

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM  
KARLSRUHE**

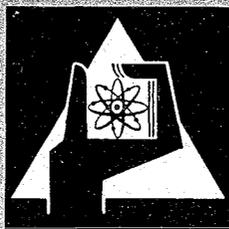
Januar 1967

KFK 536

Institut für Material- und Festkörperforschung

Einfluß einer Phasenumwandlung auf das Auftreten der  
Hochtemperaturversprödung nach Neutronenbestrahlung

H. Böhm, H. Hauck



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE



## EINFLUSS EINER PHASENUMWANDLUNG AUF DAS AUFTRETEN DER HOCHTEMPERATURVERSPRÖDUNG NACH NEUTRONENBESTRAHLUNG †

H. BÖHM und H. HAUCK

*Institut für Material- und Festkörperforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, Deutschland*

Eingegangen am 28. August 1966

Die Hochtemperaturversprödung durch Neutronenbestrahlung, die sich bei austenitischen Stählen und Nickellegierungen bei Temperaturen oberhalb  $\sim 0,5 T_s$  in einer starken Reduktion der Bruchdehnung bei nahezu unveränderter Streckgrenze und Zugfestigkeit bemerkbar macht, ist in letzter Zeit in einer Vielzahl von Arbeiten behandelt worden<sup>1)</sup>. Als Ursache wird das durch (n,  $\alpha$ )-Reaktionen gebildete Helium angesehen, das sich bei höheren Temperaturen in Form von Blasen an den Korngrenzen sammelt und zu einem interkristallinen Bruch nach geringer Verformung führt. Auffallend ist, dass diese Versprödung bisher nur an Legierungen beobachtet wurde, die auch im unbestrahlten Zustand bei höheren Temperaturen eine Neigung zum interkristallinen Bruch zeigen, wobei es sich ausschliesslich um kubisch-flächenzentrierte Werkstoffe handelt. Demgegenüber wird bei kubisch-raumzentrierten Vanadin-Legierungen, die selbst bei 950° C transkristallin brechen, keine Hochtemperaturversprödung nach Neutronenbestrahlung beobachtet<sup>2)</sup>, sodass ein Zusammenhang zwischen dem Bruchverhalten im unbestrahlten Zustand und dem Auftreten einer Hochtemperaturversprödung nahe liegt. Aufgrund dieser Vorstellung wurden bereits Untersuchungen durchgeführt, bei denen durch geeignete Ausscheidungen an den Korngrenzen die zur Bildung eines interkristallinen Risses erforderliche Spannung erhöht und das Aus-

mass der Hochtemperaturversprödung damit verringert wird<sup>1, 3, 4)</sup>.

Zur weiteren Klärung des Versprödungsmechanismus schien es sinnvoll, den Einfluss einer Phasenumwandlung auf die Hochtemperaturversprödung zu studieren. Für die Untersuchungen wurde ein ferritischer Chromstahl verwendet, dessen  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung unter den gewählten Versuchsbedingungen bei  $\sim 825^\circ\text{C}$  einsetzt. Die Zusammensetzung des Stahles ist in Tabelle 1 wiedergegeben. Der Stahl lag im vergüteten Zustand vor. Für die Versuche wurden Kleinerreissproben (3 mm  $\varnothing$ ) im FR-2 in Karlsruhe bei einer Temperatur von  $\sim 50^\circ\text{C}$  bis zu einer Dosis von  $4,8 \times 10^{19}$  therm. Neutronen/cm<sup>2</sup> bestrahlt. Der integrierte schnelle Fluss betrug  $1,6 \times 10^{18}$  n/cm<sup>2</sup>.

TABELLE 1

Zusammensetzung des untersuchten Stahles:  
(Angabe in Gew%)

C	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Si	Mn	B
0.11	11.3	0.7	0.5	0.3	0.25	0.45	0.35	0.007

Die Proben wurden nach der Bestrahlung mit einer Dehngeschwindigkeit von 0,1/min im Zugversuch bei Raumtemperatur sowie zwischen 450 und 880° C geprüft.

Während bei Raumtemperatur Streckgrenze und Zugfestigkeit eine Erhöhung um 25 bzw 10 % aufweisen, ist ein Einfluss der Bestrahlung

† Diese Arbeit wurde im Rahmen der Assoziation zwischen der Europäischen Atomgemeinschaft und der Gesellschaft für Kernforschung mbH., Karlsruhe, auf dem Gebiet der Schnellen Reaktoren durchgeführt

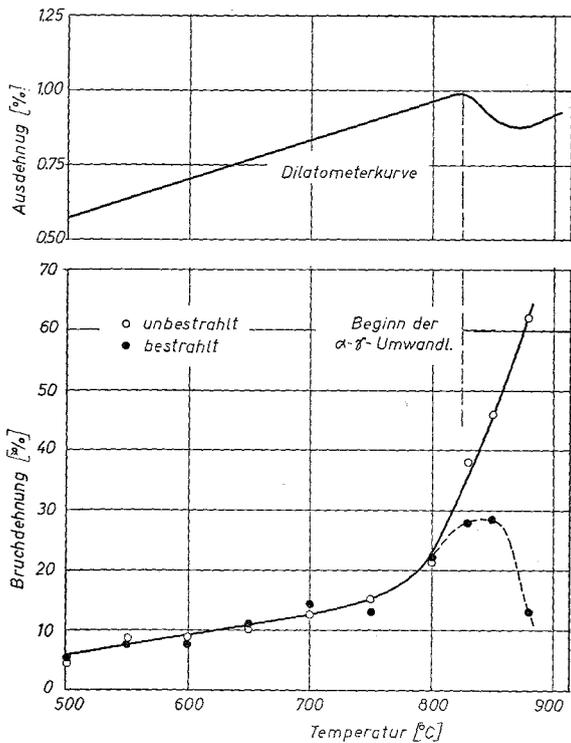


Fig. 1. Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die Bruchdehnung eines ferritischen Cr-Stahles.

auf diese Grössen oberhalb  $450^{\circ}\text{C}$  nicht mehr festzustellen. In Fig. 1 ist die Bruchdehnung der bestrahlten und unbestrahlten Proben für den Temperaturbereich von 500 bis  $880^{\circ}\text{C}$  zusammen mit der die  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung kennzeichnenden Dilatometer-Kurve wiedergegeben. Bei den angegebenen Messpunkten handelt es sich um Mittelwerte aus mehreren Messungen. Man erkennt, dass die Bruchdehnung bis zum Beginn der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung keine Änderung durch die Bestrahlung zeigt, d.h. im ferritischen Zustand tritt selbst bis  $800^{\circ}\text{C}$  keine Hochtemperaturversprödung auf. Im Gegensatz dazu zeigen alle austenitischen Stähle bereits oberhalb 600 bis  $650^{\circ}\text{C}$  bei der im untersuchten Zahl vorliegenden Heliumkonzentration von  $3 \times 10^{-3}$  At% eine deutliche Versprödung. Bei Temperaturen oberhalb des Umwandlungsbeginns setzt eine Hochtemperaturver-

sprödung ein, deren Ausmass mit steigendem Austenitanteil zunimmt und bei  $880^{\circ}\text{C}$  eine relative Erniedrigung der Bruchdehnung von etwa 80 % erreicht. Die Versprödung in diesem Bereich liegt damit in der gleichen Grössenordnung wie bei austenitischen Stählen.

Die vorliegenden Ergebnisse lassen eindeutig erkennen, dass bei der untersuchten Legierung eine Hochtemperaturversprödung erst auftritt, wenn die Ferrit-Austenit-Umwandlung einsetzt. Der Grund für dieses Verhalten kann entweder darin liegen, dass das Auftreten der Hochtemperaturversprödung an eine kubisch-flächenzentrierte Matrix gebunden ist, oder dass die zunehmende Auflösung der Karbidteilchen bei Überschreiten der Umwandlung und der damit verbundene Übergang zu einem weitgehend homogenen Gefüge zum Einsetzen der Versprödung führt.

Es ist bekannt, dass das Ausmass der Hochtemperaturversprödung durch geeignete Karbidausscheidungen beeinflusst, nicht aber ihr Auftreten gänzlich verhindert werden kann<sup>3, 4)</sup>. Daher ist es ziemlich unwahrscheinlich, dass das Fehlen einer Hochtemperaturversprödung bei der untersuchten Legierung im ferritischen Zustand allein auf das Vorhandensein von Karbidteilchen zurückzuführen ist. Man muss vielmehr annehmen, dass die kubisch-flächenzentrierte Matrix über eine ausgeprägte Neigung zum interkristallinen Bruch eine Hochtemperaturversprödung zur Folge hat. Für diese Ansicht sprechen auch die bereits zitierten Ergebnisse am austenitischen Stählen, Nickel- und Vanadinlegierungen.

#### Literatur

- 1) Zusammenfassende Darstellung: D. R. Harries, J. Brit. Nucl. Energ. Soc. (1966) 74
- 2) H. Böhm, W. Dienst, H. Hauck und H. J. Laue, ASTM Spec. Techn. Publ., demnächst
- 3) W. R. Martin und J.R. Weir, Paper no. 70, ASTM-Symp., Atlantic-City (1966)
- 4) A. C. Roberts und D. R. Harries, Paper no. 60, ASTM-Symp., Atlantic-City (1966)