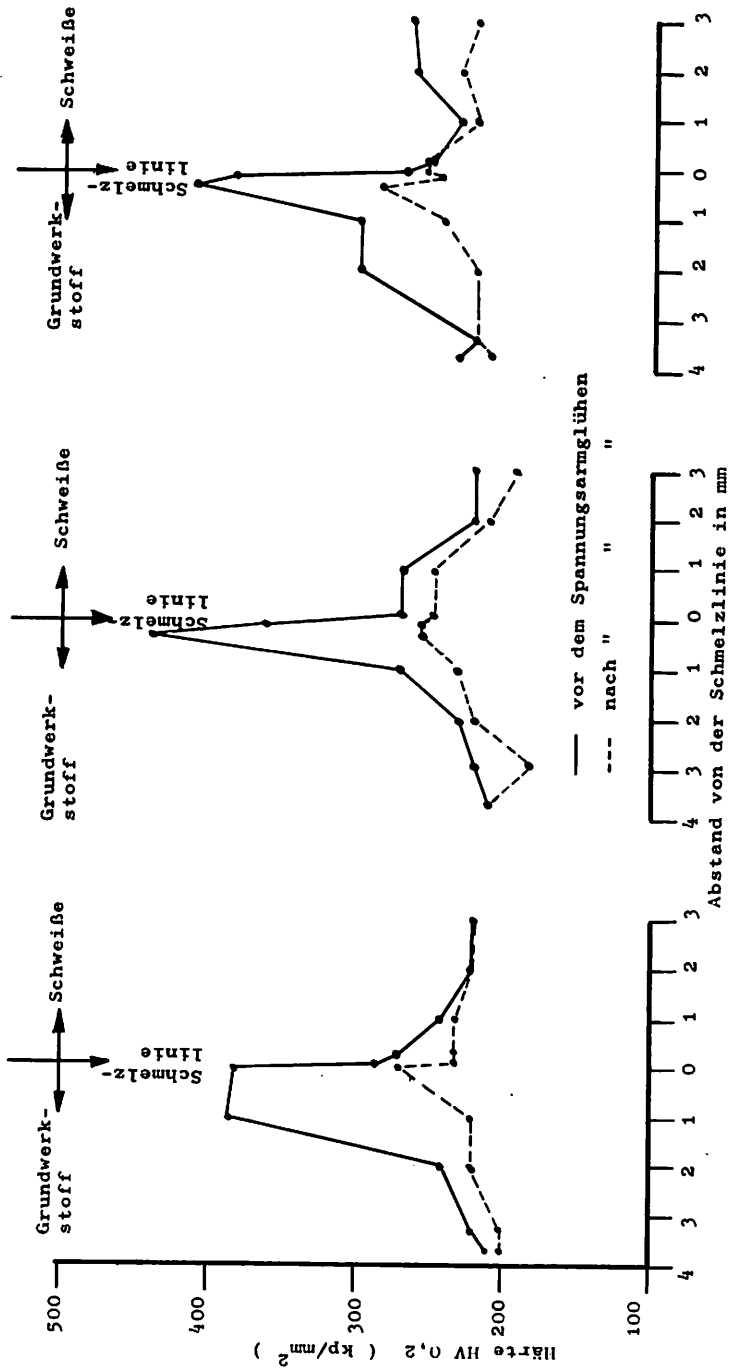
Risse, die beim Spannungsarmglühen in der wärmebeeinflussten Zone einer Schweißnaht in einem Stahl 22 NiMoCr 36 entstanden sind. Die Schweißnaht war fehlerhaft gelegt und besonders hohen Spannungen ausgesetzt.

46 mm



Bild 2

Darstellung einer 4 MCT-Probe



Härteverläufe vor und nach dem Spannungsarmglühen ( 20 h bei 600°C ) an Schweißnähten im Stahl 22 NiMoCr 36

Bild 3





Bild 4 3%ige  $\text{HNO}_3$ -Ätzung  
Rißverlauf einer gekerbten Zeitstandprobe des Stahles  
22 NiMoCr 36



Bild 4a

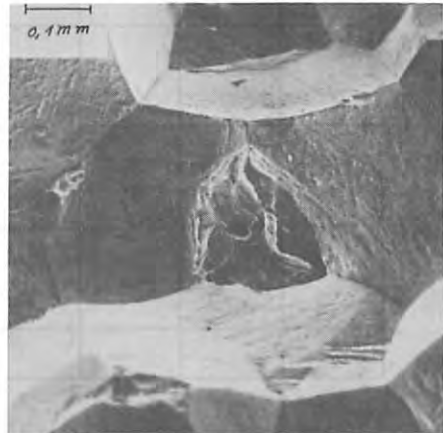
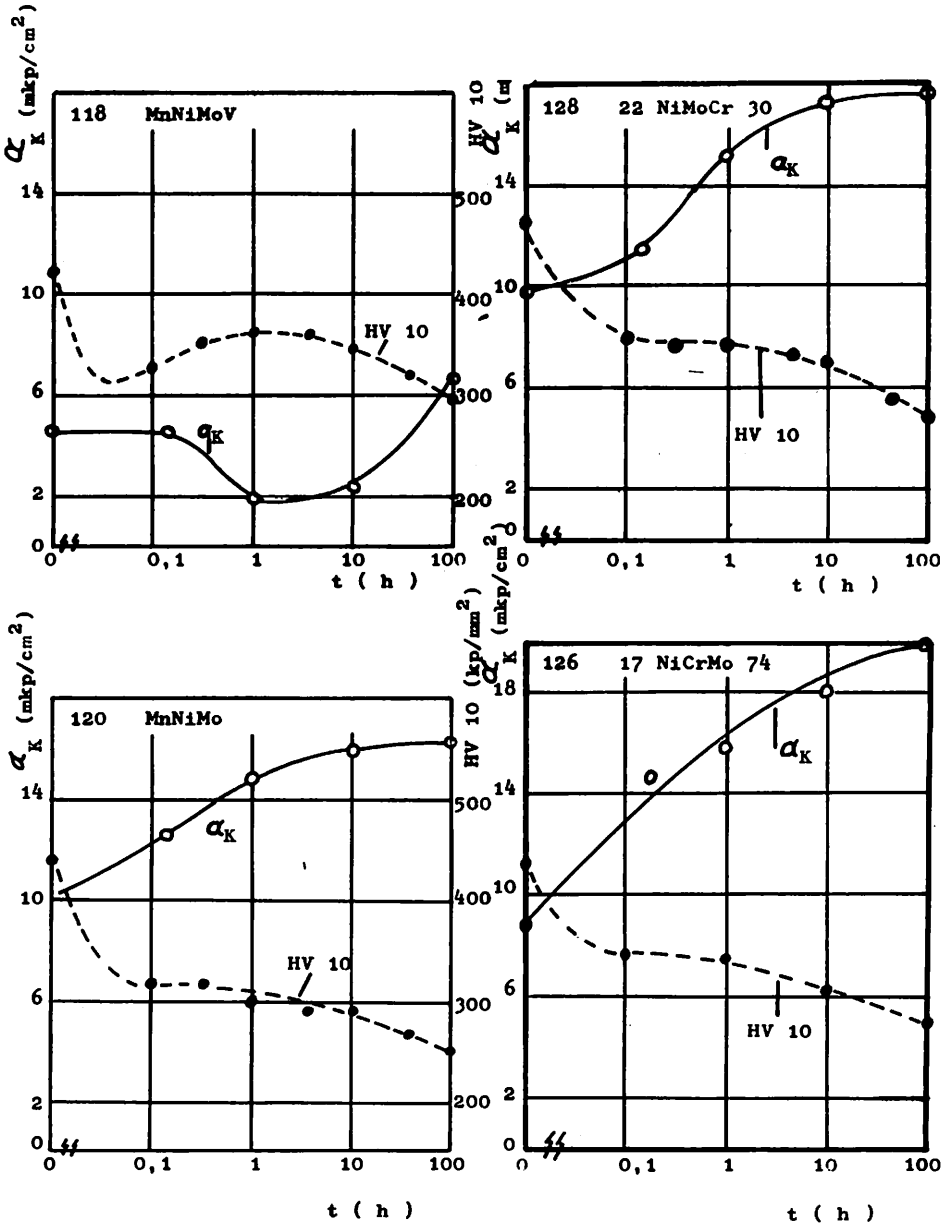


Bild 4b

lichtoptisch

Bruchfläche einer gekerbten Zeitstandprobe elektronenoptisch im Rasterelektronenmikroskop



Härte und Kerbschlagzähigkeit (CVN bei 80°C) in Abhängigkeit von der Glühzeit bei 580°C für martensitisches Überhitzungsgefüge

Bild 5

DISCUSSION

J. KAJAMAA, Finland

Q

What is the nitrogen content in your Vanadium steel ? Do you think that nitrides play any role in the stress relief cracking ?

K. DETERT, Germany

A

The nitrogen content was between 0.01 to 0.02 in all steels investigated. So far we did not notice any particular influence of nitrogen content in this range on the stress-rupture time relation of the steels investigated.