

KfK 5361
Juni 1994

Ein austenitischer Stahl für Hüllrohre und Kernkomponenten natriumgekühlter Brüter mit hoher Duktilität nach Neutronenbestrahlung

L. Schäfer, H. Kempe
Institut für Materialforschung
Projekt Nukleare Sicherheitsforschung

Kernforschungszentrum Karlsruhe

**Kernforschungszentrum Karlsruhe
Institut für Materialforschung
Projekt Nukleare Sicherheitsforschung**

KfK 5361

Ein austenitischer Stahl für Hüllrohre und Kernkomponenten natriumgekühlter Brüter mit hoher Duktilität nach Neutronenbestrahlung

L. Schäfer, H. Kempe

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Als Manuskript gedruckt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe

ISSN 0303-4003

Kurzfassung

Im Rahmen der Entwicklung austenitischer Stähle als Werkstoffe für Hüllrohre und Kernkomponenten Schneller Natriumgekühlter Brutreaktoren wurden zwei Chargen mit unterschiedlicher Priorität für ihre Widerstandsfähigkeit gegen Heliumversprödung (B801) und Porenschwellen (F218) konzipiert und untersucht. Beide Stähle zeigten nach Bestrahlung in Reaktoren mit schnellem bzw. gemischtem Neutronenfluß sowohl im Warmzugversuch als auch im Zeitstandversuch eine Duktilität, die um den Faktor 5 höher liegt als die des Referenzstahles 1.4970. Für beide Stähle konnte die Schwellresistenz bis 40 dpa Neutronenbestrahlung nachgewiesen werden. Für Brennstab- und Bündelbestrahlungsexperimente stehen geprüfte Hüllrohre der Charge F218 mit den Abmessungen 6 x 0.38 mm, 6.55 x 0.45 mm und 7.6 x 0.5 mm zur Verfügung.

Abstract

An austenitic steel for fuel cladding tubes and core components of LMFBR's with high ductility after neutron irradiation.

Two heats of an austenitic stainless steel with different priority concerning the resistance against Helium-embrittlement (B 801) and void-swelling (F 218) had been developed and tested as a material for fuel rod claddings and core components of liquid metal fast breeder reactors. The two steels show a ductility five times higher than the reference steel 1.4970 in tensile - and creep-rupture-tests after irradiation in reactors with fast and mixed neutron flux respectively. Just so the swelling resistance had been confirmed up to 40 dpa. Checked claddings of the heat F 218 in the dimensions 6 x 0.38 mm, 6.55 x 0.45 mm and 7.6 x 0.5 mm are available for pin - and bundle irradiation experiments.

Ein austenitischer Stahl für Hüllrohre und Kernkomponenten natriumgekühlter Brüter mit hoher Duktilität nach Neutronenbestrahlung

| <u>Inhalt:</u> | Seite |
|---|-------|
| 1. Einleitung | 1 |
| 2. Versuchsmaterial und Prüfmethode | 1 |
| 3. Bestrahlungsmethoden | 2 |
| 3.1 Schwerionenbestrahlung | 2 |
| 3.2 Neutronenbestrahlung im BR-2 in Mol (Belgien) | 2 |
| 3.3 Bestrahlungen mit schnellen Neutronen im PFR in Dounreay (U.K.) | 3 |
| 3.3.1 PFR-Transient | 3 |
| 3.3.2 PFR-M2 | 3 |
| 3.3.3 PFR-Exchange | 3 |
| 4. Versuchsergebnisse | 3 |
| 4.1 Zugeigenschaften | 3 |
| 4.1.1 Bruchdehnung | 3 |
| 4.1.2 Gleichmaßdehnung | 4 |
| 4.1.3 Zugfestigkeit und Streckgrenze | 4 |
| 4.2 Schwellen durch Porenbildung | 5 |
| 4.2.1 Schwellen nach Schwerionenbestrahlung | 5 |
| 4.2.2 Schwellen nach Neutronenbestrahlung | 5 |
| 4.3 Bestrahlungsinduziertes Kriechen | 5 |
| 4.4 Zeitstandeigenschaften | 6 |
| 4.4.1 Unbestrahltes Material | 6 |
| 4.4.2 Nach Neutronenbestrahlung | 7 |
| 4.5 Metallografie und Mikrostrukturuntersuchungen | 8 |
| 4.5.1 Metallografische Charakterisierung der Chargen | 8 |
| 4.5.2 Mikrostrukturuntersuchungen | 8 |
| 5. Diskussion | 9 |
| 5.1 Heliumversprödung | 9 |
| 5.2 Schwellneigung | 11 |
| 5.3 Chemische Zusammensetzung | 12 |
| 6. Zusammenfassung | 13 |
| 7. Literatur | 14 |
| 8. Danksagungen, Nomenklatur, Abkürzungen | 16 |
| 9. Tabellen und Bilder | 19 |

1. Einleitung

Als Werkstoff für Hüllrohre und Kernkomponenten Schneller Natriumgekühlter Brutreaktoren sind bisher neben hochwarmfesten Nickelbasislegierungen [1] [2] [3] und Vanadinlegierungen [4] vor allem Stähle untersucht worden. Bei den Stählen gibt es wegen der allotropen Umwandlung des Kristallgitters des Eisens (bei 910 °C) kubisch flächenzentrierte, austenitische [5] und kubisch raumzentrierte, ferritische [6] Modifikationen. Beide Stahlarten haben deutliche Vor- und Nachteile, so daß sie als Alternativen anzusehen sind [7] [8]. Die austenitischen Stähle haben vor allem die Nachteile, daß sie bei Bestrahlung mit schnellen Neutronen Poren bilden, die das Volumen des Werkstoffes vergrößern, und daß sie durch Heliumansammlungen an den Korngrenzen ihre gute Verformbarkeit verlieren. In den 70-er und 80-er Jahren gab es weltweit große Bemühungen, durch Variation der chemischen Zusammensetzung und der mechanisch-thermischen Materialbehandlung, diese ungünstigen Eigenschaften der Austenite zu verbessern [9] [10] [11]. Über einen der neu entwickelten Stähle soll hier berichtet werden, weil er eine erhöhte Widerstandsfähigkeit gegen die Heliumversprödung aufweist. Daneben wurden aber auch die anderen für einen Einsatz in einem Brutreaktor relevante Eigenschaften überprüft, und es scheint so, daß dieser Stahl in allen Belangen brauchbar und noch optimierbar ist.

2. Versuchsmaterial und Prüfmethode

Das Versuchsmaterial besteht aus zwei Chargen eines austenitischen Stahles mit ungefähr folgender chemischer Zusammensetzung in Gewichtsprozent: 30 % Ni, 11 % Cr; 2 % Mo; 0,7 % V; 0,6 % Si; 0,1-0,4 % Mn; 0,01-0,02 % C und ca. 60 ppm B. Die genaue chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 1 enthalten. Auffallend ist hier der für einen austenitischen Stahl relativ hohe Nickel- und niedere Chromgehalt. Beides zusammen soll die Schwellneigung bei hohen Temperaturen reduzieren [10]. Die beiden Chargen unterscheiden sich im wesentlichen dadurch, daß die Charge F218 mehrere Arten von Karbonitriden bilden kann, während die Charge B801 nur Vanadinnitrid bildet. Reines Vanadinnitrid wurde gewählt, weil ein früherer Stahl mit dieser Ausscheidungsart sich in Zug- und Zeitstandversuchen nach einer Tieftemperatur-Neutronenbestrahlung ($T_B < 100$ °C; $\Phi \cdot t \approx 2 \cdot 10^{21}$ n/cm²) als relativ duktil erwiesen hat [12] [13]. Die Charge F218 mit mehreren Arten von Karbonitriden wurde sozusagen als Zwischenglied zwischen dem bisherigen Referenzstahl 1.4970 mit Titankarbidausscheidungen und der Charge

B801 mit Vanadinitrid konzipiert. Die Zugabe von Ti im Stahl F218 soll auch die Schwellneigung bei tiefen Temperaturen reduzieren. Die mechanisch-thermische Behandlung des Stahles war entweder nur kaltverformt oder zusätzlich bei 800 °C-2 h ausgelagert. Sie ist für die verschiedenen Untersuchungsarten und Probenformen in Tabelle 2 aufgeführt. Bild 2 zeigt die metallografischen Schlifffbilder der unbestrahlten Chargen B801 und F218 in verschiedenen Materialbehandlungszuständen.

3. Bestrahlungsmethoden

Ein Teil der Proben wurde bestrahlt, um das Schwellverhalten zu erfassen und um in Zug- und Zeitstandversuchen die Heliumversprödung zu überprüfen. Es wurden folgende Bestrahlungen durchgeführt:

3.1 Schwerionenbestrahlung [14]

Kleine Scheibchen mit einem Durchmesser von 3 mm und einer Dicke von 0,18 mm wurden in dem Variable Energy Cychtron (VEC) der AERE in Harwell (England) bestrahlt. Zunächst wurden ca. 17,5 appm He vorimplantiert, um die He-Transmutation während einer Neutronenbestrahlung zu simulieren. Anschließend wurde bei 575 °C (\cong 450 °C bei Neutronenbestrahlung) mit 46 MeV - Ni⁺ Ionen bis zu einer Dosis von ca. 70 dpa \pm 10 % (\cong 64 dpa NRT) bestrahlt. Da die Schicht maximaler Schädigung bei der verwendeten Technik in ca. 3,5 μ m Tiefe liegt, wurde die darüberliegende Schicht durch Vibrationspolieren abgetragen. Die Fotos der Transelektronenmikroskopie aus den Bereichen mit Poren wurden nach Porendurchmesser und -konzentration ausgewertet, und es wurde das Volumenschwellen in % berechnet.

3.2 Neutronenbestrahlung im BR-2 in Mol (Belgien)

Flachzugproben der Charge B801 mit einer Abmessung der Meßlänge von 25 x 4 x 0,5 mm (Bild 1) wurden in einer natriumgefüllten Bestrahlungskapsel des Types Mol 3B9 im Forschungsreaktor BR-2 in Mol/Belgien bei einer Temperatur von T = 650 °C bis zu einer Neutronendosis von $\Phi \cdot t_m = 8,2 \cdot 10^{21}$ n/cm² bestrahlt, wobei ca. 68 appm He akkumuliert wurden. Nach der Bestrahlung wurden die Zugproben in den Heißen Zellen des KfK in Zug- und Zeitstandversuchen geprüft.

3.3 Bestrahlung mit schnellen Neutronen im PFR in Dounreay (U.K.)

3.3.1 PFR-Transient

Rundzugproben der Charge B801 und F218 mit einem Durchmesser von 3 mm und einer Meßlänge von 20 mm (Bild 1) wurden in Bestrahlungsrigs bei etwa $T_p \approx 650\text{ °C}$ bis 40 dpa und bei $T_p \approx 480\text{ °C}$ bis 42 dpa bestrahlt.

3.3.2 PFR-M2 [15]

Hüllrohrabschnitte der Charge F218 mit und ohne Gasinnendruck mit den Abmessungen $6 \times 0,38 \times 25,5\text{ mm}$ (Bild 1) wurden bei $T_p \approx 493\text{ °C}$ bzw. 420 °C bis zu 38 dpa bestrahlt. Aus der Längenänderung der Proben schließt man auf den Schwellbetrag und aus der Durchmesseränderung auf das bestrahlungsinduzierte Kriechen und das Schwellen.

3.3.3 PFR-Exchange

Als Vergleichsmaterial wurde der Stahl 1.4970 bei $T_B = 420\text{ °C}$ bis 58 dpa bestrahlt. Sowohl die bestrahlten als auch die unbestrahlten Proben wurden in Zug- und Zeitstandversuchen geprüft, um die Festigkeit und die Duktilität als Maß für die Heliumversprödung in Abhängigkeit von Verformungsgeschwindigkeit und Temperatur zu erfassen. Rohrproben wurden mit Gasinnendruck belastet.

4. Versuchsergebnisse

4.1 Zugeigenschaften

Die Meßdaten und Parameter der Zugversuche sind in Tabelle 2 und 3 enthalten.

4.1.1 Bruchdehnung

Im Rahmen des Entwicklungszieles eines schwellresistenten austenitischen Stahles mit möglichst hoher Verformbarkeit nach Neutronenbestrahlung kommt der Bruchdehnung im Zugversuch die höchste Bedeutung zu. Sie ist in Bild 3 für die Stähle B801, F218 und 1.4970 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur bei einer Bestrahlungstemperatur von $T_B = 650\text{ °C}$ dargestellt. Bis 700 °C liegt die Bruchdehnung der bestrahlten Stähle B801 und F218 mit Werten zwischen 10 und 25 % extrem hoch, was als Sicherheitsreserve für Störfälle sehr vorteilhaft ist. Ab 700 °C fällt die Bruchdehnung mit zunehmender Temperatur auf einen hier unbekann-

ten unteren Grenzwerte ab. Ein totaler Duktilitätsverlust ist nicht zu erwarten [16], was auch die Meßwerte des Stahles 1.4970 bis 800 und 900 °C nahelegen. Insgesamt sind die beiden Entwicklungslegierungen ganz entscheidend duktiler als der auch nicht gerade schlechte Stahl 1.4970. Überraschend ist der Umstand, daß besonders bei tiefen Temperaturen die Stähle B801 und F218 im bestrahlten Zustand eine höhere Bruchdehnung haben als im unbestrahlten Zustand und das sowohl nach Bestrahlung im BR-2 als auch im PFR.

4.1.2 Gleichmaßdehnung

Die Gleichmaßdehnung der beiden Stähle B801 und F218 im bestrahlten und unbestrahlten Zustand und des Stahles 1.4970 im bestrahlten Zustand ist in Bild 4 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Die Gleichmaßdehnung nimmt mit zunehmender Prüftemperatur von etwa 10 % auf etwa 0,5 % ab, vermutlich ohne diesen Wert deutlich zu unterschreiten [16]. Die beiden Stähle B801 und F218 sind unterhalb 725 °C duktiler als der brauchbare Stahl 1.4970. Ebenso wie bei der Bruchdehnung ist auch hier bemerkenswert, daß die beiden Stähle B801 und F218 (hier allerdings nur nach Bestrahlung im PFR, oder aus dem kaltverformten Zustand heraus) nach Bestrahlung eine höhere Gleichmaßdehnung aufweisen als vor der Bestrahlung. Möglicherweise ist dafür die Erholung der Kaltverformung unter Bestrahlung bei $T_B = 650$ °C verantwortlich.

4.1.3 Zugfestigkeit und Streckgrenze

In den Bildern 5 und 6 sind die Zugfestigkeit bzw. die 0,2-Dehngrenze der Stähle B801 und F218 im bestrahlten und unbestrahlten Zustand sowie als Vergleich der Stahl 1.4970 im bestrahlten Zustand in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Die Werte der Zugfestigkeit und der Streckgrenze sind infolge Bestrahlung etwas abgefallen, und zwar wiederum bei den kaltverformten Zuständen im PFR mehr als bei dem zusätzlich ausgelagerten, was auf eine Erholung der Kaltverformung infolge der Hochtemperaturbestrahlung (mit $T_B = 650$ °C) schließen läßt. Der Stahl 1.4970 hat im allgemeinen eine etwas höhere Zugfestigkeit und Streckgrenze als die beiden Entwicklungslegierungen. Vermutlich ist seine Gefügestabilität höher.

4.2 Schwellen durch Porenbildung

4.2.1 Schwellen nach Schwerionenbestrahlung [14]

Die Schmelze B801 wurde im Zustand "1150 °C/0,5h + 15 % KV + 900 °C/2h" wie in Pkt. 3.1 beschrieben mit Schwerionen bestrahlt. Für die Untersuchungen im Transmissionselektronenmikroskop wurden die Proben nach dem "backthinning"-Verfahren abgedünnt, und es wurden aus den Bereichen mit Poren Fotos angefertigt, aus denen das (nur lokal vorhandene) Volumenschwellen zu 0,2 % bestimmt wurde. Das ist ein Wert, der es erlaubt, die Schmelze B801 unter den gegebenen Bedingungen (d.h. Schwerionenbestrahlung bei 575 °C bis ca. 70 dpa) als schwellresistent zu bezeichnen.

4.2.2 Schwellen nach Neutronenbestrahlung

In Tabelle 4 sind die Probenabmessungen vor und nach der Bestrahlung und die daraus berechneten prozentualen Änderungen der Probenlänge und des Probendurchmessers sowie die Versuchsparameter für die Stähle B801, F218 und 1.4970 angegeben. In Bild 7 sind die linearen Schwellbeträge (= relative Änderungen der Probenlänge bzw. des Probendurchmessers) in Abhängigkeit von den Atomverlagerungen ab 18 dpa dargestellt. Bis zu einer Dosis von 40 dpa ist kein Schwellen feststellbar, d.h. bis dahin schwellresistent ist der Stahl 1.4970 bei einer Bestrahlungstemperatur von $T_B = 420$ °C und sind die Stähle B801 und F218 bei den Bestrahlungstemperaturen $T_B \approx 500$ bzw. 650 °C. Oberhalb einer Dosis von 40 dpa ist das Schwellen des Stahles 1.4970 eindeutig meßbar, während für den Stahl B801 nur andeutungsweise erkennbar ist, daß auch bei ihm das Schwellen hier (bei $T_B = 480$ °C) beginnt.

4.3 Bestrahlungsinduziertes Kriechen

Die wenigen für den Stahl F218 vorhandenen Daten aus dem in-pile-Kriechexperiment PFR-M2 eignen sich nicht gut zur Auswertung auf bestrahlungsinduziertes Kriechen. Trotzdem soll das vorhandene Datenmaterial hier wenigstens in Tabelle 5 dokumentiert und in Bild 8 dargestellt werden. Ausgewertet wurde die relative Durchmesserzunahme der druckbeaufschlagten Rohrproben unter Abzug der reinen Schwellbeträge. Bei den Proben mit einer Bestrahlungstemperatur von $T_B = 420$ °C handelt es sich um den ersten Bestrahlungszyklus, während bei den Proben mit $T_B = 493$ °C nur der zweite Bestrahlungszyklus auswertbar war. Die Proben mit $T_B = 493$ °C zeigen bei hohen und bei tiefen Spannungen unter-

schiedliche Spannungsabhängigkeiten der Dehnungszunahme. Das bestrahlungsinduzierte Kriechen hat bei niedrigen Spannungen wahrscheinlich eine lineare Spannungsabhängigkeit, während oberhalb einer Tangentialspannung von etwa $\sigma_t = 106 \text{ MPa}$ ein anderer möglicherweise nichtlinearer Kriechmechanismus geschwindigkeitsbestimmend ist. Für eine Einordnung und Beurteilung solche Beobachtungen sei auf die einschlägige Literatur aus dem IMF verwiesen [17] bis [19].

4.4 Zeitstandeigenschaften

Die Zeitstandeigenschaften vor und nach Bestrahlung, wie sie hier im folgenden dargestellt werden, sind für die Berechnung der Standzeiten von strahlenbelasteten Bauteilen im Reaktor unbrauchbar, weil die thermisch aktivierten und die bestrahlungsinduzierten Kriechprozesse unterschiedlicher Art sind. Lediglich zur groben Abschätzung des Lebensdauerverlustes während einer Kühlmittelstörung können die Zeitstanddaten nach Bestrahlung verwendet werden. [20] Darüberhinaus ist lediglich die Bruchdehnung im bestrahlten (und unbestrahlten) Zustand von Interesse, weil sie ein Maß für die Heliumversprödung ist. Trotzdem sollen auch die Zeitstanddaten des unbestrahlten Materials berichtet werden, weil sie für manche Zwecke zur Charakterisierung eines Stahles brauchbar sind. Sofern Zeitstandversuche an Rohrproben unter Rohrrinnendruck durchgeführt wurden, wurde der Rohrrinnendruck und die gemessene tangentielle Bruchdehnung entsprechend den Ausführungen im Anhang in Vergleichswerte für einachsige Belastung umgerechnet.

4.4.1 Unbestrahltes Material

Die Zeitstanddaten der unbestrahlten Schmelzen B801 und F218 sind in den Tabellen 6 und 7 enthalten und in den Bildern 9 und 10 dargestellt. Variiert wurde die Prüftemperatur ($T_p = 600; 650; 700 \text{ und } 750 \text{ }^\circ\text{C}$) und die Probenform (Rund-, Flach- und Rohrproben). In Bild 9 ist (nach technischer Anschauung) die Zeitstandfestigkeit σ in Abhängigkeit von der Standzeit t_m dargestellt. Ebenso kann man aber auch die Standzeit in Abhängigkeit von der angelegten Spannung ablesen. Die Zeitstandergebnisse der Chargen B801 und F218 weichen nicht voneinander ab. Lediglich bei $T_p = 700 \text{ }^\circ\text{C}$ streuen die Flachproben aus Charge B801 stark. In Bild 10 ist die Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit dargestellt. Obwohl die Werte zum Teil stark streuen, ist doch feststellbar, daß die Bruchdehnung der Schmelze B801 wesentlich höher ist als die der Charge F218.

Verglichen mit dem Referenz-Hüllrohrstahl des SNR-300 (1.4970) sind diese Entwicklungslegierungen weniger fest, dafür aber ist die Charge B801 generell und die Charge F218 bei einer Prüftemperatur von $T_p = 600\text{ °C}$ duktiler als der Stahl 1.4970.

4.4.2 Nach Neutronenbestrahlung

Die Ergebnisse der Zeitstandversuche an bestrahlten Proben sind in Tabelle 8 enthalten und in den Bildern 11 und 12 dargestellt.

Bild 11 zeigt die Standzeit in Abhängigkeit von der Prüfspannung für die Prüftemperaturen $T_p = 650\text{ °C}$ und 700 °C . Bei einer Prüftemperatur von $T_p = 650\text{ °C}$ ist die Standzeit bzw. die Zeitstandfestigkeit der Charge F218 gegenüber dem unbestrahlten Zustand abgesunken, während sie bei einer Prüftemperatur von $T_p = 700\text{ °C}$ bei den beiden Chargen B801 und F218 unverändert geblieben ist. Die Standzeit des Stahles 1.4970 liegt bei einer Prüftemperatur von $T_p = 700\text{ °C}$ sowohl nach einer Bestrahlung im gemischten Fluß (BR-2) als auch im schnellen Fluß (PFR) am unteren Ende des jeweiligen Streubandes der Meßwerte. Lediglich bei einer Prüftemperatur von $T_p = 650\text{ °C}$ ist die Zeitstandfestigkeit des Stahles 1.4970 höher als die der Legierung F218, was allerdings auch zum Teil auf die unterschiedliche Bestrahlungstemperatur zurückgeführt werden kann.

Bild 12 zeigt die Zeitstand-Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Prüfspannung für die Prüftemperaturen $T_p = 650\text{ °C}$ und 700 °C . Die Bruchdehnung nimmt in dem gemessenen Bereich mit der Prüfspannung zu. Bei oder unterhalb von $\sigma = 100\text{ MPa}$ dürfte sich entsprechend früherer Messungen [16] ein Duktilitätsminimum befinden. Bei $\sigma = 350$ bis 400 MPa erreicht die Bruchdehnung die im Zugversuch (Bild 3) bei 650 bzw. 700 °C gemessenen Werte. Die Bruchdehnungen der Chargen B801 und F218 sind im Zeitstandversuch wie auch schon im Zugversuch eminent hoch. Dies gilt unabhängig davon, ob es sich um eine Bestrahlung im gemischten (BR-2) oder im schnellen (PFR) Fluß handelt, ob die Bestrahlungstemperatur relativ hoch (650 °C) oder relativ niedrig ($\sim 475\text{ °C}$) ist, ob die Prüftemperatur 650 °C oder 700 °C beträgt und ob die Proben Flach- oder Rundproben sind. Als Vergleich zu dem, was bisher als gut und brauchbar galt, ist der Stahl 1.4970 im gleichen Bild dargestellt. Seine Bruchdehnung ist etwa um den Faktor 5 niedriger als die der beiden Entwicklungslegierungen.

4.5 Metallografie und Mikrostrukturuntersuchungen

Die Untersuchungen dienen zwei Zielen: einmal der weiteren Charakterisierung der beiden Chargen B801 und F218 und zum anderen der Suche nach den Ursachen für die hohe Duktilität nach Bestrahlung.

4.5.1 Metallografische Charakterisierung der Chargen

Die Charge B801, die im Materialbestrahlungsexperiment Mol 3B9 eingesetzt war, hatte im Zustand LG = 1150 °C /1h + KV = 15-20 % + A = 800 °C/2h vor der Bestrahlung eine Härte von HV 0.05 = 227 und nach der Bestrahlung bei $T_B = 650$ °C eine Härte von HV 0.05 = 179. Anscheinend wird durch die Bestrahlung bei $T_B = 650$ °C die noch nach dem Anlassen bei $T_A = 800$ °C verbliebene restliche Kaltverformung abgebaut. Der mittlere Korndurchmesser nach ASTM beträgt $32 \div 65$ μm und die mittlere Korngröße nach ASTM beträgt $5 \div 7$, was dem Feinkornbereich entspricht. Die metallografischen Schlibfbilder in Bild 2a) und b) zeigen die unbestrahlten Materialbehandlungszustände a) = 1100 °C/1h + 15-20 % KV und b) = 1100 °C/1h + 15-20 % KV + 800 °C/2h. Auffallend ist, daß die Korngröße sehr ungleichmäßig ist. Anscheinend hat stellenweise beim Lösungsglühen schon bei 1150 °C die Grobkornbildung eingesetzt, obwohl sie nach einer anderen Versuchserie erst ab 1200 °C zu erwarten war. Die Dichte der Zwillingskorngrenzen ist relativ gering. Die Bruchart nach Bestrahlung ist gemäß dem metallografischen Schlibfbild in Bild 13a transkristallin und gemäß der Rasterelektronenmikroskopie in Bild 13b duktil [23]. Die Charge F218 hat in den beiden Materialbehandlungszuständen folgende Härte:

a.) LG = 1100 °C + KV = 30 % + R = 950 °C/30': HV 0,5 = 133

b.) LG = 1100 °C + KV = 30 % + R = 950 °C/30' + KV = 15 %: HV 0,5 = 220.

Die metallografischen Schlibfbilder in Bild 2a) und b) zeigen die unbestrahlten Materialbehandlungszustände. Die mittleren Korndurchmesser betragen etwa $30 \div 60$ μm , was einer Korngröße nach ASTM von $5 \div 7$ entspricht. Die Zwillingsdichte scheint für einen austenitischen Stahl nicht ungewöhnlich niedrig zu sein.

4.5.2 Mikrostrukturuntersuchungen

Nach der in der Diskussion (Pkt. 5.1) erläuterten Modellvorstellung sollte die hohe Duktilität nach Bestrahlung auf eine geringe Dichte der Zwillingskorngrenzen und auf feinverteilte Vanadinnitride zurückzuführen zu sein. Die Zwillingsdichte ist in Pkt. 4.5.1 angesprochen worden. Die Verteilung der Vanadinnitride in der

Charge B801 wird in Bild 14a gezeigt. Die gut sichtbaren Ausscheidungen sind durch Umformung zerstörte Primärausscheidungen, die hier uninteressant sind, weil sie unwirksam sind. Interessant sind die sicher auch vorhandenen, aber wahrscheinlich wegen ihrer Feinheit unsichtbaren Ausscheidungen aus dem festen Zustand. Diese würde man, wenn sie zu grob wären bevorzugt, (oder auch gerade nicht) an den Korngrenzen erwarten. Auf dem Bild 14a sind aber keinerlei Korngrenzen erkennbar, obwohl, wie Bild 14b zeigt, viele vorhanden sind. Das ist ein gutes Symptom für die Feinheit der Vanadinitrid-Ausscheidungen. Eventuell sind aber die kleinen hellen Pünktchen im Bild 14a nicht nur Untergrundrauschen, sondern auch Vanadin-Signale. Die in Bild 15 sichtbaren kleinen dunklen Ätzgrübchen sind eventuell die Spuren ehemaliger Vanadinitridausscheidungen. Sie sind nicht selten linienförmig angeordnet, was auf deren Ausscheidung an Versetzungen schließen läßt. Nachfolgende Untersuchungen am TEM werden hier Klarheit schaffen.

5. Diskussion

5.1 Heliumversprödung

Das auffallendste (und wegen seiner Einmaligkeit auch wertvollste) Merkmal der beiden untersuchten Entwicklungslegierungen B801 und F218 ist die hohe Duktilität nach Neutronenbestrahlung. Eine hohe Duktilität nach Neutronenbestrahlung kann bei sonst durchschnittlichen Eigenschaften ein entscheidendes Kriterium für die Auswahl eines Werkstoffs für Hüll- und Kernstrukturen sein. Daher soll hier diskutiert werden, wie dieses Phänomen erklärbar ist. Die ursprüngliche Modellvorstellung zur Erzeugung hoher Duktilitäten war einfach und lautete: Vanadinitrid hat gegenüber den in austenitischen Stählen üblichen Karbiden und Nitriden der Stabilisierungselemente (z.B. Nb, Ti) eine hohe Keimbildungs- und Oberflächenenergie [21]. Es wird sich daher bevorzugt an Versetzungen und an Fehlstellenclustern, die bei der Neutronenbestrahlung entstehen, ausscheiden. Da diese Fehlstellen überall feinverteilt entstehen, werden so auch die Vanadinitride vorliegen. Diese feindispersen Vanadinitride mit Korndurchmessern von weniger als 10 nm wachsen nur sehr träge und sind daher relativ stabil [12]. Man kann nun annehmen, daß sie während der Bestrahlung als Heliumfallen wirken und so verhindern, daß das entstehende Helium zu den Korngrenzen wandert, wo es Heliumblasen bilden würde, die einen spröden Korngrenzenbruch begünstigen. Möglicherweise sind aber nicht nur die Heliumfallen, sondern auch die kohärenten Zwillingskorngrenzen für die Duktilität bedeutungsvoll. Nach C. Wassilew [22] erzeugen sie mit abgleitenden Versetzungen Leerstellen, die sie dann

auch noch ohne großen Energieaufwand zu den Großwinkelkorngrenzen transportieren können. Dort können daraus, besonders wenn Helium an den Korngrenzen vorhanden ist, Hohlräume, oder mit Helium stabilisierte Blasen, entstehen, die zusammenwachsen und Korngrenzenrisse begünstigen, die wiederum zu verformungsarmen Brüchen führen. Dieser Mechanismus könnte in der Charge B801 auch wirksam sein, zumal eine niedrigere Konzentration an Zwillingskorngrenzen mit viel weniger Anrissen an Korngrenzen und Tripelpunkten im Vergleich zu anderen austenitischen Stählen beobachtet wurde [23].

Mit diesem Modell könnte man die Duktilität der Charge B801 erklären. Die Charge F218 dagegen bildet in Konkurrenz zu den Vanadinitriden noch Titan- und Niob-Karbonitride mit ganz anderen Eigenschaften. Möglicherweise aber ist in diesem Gesamtangebot an Ausscheidungen eine ausreichende Anzahl von solchen vorhanden, die so wie die Vanadinitride oder zusammen mit ihnen als feindisperse Heliumfallen wirksam sind. Da zusätzlich auch keine besonders niedrige Dichte an Zwillingskorngrenzen beobachtet wurde, ist es eher erstaunlich, daß die Charge F218, die so wenig den Modellvorstellungen entspricht, eine so gute Duktilität nach Bestrahlung hat. Andererseits ist es erfreulich, daß die hohe Duktilität nach Bestrahlung nicht nur bei einer modelltreuen Charge (B801), sondern auch bei einer bezüglich der Schwellresistenz optimierten Charge (F218) erreicht wurde. Auf diese Weise ist auch der in dem Patent Nr. 3902634 beanspruchte Legierungsbereich (s. Tabelle 1) vertretbar. Zusätzlich zur Legierungszusammensetzung wurden alle Parameter die einen Einfluß auf die Duktilität haben könnten variiert:

1.) Das Neutronenspektrum der Bestrahlung.

Es wurde eine anwendungstypische Bestrahlung im schnellen Fluß (PFR) und eine modellkritische Bestrahlung im gemischten Fluß (BR-2, Mol) mit hoher Heliumerzeugung gewählt.

2.) Die Bestrahlungstemperatur

Zusätzlich zu der kritischeren hohen Bestrahlungstemperatur von $T_B = 650$ °C im BR-2 und im PFR wurde noch eine niedrigere Bestrahlungstemperatur von $T_B \sim 475$ °C im PFR gewählt, um zu zeigen, daß die Versprödungsunterdrückung bei $T_B = 650$ °C vollständig gelungen ist und leichtere Bedingungen, wie sie niedrigere Diffusionsgeschwindigkeiten darstellen, auch keine noch besseren Erfolge erzielen können.

3.) Die Prüftemperatur

Sie wurde im Zugversuch (s. Bild 3) zwischen $T_p = 650\text{ °C}$ und $T_p = 850\text{ °C}$ variiert. Bis 750 °C sind die Chargen B801 und F218 gut duktil. Sehr hohe Prüftemperaturen aber sind ein "gnadenloser" Test auf Heliumversprödung. Bei Prüftemperaturen von $T_p = 850\text{ °C}$ genügen schon kleinste Heliummengen an den Korngrenzen, die gar nicht dorthin transportiert wurden, sondern dort schon entstanden sind, um das Bruchgeschehen mehr oder weniger zu verspröden. Dies ist unabänderlich und somit auch hier geschehen, allerdings sehr viel schwächer als beim Stahl 1.4970.

4.) Die Prüfspannung

Je niedriger die Prüfspannung ist, desto mehr verlagert sich die Verformung auf die ohnehin schwachen Korngrenzen, und die Bruchdehnung nimmt ab (s. Bild 12). In den meisten Fällen durchläuft die Bruchdehnung aber ein Minimum, so daß bei Spannungen, die Reaktorbedingungen entsprechen, die Bruchdehnung wahrscheinlich nicht niedriger als hier gemessen ist. Die minimale gemessene Bruchdehnung von 4,7 % dürfte aber ein sehr komfortables Duktilitätspolster für Reaktorausleger sein, die bisher mit etwa einem Zehntel dieses Wertes auskommen mußten. Auf jeden Fall aber stellt der Unterschied zwischen den Daten des bisherigen Referenzstahles 1.4970 und den Entwicklungslegierungen einen ganz entscheidenden Fortschritt dar.

5.) Der Materialbehandlungszustand

Wegen der damit verbundenen Verringerung der Schwellneigung wurde hier fast nur kaltverformtes Material benutzt. Dies ist entsprechend der Modellvorstellung von den Heliumfallen auch schon ein relativ günstiger Anfangszustand für das Material. Der zusätzlich ausgelagerte Zustand hat hier jedenfalls im Zugversuch niedrigere Bruchdehnungen als der rein kaltverformte.

5.2 Schwellneigung

Die Schwellresistenz in der Schwerionenbestrahlung ist nur als Vororientierung anzusehen. Leider ist aus den vorhandenen Meßdaten der Neutronenbestrahlung nicht erkennbar, ob die ursprünglichen Entwicklungsziele dieser Legierungen erreicht wurden. Der einfachere Stahl B801 sollte aufgrund seines erhöhten Nickelgehaltes und seines optimierten Verhältnisses von Chrom zu Nickel besonders bei

hohen Bestrahlungstemperaturen und aufgrund des erhöhten Siliziumgehaltes auch bei tiefen Bestrahlungstemperaturen etwas schwellresistenter werden als der bisherige Referenzstahl 1.4970. Beim Stahl F218 wurde zur zusätzlichen Verbesserung der Schwellresistenz bei tiefen Bestrahlungstemperaturen noch etwas Titan und Aluminium hinzulegiert. Dabei bestand allerdings die Gefahr, daß dadurch der Heliumfallen-Mechanismus beeinträchtigt würde, was sich aber im nachhinein nicht bestätigt hat.

Da bei einer Bestrahlungstemperatur von $T_B = 650\text{ °C}$ für die Charge F218 bis 40 dpa keinerlei Schwellen gemessen wurde und im Mittel sogar eine Verkürzung der Abmessungen um 0.1 % beobachtet wurde, kann man diese Legierungen bei $T_B = 650\text{ °C}$ bis 45 dpa als sicher schwellresistent ansehen. Dasselbe könnte man wegen gleicher Ni- und Cr- Gehalte auch für die Charge B801 erwarten. Bei Bestrahlungstemperaturen unterhalb $T_B = 500\text{ °C}$ zeigt die Charge B801 ab 42 dpa andeutungsweise erstes Schwellen. Ob dies ebenso für die Charge F218 gilt, die bis 38 dpa sicher schwellresistent ist, ist offen. Man kann nur hoffen, daß sie aufgrund der zusätzlichen Dotierung mit Ti und Al länger schwellresistent bleibt. Auf jeden Fall sind nach den vorliegenden Meßdaten die beiden Entwicklungslegierungen nicht weniger schwellresistent als der Stahl 1.4970.

5.3 Chemische Zusammensetzung

Um die angeführten und diskutierten Eigenschaften des Stahles mit einiger Sicherheit reproduzieren zu können, sind genaue Kopien der untersuchten Chargen weder möglich noch nötig. Schon der Unterschied der Chargen B801 und F218 in der chemischen Zusammensetzung bei etwa gleichwertigen Eigenschaften signalisiert eine gewisse Toleranz der Legierung, die aber hier diskutiert werden muß. Der Nickelgehalt sollte wegen der Schwellresistenz bei hohen Bestrahlungstemperaturen zwischen 26 und 33 % liegen. Dabei ist der höhere Betrag vorzuziehen, weil Nickel (bis ca. 30 %) im austenitischen Stahl die Stapelfehlerenergie des kubisch flächenzentrierten Mischkristalls erhöht und so die Zwillingkorngrenzendichte erniedrigt [24]. Der Chromgehalt sollte wegen der Schwellresistenz und Stapelfehlerenergie möglichst niedrig und wegen der Matrixhärtung und der Korrosionsresistenz möglichst hoch liegen. Wegen der Schwellresistenz sollte ein Verhältnis von Ni: Cr > 2 eingehalten werden. Also sind hier $11 \div 13\%$ Cr richtig. Molybdän wird zur athermischen Erhöhung der Materialfestigkeit zugegeben. Bei hohen Anwendungstemperaturen ($600 \div 700\text{ °}$) sind 2% optimal, bei tiefen Anwendungstemperaturen deutlich weniger. Hier wird ein Bereich von

1,7 ÷ 2,1 % für Hüllrohre empfohlen. Zur Erzeugung von Heliumfallen ist Vanadinnitrid notwendig. Aus der Menge der überflüssigen Primärausscheidungen in der Charge B801 sollte man schließen daß etwa 0.06 % N und 0.22 % V ausreichen (V: N = 3.6). Offenbar schadet aber auch nicht die doppelte Menge, oder deutlich weniger Stickstoff, wenn er durch Kohlenstoff ersetzt wird. Daher wird ein Vanadinhalt mit 0.3 ÷ 0.6 % zur Heliumfallenbildung sicher ausreichen. Zur Reduzierung der Schwellneigung bei tiefen Temperaturen sollten 0.2 ÷ 0.3 % Ti, 0.1 ÷ 0.2 % Al, 0.6 ÷ 0.8 % Si und evtl. bis 0.4 % Nb und 0.05 % P hinzulegiert werden. Mangan könnte mit 0.2 ÷ 0.5 % zum Abbinden von Schwefelverunreinigungen dienen. Der Kohlenstoffgehalt sollte unter 0.05 % liegen, damit die Wirkung der Vanadinnitride nicht überdeckt wird. Bor mit 40 ÷ 80 ppm stabilisiert die Korngrenzenkarbide. Alles in allem entspricht die hier vorgeschlagene Stahllegerung in etwa dem Patent Nr. 3902634 [11].

6. Zusammenfassung

Im Rahmen der Entwicklung austenitischer Stähle als Werkstoffe für Hüllrohre und Kernkomponenten Schneller Natriumgekühlter Brutreaktoren wurden zwei Chargen mit unterschiedlicher Priorität für ihre Widerstandsfähigkeit gegen Heliumversprödung (B801) und Porenschwellen (F218) konzipiert und untersucht. Beide Stähle zeigten nach Bestrahlung im schnellen (PFR) bzw. gemischten (BR-2) Fluß sowohl im Warmzugversuch als auch im Zeitstandversuch eine Duktilität, die um den Faktor 5 höher liegt als die des Referenzstahles 1.4970. Für beide Stähle konnte die Schwellresistenz bis 40 dpa Neutronbestrahlung nachgewiesen werden. Das Verhalten bei höheren Dosen ist für die Charge F218 unbekannt, während die Charge B801 erste kleine Schwellbeträge zeigt. Für Brennstab- und Bündelbestrahlungsexperimente stehen geprüfte Hüllrohre der Charge F218 mit den Abmessungen 6 x 0.38 mm; 6.55 x 0.45 mm und 7.6 x 0.5 mm zur Verfügung. Falls zu dem Stahl 1.4970 echte Alternativen beachtet werden sollen, empfiehlt sich (neben der hochwarmfesten aber spröden Nickelbasislegierung PE16) vor allem der hier vorgestellte hochduktile Stahl.

7. Literatur

- [1] R.M. Boothby and D.R. Harries: Irradiation - induced embrittlement and precipitation in Nimonic PE 16. AERE-R 10108, (March 1981), pp. 1-18.
- [2] G.W. Lewthwaite, D. Mosedale: Irradiation creep of Nimonic PE 16 alloy in the Dounreay Fast Reactor. Proceedings of the Ajaccio-Conference (4.-8. Juni 1979). G7 pp. 399.
- [3] F.W. Wiffen: 4.2 Mechanical Properties of Nimonic PE 16 Following Irradiation in HFIR. In: Alloy Development for Irradiation Performance. DOE/ET-0058/4 (May 1979), pp. 48-56.
- [4] D.N. Braski: The effect of neutron irradiation on the tensile properties and microstructure of several Vanadium alloys. In: F.A. Garner, C.H. Henager, Jr. and N. Igata, Eds. Influence of radiation on material properties, ASTM-STP 956 (1987), pp. 271-290.
- [5] W. Schneider et al.: Stand der Hüllmaterialentwicklung für das SNR-Referenzkonzept - kritische Materialprobleme - In: W. Marth, G. Mühlring: Schnellbrüter-Brennelemententwicklung. Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK 3505 (August 1983). S. 125-146.
- [6] K. Anderko: Zur Eignung warmfester Vergütungsstähle mit 9 bis 12 % Chrom für Komponenten im Kern Schneller Reaktoren-Ein Überblick. Journal of Nuclear Materials 95 (1980) S. 31-43.
- [7] K. Ehrlich und K. Anderko: Werkstoffe für höhere Abbrände. In: W. Marth, G. Mühlring: Schnellbrüter-Brennelemententwicklung. Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK 3505 (August 1983). S. 147-177.
- [8] R.G. Faulkner and K. Anderko: High Temperature Ductility of Irradiated Ferritic and Austenitic Steels. Journal of Nuclear Materials 113 (1983) 168-171.
- [9] K. Ehrlich und K. Anderko: Material Development for LMFBR-Fuel Elements of High Burn-up. International Symposium on Fast Breeder Reactors-Experience and Future Trends. IAEA-SM 284/17, Lyon (France), 22.-26. July 1985.

- [10] J.F. Bates and W.G. Johnston: Effects of Alloy Composition on Void Swelling. In: M.L. Bleiberg and J.W. Bennett: Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials. International Conference in Scottsdale, Arizona, 19.-23.06.1977, AIME (1977) pp. 625-644.
- [11] L. Schäfer: Verwendung eines austenitischen Stahls als Reaktorwerkstoff. Patentschrift DE 3902 634 C 2 (30.01.1989 und 15.10.1992).
- [12] L.G. Liljestrand and A. Omsen: The Mechanisms of Improved Creep Strength in a New Austenitic Stainless Steel. Metallurgical Transactions A, Vol. 6A (Februar 1975) pp. 279-286.
- [13] E. Pott, L. Schäfer: Kernforschungszentrum Karlsruhe, IMF II, Interner Bericht (März 1994).
- [14] D. Gulden, G. Hecker, K. Ehrlich: Kernforschungszentrum Karlsruhe, Interner Bericht (Sept. '82).
- [15] K. Herschbach: Kernforschungszentrum Karlsruhe, Interner Bericht (Sept. 1990).
- [16] L. Schäfer: Mechanische Eigenschaften der Hüllrohre aus dem Stahl 1.4970 nach dem Einsatz in Bündelbestrahlungsexperiment Rapsodie. Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK 3029 (Aug. 1980).
- [17] C. Wassilew, K. Ehrlich and H.J. Bergmann: Analysis of the In-Reacto Creep and Rupture Life Behavior of Stabilized Austenitic Stainless Steels and the Nickel-Base Alloy Hastalloy-X, ASTM-STP 956 (1987) pp. 30-53.
- [18] K. Herschbach, W. Schneider, H.J. Bergmann: Swelling and In-Pile Creep Behavior of Some 15 Cr 15 Ni Ti Stainless Steels in the Temperature Range 400 to 600 °C, ASTM-STP 1046 (1990), pp. 570-587.

- [19] K. Herschbach, W. Schneider, K. Ehrlich: Effect of minor alloying elements upon swelling and in-pile creep in model plain Fe-15 Cr-15 Ni stainless steels and in commercial DIN 1.4970 alloys. *Journal of Nuclear Materials* 203 (1993) 233-248.
- [20] L. Schäfer and C. Wassilew: Assessment of the residual time to rupture of fuel pins after reactor core disturbances using the Lebensanteil rule, *Nuclear Engineering and Design* 137 (1992) pp. 371-378.
- [21] L.G. Liljestränd and A. Omsen: The Mechanisms of Improved Creep Strength in a New Austenitic Stainless Steel. *Jahrestagung Kerntechnik* 73, 1973 in Karlsruhe, KTG und Deutsches Atomforum, S. 606-609.
- [22] C. Wassilew: Influence of Helium embrittlement on post irradiation creep rupture behaviour of austenitic and martensitic stainless steel. In: *Mechanical behaviour and nuclear applications of stainless steel at elevated temperatures*. Metals Society, London, International Conference in Vares (Italy), 1981, pp. 172-181.
- [23] R. Lindau: Kernforschungszentrum Karlsruhe, Interner Bericht. (1986)
- [24] R. E. Schramm and R.P. Reed: Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6A (July 1975), pp. 1345-51.

8. Danksagungen, Nomenklatur, Abkürzungen

Danksagungen

Die Autoren bedanken sich bei Herrn DI G. Gulden, ehem. IMF II, für TEM-Untersuchungen zum Porenschwellen [14,] bei Herrn DI R. Lindau, IMF I, für Untersuchungen an einer bestrahlten Probe am Rasterelektronenmikroskop [23], bei Herrn A. Kräuter, HVT-HZ, für Zugversuche an bestrahlten Proben, bei den Herren W. Kunisch und A. Drasl, HVT-HZ, für Zeitstandversuche an bestrahlten Proben, bei Herrn B. Burbulla, HVT-HZ, für metallografische Schliffbilder an einer be-

strahlten Probe, bei den Herren P. Graf und H. Zimmermann, IMF I, für metallografische Schliffbilder an unbestrahlten Proben, bei Herrn W. Schweiger, IMF II, für Zugversuche an unbestrahlten Proben und bei Herrn Ing. M. Schirra, IMF I, für Zeitstandversuche an unbestrahlten Proben.

Nomenklatur

| | | |
|----------------------------|---|--|
| A [%] | — | Bruchdehnung im Zugversuch |
| A _g [%] | — | Gleichmaßdehnung im Zugversuch |
| A _U [%] | — | Bruchdehnung im Zeitstandversuch |
| BIK | — | Bestrahlungsinduziertes Kriechen |
| d | — | Durchmesser einer Probe (i = innen; a = außen) |
| dpa | — | displacement per atom |
| KV | — | Kaltverformung |
| LG | — | Lösungsglühen |
| l | — | Länge einer Probe |
| KG | — | Korngröße |
| P _i [bar] | — | Rohrinnendruck |
| R | — | Rekristallisation |
| R _m [MPa] | — | Zugfestigkeit |
| R _{p, 0.2} [MPa] | — | 0,2-Dehngrenze (Streckgrenze) |
| T _A [°C] | — | Anlaßtemperatur |
| T _B [°C] | — | Bestrahlungstemperatur |
| T _p [°C] | — | Prüftemperatur |
| t _m [h] | — | Standzeit |
| V | — | Vakuumabkühlung |
| σ [MPa] | — | Prüfspannung |
| σ _t [MPa] | — | tangentiale Prüfspannung |
| σ _V [MPa] | — | Vergleichspannung im Zeitstandversuch |
| Φ · t [n/cm ²] | — | Neutronendosis |
| ε [%/min.] | — | Verformungsgeschwindigkeit |
| ε _t [%] | — | Tangentialbruchdehnung im Zeitstandversuch |
| ε _V [%] | — | Vergleichsbruchdehnung im Zeitstandversuch |
| Δ | — | Änderung |

Abkürzungen

| | | |
|---------|---|--|
| A | — | <u>A</u> uslagerung/ <u>A</u> nnealing |
| AERE | — | <u>A</u> tom <u>E</u> ner <u>G</u> y <u>R</u> esearch <u>E</u> stablishment |
| ASTM | — | <u>A</u> merican <u>S</u> ociety for <u>T</u> esting and <u>M</u> aterials |
| BR 2 | — | Forschungsreaktor in Mol (Belgien) |
| B 801 | — | Charge eines neu entwickelten austenitischen Stahles |
| F 218 | — | Charge eines neu entwickelten austenitischen Stahles |
| HVT-HZ | — | <u>H</u> auptabteilung <u>V</u> ersuch <u>t</u> echnik <u>H</u> ei <u>ß</u> e <u>Z</u> ellen |
| HV 0,5 | — | Vickershärte mit 0,5 Kp Last |
| IMF II | — | <u>I</u> nstitut für <u>M</u> aterial <u>f</u> orschung II |
| KfK | — | <u>K</u> ern <u>f</u> orschungszentrum <u>K</u> arlsruhe |
| Mol 3B9 | — | Materialbestrahlungsexperiment in BR2 |
| PFR | — | <u>P</u> rototype <u>F</u> ast <u>R</u> eactor in Dounreay (U.K.) |
| SNR 300 | — | <u>S</u> chneller <u>N</u> atriumgekühlter Brut <u>r</u> eaktor 300 |
| TEM | — | <u>T</u> ransmissions- <u>E</u> lektronen <u>m</u> ikroskopie |

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung (in Gew. %) der beiden Versuchsschmelzen B801 und F218 eines austenitischen Stahles nach Patent-Nr. 3902634

| | B801 | F218 | Paten-Nr. 3902634 |
|----|-----------|-------------|-------------------|
| Fe | 56 (Rest) | 55.1 (Rest) | Rest |
| Ni | 30.5 | 29.5 | 26 ÷ 33 |
| Cr | 11.1 | 11.2 | 11 ÷ 14 |
| Mo | 2.0 | 1.9 | 1.7 ÷ 2.1 |
| V | 0.7 | 0.63 | 0.4 ÷ 0.8 |
| Si | 0.6 | 0.54 | 0.4 ÷ 0.8 |
| Nb | - | 0.34 | 0 ÷ 0.4 |
| Mn | 0.39 | 0.1 | 0 ÷ 0.5 |
| Ti | - | 0.31 | 0 ÷ 0.6 |
| Al | - | 0.16 | 0.1 ÷ 0.2 |
| N | 0.11 | 0.025 | 0.02 ÷ 0.08 |
| C | 0.01 | 0.022 | 0.02 ÷ 0.06 |
| Zr | - | 0.041 | 0.03 ÷ 0.05 |
| P | 0.007 | 0.014 | 0.01 ÷ 0.06 |
| B | 55 ppm | 60 ppm | 40 ÷ 80ppm |

Tabelle 2: Zugeigenschaften der austenitischen Stähle B801 und F218 mit und ohne Neutronenbestrahlung, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ \%}/\text{min}$.

| Schmelze Nr. | Werkstoffzustand | Bestr.-bedingungen | Probe Nr. | Prüf-temperatur in °C | R _m in MPA | R _{p0.2} in MPA | A in % | A _g in % | Probenform |
|--------------|----------------------------------|--------------------|-----------|-----------------------|-----------------------|--------------------------|--------|---------------------|------------|
| B801 | KV ₁ + A ₁ | 1 | 12 | 600 | 429 | 342 | 10.2 | 7.6 | flach |
| " | " | " | 11 | 650 | 380 | 336 | 13.6 | 4.8 | - |
| " | " | " | 15 | 650 | 372 | 337 | 13.2 | 4.5 | - |
| " | " | " | 10 | 700 | 322 | 304 | 16.8 | 2.1 | - |
| " | " | " | 9 | 750 | 268 | 262 | 10.8 | 0.9 | - |
| " | KV ₂ | 2 | V1 | 650 | 361 | 278 | 25.2 | 11.1 | rund |
| " | " | " | V2 | 750 | 240 | 224 | 20.0 | 2.5 | - |
| " | " | " | V8 | 800 | 162 | 159 | 12.8 | 0.7 | - |
| " | " | " | V6 | 850 | 139 | 138 | 5.7 | 0.5 | - |
| F218 | KV ₃ | 3 | 15 | 550 | 451 | 303 | 23.6 | 14.8 | - |
| " | " | " | 17 | 650 | 312 | 268 | 21.7 | 5.8 | - |
| " | " | " | 18 | 750 | 197 | 193 | 15.0 | 1.3 | - |
| " | " | " | 28 | 800 | 155 | 151 | 9.5 | 0.8 | - |
| " | " | " | 19 | 850 | 120 | 117 | 3.3 | 0.7 | - |
| B801 | KV ₂ | ohne | | 600 | 477 | 446 | 17.6 | 5.1 | rund |
| " | " | " | | 650 | 413 | 399 | 25.6 | 1.8 | - |
| " | " | " | | 700 | 348 | 319 | 35.3 | 1.2 | - |
| " | " | " | | 750 | 265 | 234 | 31.1 | 0.7 | - |
| " | " | " | | 600 | 497 | 385 | 11.6 | 7.6 | flach |
| " | " | " | | 650 | 422 | 362 | 21.5 | 1.7 | - |
| " | " | " | | 700 | 346 | 282 | 25.0 | 2.1 | - |
| " | KV ₁ + A ₁ | " | | 750 | 255 | 221 | 56.8 | 1.7 | - |
| " | " | " | | 600 | 475 | 382 | 12.5 | 11.4 | - |
| " | " | " | | 650 | 431 | 372 | 12.6 | 7.8 | - |
| " | " | " | | 700 | 358 | 319 | 13.3 | 3.5 | - |
| " | " | " | | 750 | 304 | 247 | 16.6 | 1.9 | - |
| F218 | KV ₃ | " | | 550 | 512 | 469 | 11.4 | 7.1 | - |
| " | " | " | | 600 | 452 | 406 | 25.7 | 6.4 | - |
| " | " | " | | 650 | 412 | 399 | 26.5 | 1.2 | - |
| " | " | " | | 700 | 336 | 327 | 33.1 | 0.8 | - |
| " | " | " | | 750 | 279 | 275 | 57.5 | - | - |
| " | " | " | | 800 | 211 | 207 | 50.5 | 0.5 | - |
| " | " | " | | 850 | 157 | 151 | 52 | 0.5 | - |

Anmerkungen zu Tabelle 2:

A. Materialbehandlungszustände

KV₁ + A₁ bedeutet: 1150 °C/1h + 15 - 20 % KV + 800 °C/2h

KV₂ bedeutet: 1150 °C/0.5h + 900 °C/2h + 15 % KV

KV₃ bedeutet: 1100 °C/1h + 30 % KV + 950 °C/30 min. + 15 % KV

B. Bestrahlungsbedingungen

1 bedeutet: Mol 3B9 im BR-2; T_B = 650 °C (Soll)

$$\Phi \cdot t \text{ (therm.)} = 2.75 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$$

$$\Phi \cdot t \text{ (E > 0.1 MeV)} = 7.15 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$$

$$\Phi \cdot t_{\text{ges}} = 8.2 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$$

2 bedeutet: PFR-Trans. Rig. 14-01 PR. 33; T_B = 653 °C, max. 24.1 dpa.

3 bedeutet: PFR-Trans. Rig. 14-01 HT. 028; T_B = 650 °C; max. 39.2 dpa

Tabelle 3: Zugeigenschaften des austenitischen Stahls 1.4970, Chg. 8-29052, Flachzugproben (0.7 x 4 x 25 mm) aus der Materialbestrahlung Mol 3B8.

| Werkstoffzustand | Probe Nr. | T _p in °C | ε in %/min. | R _m in MPa | R _{p0.2} in MPa | A in % | A _g in % |
|---|-----------|----------------------|-------------|-----------------------|--------------------------|--------|---------------------|
| KV ₁ + A ₁ + A ₂ | 2 | 700 | 0.2 | 286 | 281 | 4.5 | 0.9 |
| " | 3 | " | 2.0 | 319 | 306 | 3.1 | 1.9 |
| " | 7 | 500 | 0.2 | 436 | 373 | 5.1 | 3.9 |
| " | 8 | 600 | " | 391 | 354 | 4.8 | 4.0 |
| " | 10 | 700 | " | 286 | 280 | 4.3 | 0.9 |
| " | 11 | 800 | " | 196 | 193 | 0.7 | 0.4 |
| LG ₁ + KV + A ₁ | 265 | 700 | " | 319 | 281 | 4.7 | 1.4 |
| " | 681 | " | " | 333 | 312 | - | 1.6 |
| " | 106 | " | " | 331 | 305 | 5.8 | 1.4 |
| " | 259 | " | " | 331 | 306 | 4.3 | 1.3 |
| " | 260 | " | 2 | 364 | 339 | 5.9 | 2.7 |
| LG ₁ + A ₁ + KV | 1.10 | " | 0.2 | 325 | 318 | 5.8 | 1.2 |
| LG ₁ + KV + A ₂ | 3.11 | " | " | 347 | 324 | 5.7 | 1.5 |
| LG ₂ + KV + A ₁ | 7.10 | " | " | 340 | 321 | 2.9 | 1.4 |
| LG ₂ + KV | 8.10 | " | " | 363 | 324 | 3.9 | 1.7 |
| LG ₁ + KV + A ₁ | 264 | 600 | " | 459 | 418 | 6.9 | 3.6 |
| " | 266 | 800 | " | 220 | 186 | 1.4 | 0.9 |
| " | 267 | 900 | " | 98 | 93 | 1.3 | 0.9 |

Anmerkungen zu Tabelle 3:

A. Materialbehandlungszustände:

- 1.) KV₁ + A₁ + A₂ bedeutet: LG = 1100 °C/10 min. Vak. + KV = 15 % + A₁ = 800 °C/2h
+ A₂ = 650 °C/1000h
- 2.) LG₁ + KV + A₁ bedeutet: 1100 °C/10 min. + 15 % + 800 °C/2h
- 3.) LG₁ + A₁ + KV bedeutet: 1100 °C/10 min. + 800 °C/2h + 15 %
- 4.) LG₁ + KV + A₂ bedeutet: 1100 °C/10 min. + 15 % + 750 °C/2h
- 5.) LG₂ + KV + A₁ bedeutet: 1120 °C/30 min. + 15 % + 800 °C/2h
- 6.) LG₂ + KV bedeutet: 1120 °C/30 min. + 15 %

B. Bestrahlungsbedingungen:

Mol 3B8 (im BR-2): T_B = 650 °C

Φ · t (therm.) = 7.1 · 10²⁰ n/cm²

Φ · t (E > 0.1 MeV) = 1.86 · 10²¹ n/cm²

He (max) = 56 ppm

Tabelle 4: Probenabmessungen vor und nach der Bestrahlung und linearer Schwellbeträge

| Rig.-Nr. (CAN-Nr.) Bestr.-Temp. | Probe Nr. | Material, Chg.-Nr. | Materialbehand-lungszustand | Probenlänge in mm | | $\Delta l/l_0$ in % | Durchmesser in mm | | $\Delta d/d_0$ in % | dpa |
|---|-----------|--------------------|---|-------------------|-------------|---------------------|-------------------|-------------|---------------------|------|
| | | | | vor Bestr. | nach Bestr. | | vor Bestr. | nach Bestr. | | |
| 14-01 PR. 033 (CAN "H") $T_B = 647-659 \text{ }^\circ\text{C}$ | V1 | B801 | 1150 °C/0.5h + 950 °C/2h + 15 % KV | 37.954 | 37.935 | - 0.05 | ~ 2.971 | 2.968 | ~ - 0.1 | 11.3 |
| | V2 | | | 37.986 | 37.955 | - 0.08 | " | 2.969 | ~ - 0.07 | 14.9 |
| | V3 | | | 37.949 | 37.940 | - 0.02 | " | | | 18.2 |
| | V4 | | | 37.949 | 37.938 | - 0.03 | " | 2.970 | " - 0.03 | 20.6 |
| | V5 | | | 37.943 | 37.938 | - 0.01 | " | | | 22.5 |
| | V6 | | | 37.980 | 37.959 | - 0.06 | " | 2.972 | + 0.03 | 23.6 |
| | V7 | | | 37.973 | 37.938 | - 0.09 | " | 2.968 | - 0.1 | 11.3 |
| | V8 | | | 37.999 | 37.947 | - 0.14 | " | 2.966 | - 0.17 | 14.9 |
| | V9 | | | 37.946 | 37.934 | - 0.03 | " | | | 18.2 |
| 14-01 HT. 028 (CAN "I") $T_B = \sim 650 \text{ }^\circ\text{C}$ | 14 | F218 | 1100 °C/1h V. + 30 % KV + 950 %-30` V. + 15 % KV | 37.914 | 37.899 | - 0.04 | 3.002 | | | 16.0 |
| | 15 | | | 37.918 | 37.901 | - 0.04 | 3.025 | 3.026 | + 0.03 | 18.8 |
| | 16 | | | 37.932 | 37.905 | - 0.07 | 3.027 | 3.020 | - 0.23 | 21.8 |
| | 17 | | | 37.922 | 37.900 | - 0.06 | 2.998 | | | 24.8 |
| | 18 | | | 37.938 | 37.907 | - 0.08 | 3.013 | 3.006 | - 0.23 | 27.6 |
| | 19 | | | 37.975 | 37.966 | - 0.02 | 3.014 | 3.009 | - 0.17 | 30.2 |
| | 20 | | | 37.981 | 37.946 | - 0.09 | 3.007 | 3.009 | + 0.07 | 32.4 |
| | 21 | | | 37.933 | 37.925 | - 0.02 | 2.998 | 2.991 | - 0.23 | 34.2 |
| | 22 | | | 37.906 | 37.894 | - 0.03 | 3.019 | 3.013 | - 0.20 | 36.2 |
| | 23 | | | 37.945 | 37.929 | - 0.04 | 3.003 | | | 37.4 |
| | 24 | | | 37.946 | 37.903 | - 0.11 | 3.001 | 3.000 | - 0.03 | 38.4 |
| | 25 | | | 37.985 | 39.931 | - 0.14 | 3.019 | 3.020 | + 0.03 | 39.2 |
| | 26 | | | 37.991 | 37.934 | - 0.15 | 3.029 | | | 39.8 |
| | 27 | | | 37.868 | 37.861 | - 0.18 | 3.032 | 3.030 | - 0.07 | 16.0 |
| 28 | 37.981 | 37.923 | - 0.15 | 2.989 | 2.983 | - 0.20 | 18.8 | | | |
| 29 | 37.944 | 37.899 | - 0.12 | 3.027 | 3.022 | - 0.17 | 21.8 | | | |
| 14-13 MT. 018 (CAN "F") $T_B = 476-487 \text{ }^\circ\text{C}$ | V10 | B801 | 1150 °C-30` + 900 °C-2h + 15 % KV | 37.953 | 38.037 | + 0.22 | 2.971 | | | 42.3 |
| | V11 | | | 37.830 | 37.836 | + 0.02 | 2.972 | 2.975 | + 0.10 | 40.0 |
| | V12 | | | 37.981 | 37.972 | - 0.02 | 2.978 | 2.980 | + 0.07 | 22.7 |
| | V13 | | | 37.998 | 38.036 | + 0.10 | 2.971 | 2.975 | + 0.13 | 42.3 |

Tabelle 4: (Fortsetzung 1) Probenabmessungen vor und nach der Bestrahlung und linearer Schwellbeträge

| Rig.-Nr. (CAN-Nr.) | Bestr.-Temp. | Probe Nr. | Material, Chg.-Nr. | Materialbehand-lungszustand | Probenlänge in mm | | $\Delta l/l_0$ in % | Durchmesser in mm | | $\Delta d/d_0$ in % | dpa | $\Delta d/d_0$ in % | dpa |
|--|--------------|-----------|--------------------|---|-------------------|-------------|---------------------|-------------------|-------------|---------------------|------|---------------------|------|
| | | | | | vor Bestr. | nach Bestr. | | vor Bestr. | nach Bestr. | | | | |
| 14-15 LT-003/B (CAN "E") $T_B = 420^\circ\text{C}$ ($\sim 405^\circ\text{C}$) | | 462 | 1.4970 | 1120 °C-10' + 17 % KV | 37.844 | 37.853 | 0.02 | 3.049 | 3.051 | 0.07 | 35.7 | | |
| | | 468 | 54572 | | 37.900 | 38.150 | 0.66 | 3.038 | 3.054 | 0.53 | 56.4 | | |
| | | 471 | | | 37.927 | 38.174 | 0.65 | 3.038 | 3.067 | 0.95 | 57.5 | | |
| | | 473 | | | 37.666 | 37.833 | 0.44 | 3.039 | 3.060 | 0.69 | 56.1 | | |
| PFR-M2 $T_B = 493^\circ\text{C}$ | | 28D | F218 | 1075 °C-2' + 50 % KV + 950 °C/0.5h + 13 % KV (feinkörnig) | 28.512 | 28.510 | -0.01 | 6.016 | 6.019 | 0.050 | 18.8 | 0.033 | 37.5 |
| | | 22D | | | 28.524 | 28.522 | -0.01 | 6.015 | 6.019 | 0.067 | 18.8 | 0.083 | 37.5 |
| | | 21D | | | 28.517 | 28.513 | -0.01 | 6.015 | 6.016 | 0.017 | 18.9 | 0.050 | 37.7 |
| | | 20D | | | 28.479 | 28.461 | -0.06 | 6.015 | 6.016 | 0.017 | 18.2 | 0.067 | 36.4 |
| | | 24D | | | 28.507 | 28.506 | 0.00 | 6.016 | 6.014 | -0.033 | 18.9 | 0.066 | 37.7 |
| | | 18D | | | 28.462 | 28.474 | +0.04 | 6.017 | - | - | 19.2 | - | - |

Tabelle 5: Durchmesserzunahme infolge bestrahlungsinduzierten Kriechens (BIK) von Rohren unter Innendruck. Bestrahlungsexperiment PFR-M2, Werkstoff: Austenitischer Stahl, Chg. F218. Zustand 1075 °C-2' + 50 % KV + 950 °C /0.5 h + 13 % KV (feinkörnig)

| Probe Nr. | T_B in °C | Tangentialspannung σ_t in MPa | Dosis 1 in dpa | Δd_1 in % | Dosis 2 in dpa | Δd_2 in % | Dosis 2-Dosis1 in dpa | $\Delta d_2 - \Delta d_1$ in % |
|-----------|-------------|--------------------------------------|----------------|----------------------------|----------------|-------------------|-----------------------|--------------------------------|
| (28D | 493 | 0 | 18.8 | 0.050 | 37.5 | 0.033 | 18.7 | -0.017) |
| 22D | " | 30 | 18.8 | 0.067 | 37.5 | 0.083 | 18.7 | 0.016 |
| 21D | " | 60 | 18.9 | 0.017 | 37.7 | 0.050 | 18.8 | 0.033 |
| 20D | " | 90 | 18.2 | 0.017 | 36.4 | 0.067 | 18.2 | 0.050 |
| 24D | " | 120 | 18.9 | -0.033 | 37.7 | 0.066 | 18.8 | 0.099 |
| 18D | " | 150 | 19.2 | 0.183 | 38.4 | 0.366 | 19.2 | 0.183 |
| (00D | 420 | 0 | 10.3 | 0.183 = reines Schwellen) | | | | |
| 04D | " | 80 | 9.2 | 0.183 - 0.183 = 0.0 % BIK | | | | |
| 05D | " | 104 | 10.3 | 0.283 - 0.183 = 0.1 % BIK | | | | |
| 07D | " | 127 | 12.9 | 0.333 - 0.183 = 0.15 % BIK | | | | |

Anmerkung: Das Schwellen wird für die Proben bei $T_B = 493^\circ\text{C}$ als Null vorausgesetzt. (s. 4.2.2 und 5.2)

Tabelle 6: Zeitstandeigenschaften des austenitischen Stahls B801, unbestrahlt

| Werkstoffzustand | Versuch-Nr. | T_p in °C | σ in MPa | t_m in h | A_U in % | Probenform |
|------------------------------------|-------------|-------------|-----------------|------------|------------|------------|
| 1150 °C/0.5h + 900 °C/2h + 15% KV | 2236 | 600 | 400 | 5 | 17.2 | rund |
| " | 2266 | " | 340 | 89 | 5.6 | " |
| " | 2237 | " | 300 | 192 | 6.1 | " |
| " | 2248 | " | 260 | 661 | 6.1 | " |
| " | 2246 | " | 400 | 16 | 14.8 | flach |
| " | 2244 | " | 340 | 67 | 12.8 | " |
| " | 2243 | " | 300 | 167 | 14.0 | " |
| " | 2247 | " | 260 | 429 | 16.4 | " |
| " | 2249 | " | 230 | 1300 | 16.8 | " |
| 1150 °C/1h + 15-20 % KV | 2553 | 650 | 300 | 57 | 7.6 | " |
| " | 2554 | " | 260 | 165 | - | " |
| " | 2557 | " | 220 | 630 | 10.8 | " |
| " | 2561 | " | 180 | 1547 | 8.4 | " |
| 1150 °C/0.5h + 900 °C/2h + 15 % KV | 2905 | 700 | 180 | 171 | 29.6 | " |
| " | 2900 | " | 180 | 561 | 18.4 | " |
| " | 2901 | " | 160 | 152 | 19.6 | " |
| " | 2902 | " | 140 | 1927 | 12.8 | " |
| " | 2903 | " | 120 | 677 | 24.4 | " |
| " | 2904 | " | 90 | 3130 | 12.8 | " |
| " | 2240 | 750 | 140 | 17 | 7.8 | rund |
| " | 1315 | " | 120 | 63 | 29.4 | " |
| " | 2239 | " | 100 | 184 | 28.3 | " |
| " | 1314 | " | 100 | 336 | 27.8 | " |
| " | 1313 | " | 80 | 1636 | 13.9 | " |

Erklärungen : T_p = Prüftemperatur; σ = Prüfspannung, t_m = Standzeit, A_U = Bruchdehnung im Zeitstandversuch

Tabelle 7: Zeitstandeigenschaften von unbestrahlten Rohren unter Innendruck aus dem austenitischen Stahl F218 ($d_a = 6.55$ mm; $d_i = 5.65$ mm) Werkstoffzustand: 14 + 10.5 % KV + 1120 °C/0.5h + 13.6 % KV; KG = mittel

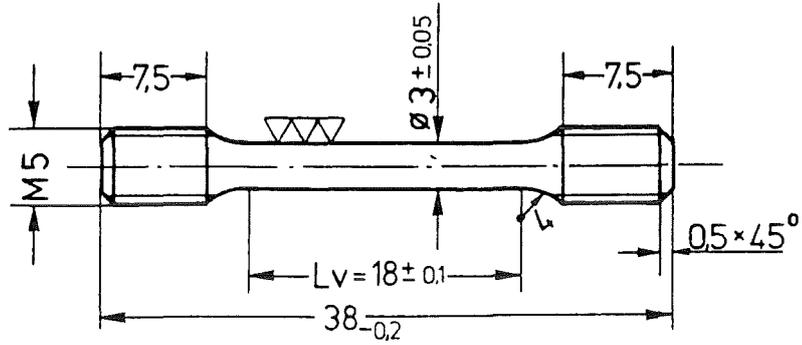
| Versuch-Nr. | T_p in °C | P_i in bar | σ_V in MPa | t_m in h | ε_t in % | ε_V in % |
|-------------|-------------|--------------|-------------------|------------|----------------------|----------------------|
| 3412 | 600 | 650 | 347 | 49 | 6.7 | 7.7 |
| 3415 | " | 600 | 320 | 71 | 9.1 | 10.5 |
| 3418 | " | 580 | 309 | 142 | 10.1 | 11.7 |
| 3411 | " | 550 | 293 | 446 | 2.5 | 2.9 |
| 3437 | " | 550 | 293 | 284 | 3.0 | 3.5 |
| 3420 | " | 500 | 267 | 712 | 5.9 | 6.8 |
| 3438 | " | 480 | 256 | 596 | 5.0 | 5.8 |
| 3466 | " | 480 | 256 | 716 | 10.5 | 12.1 |
| 3481 | " | 450 | 240 | 1564 | 1.1 | 1.3 |
| 3690 | " | 400 | 213 | 4012 | 1.2 | 1.4 |
| 3408 | 650 | 500 | 267 | 70 | 3.5 | 4.0 |
| 3407 | " | 480 | 256 | 106 | 9.1 | 10.5 |
| 3369 | " | 450 | 240 | 203 | - | - |
| 3409 | " | 400 | 213 | 624 | 6.9 | 8.0 |
| 3410 | " | 360 | 192 | 1003 | 1.4 | 1.6 |
| 3467 | " | 320 | 171 | 2067 | 1.5 | 1.7 |
| 3691 | " | 260 | 139 | 5766 | 3.4 | 3.9 |
| 3421 | 700 | 400 | 213 | 41 | 5.7 | 6.6 |
| 3424 | " | 350 | 187 | 221 | 3.8 | 4.4 |
| 3431 | " | 320 | 171 | 298 | 7.2 | 8.3 |
| 3447 | " | 320 | 171 | 396 | 3.2 | 3.7 |
| 3426 | " | 300 | 160 | 297 | 9.1 | 10.5 |
| 3435 | " | 300 | 160 | 509 | 2.0 | 2.3 |
| 3436 | " | 250 | 133 | 919 | 6.9 | 8.0 |
| 3465 | " | 200 | 107 | 1633 | 2.3 | 2.7 |
| 3695 | " | 150 | 80 | (2920) | 2.8 | 3.2 |
| 3696 | " | 100 | 53 | > 21000 | | |

Anmerkungen : T_p = Prüftemperatur; σ_V = Vergleichs- Prüfspannung; P_i = Rohrendruck; t_m = Standzeit; ε_t = Tangentialbruchdehnung; ε_V = Vergleichs-Bruchdehnung.

Tabelle 8: Zeitstandeigenschaften der austenitischen Stähle B801 und F218 (und 1.4970 als Vergleich) nach Bestrahlung

| Schmelze Nr. | Werkstoff-zustand | Bestrahlungsbedingungen | | | Probe Nr. | T _p in °C | σ in MPa | t _m in h | A _U in % | Probeform |
|---------------------|-------------------|-------------------------|----------|----------------------|-----------|----------------------|----------|---------------------|---------------------|-----------|
| | | Reaktor | Einsatz | T _B in °C | | | | | | |
| B801 | 1150 °C-1h | BR-2 | Mol 3B9 | 650 | 1 | 700 | 200 | >7 | (9.4) | flach |
| " | + 15 - 20 % KV | " | " | " | 2 | " | 130 | 4.743 | 8.2 | " |
| " | " | " | " | " | 4 | " | 170 | 400 | 12.4 | " |
| " | " | " | " | " | 5 | " | 150 | 1.222 | - | " |
| " | 1150 °C-0.5h | PFR | 01PR.33 | 653 | V4 | " | 110 | 2.329 | 10 | rund |
| " | + 900 °C-2h | " | " | " | V5 | " | 130 | 591 | 14.4 | " |
| " | + 15 % KV | " | 13MT.18 | 482 | V10 | " | 130 | 844 | 10.9 | " |
| " | " | " | " | " | V11 | " | 110 | 4.152 | 5.4 | " |
| " | " | " | " | " | V12 | " | 150 | 146 | 15.7 | " |
| " | " | " | " | " | V13 | " | 120 | 1.985 | 8.7 | " |
| F218 | 1100 °C-1h | " | 01HT.028 | 650 | 22 | " | 140 | 628 | 7.3 | " |
| " | + 30 % KV | " | " | " | 23 | " | 170 | 48 | 20.1 | " |
| " | + 950 °C-0.5h | " | " | " | 24 | " | 125 | 1.409 | (4.7) | " |
| " | + 15 % KV | " | " | " | 25 | " | 115 | - | 8.3 | " |
| " | " | " | " | " | 26 | " | 115 | (1275) | 6.8 | " |
| " | " | " | " | " | 27 | " | 105 | - | 9.2 | " |
| " | " | " | " | " | 16 | 650 | 190 | 122 | 16.9 | " |
| " | " | " | " | " | 20 | " | 160 | 519 | 10.7 | " |
| " | " | " | " | " | 21 | " | 140 | 2.418 | 11.4 | " |
| " | " | " | " | " | 29 | " | 130 | 4.918 | 14.0 | " |
| 8-29264 (1.4970) | 1100 °C | PFR | 13MT.015 | 467 | 0-1 | 700 | 170 | 226 | 2.7 | rund |
| " | + 20 % KV | " | " | " | 0-2 | " | 150 | 890 | 2.5 | " |
| " | " | " | " | " | 0-3/0-4 | " | 130 | (49)3715 | 1/1,5 | " |
| " | " | " | " | " | 0-8 | 650 | 200 | 746 | 2.1 | " |
| " | " | " | " | " | 0-9 | " | 230 | 8.7 | 2.8 | " |
| " | " | " | " | " | 0-10 | " | 210 | 609 | 2.3 | " |
| " | " | " | " | " | 0-12 | " | 180 | | | " |
| 8-29052 (1.4970) | 1100 °C-10` | BR-2 | Mol 3B8 | 650 | 13 | 700 | 160 | 24 | 2.4 | flach |
| " | + 15 % KV | " | " | " | 15 | " | 140 | 230 | 1.9 | " |
| " | + 800 °C-2h | | | | | | | | | |
| " | + 650 °C-1000h | | | | | | | | | |

Rundzugprobe



Flachzugprobe

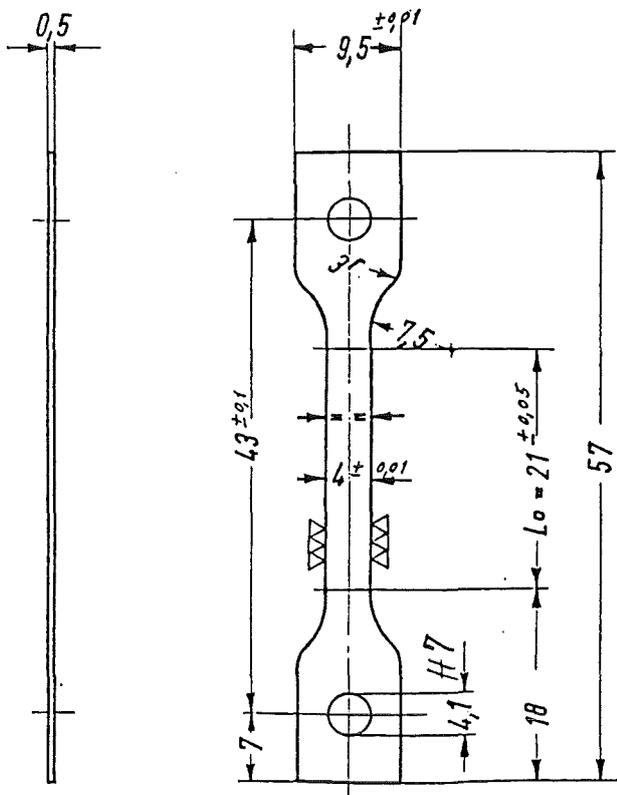
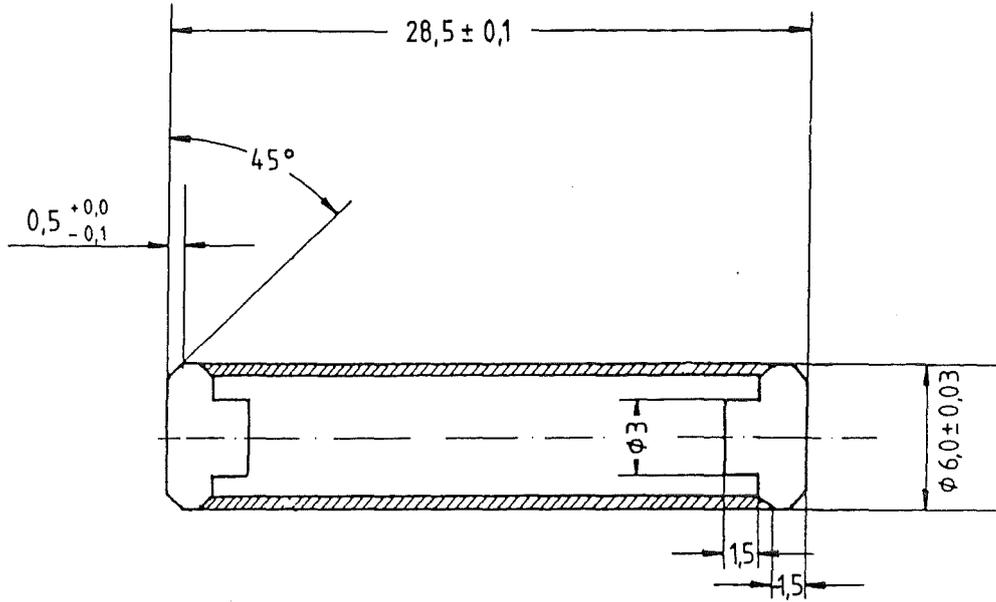


Bild 1a: Abmessungen der verwendeten Proben.

Rohrinnendruck-Kriechkapsel



Rohrinnendruck-Zeitstandprobe

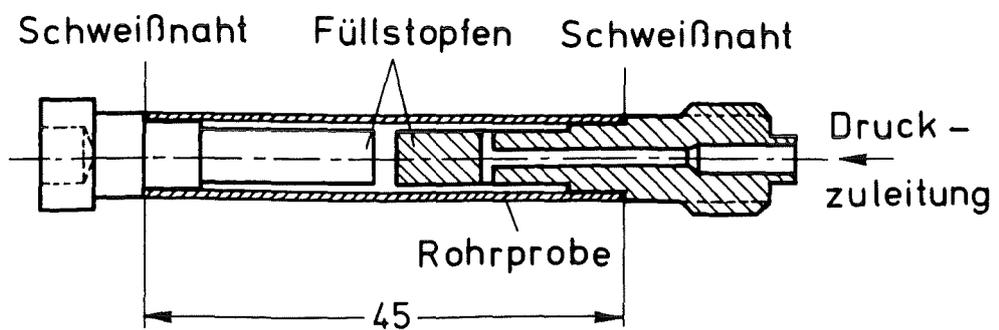
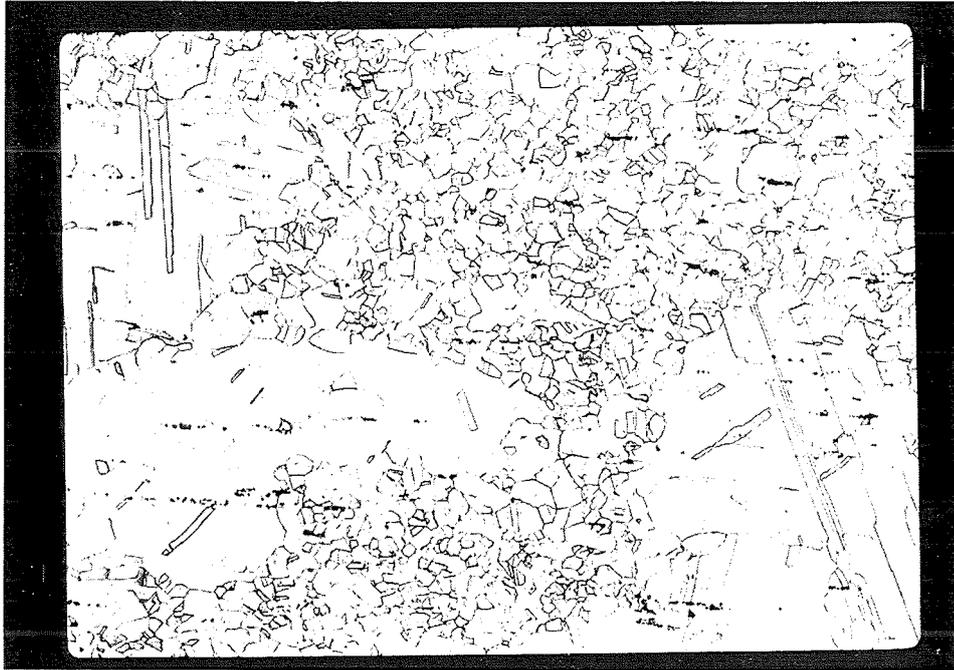


Bild 1b: Abmessungen der verwendeten Proben.

KV = 15-20 %



(100 x)

KV = 15-20 % + A = 800 °C/2h

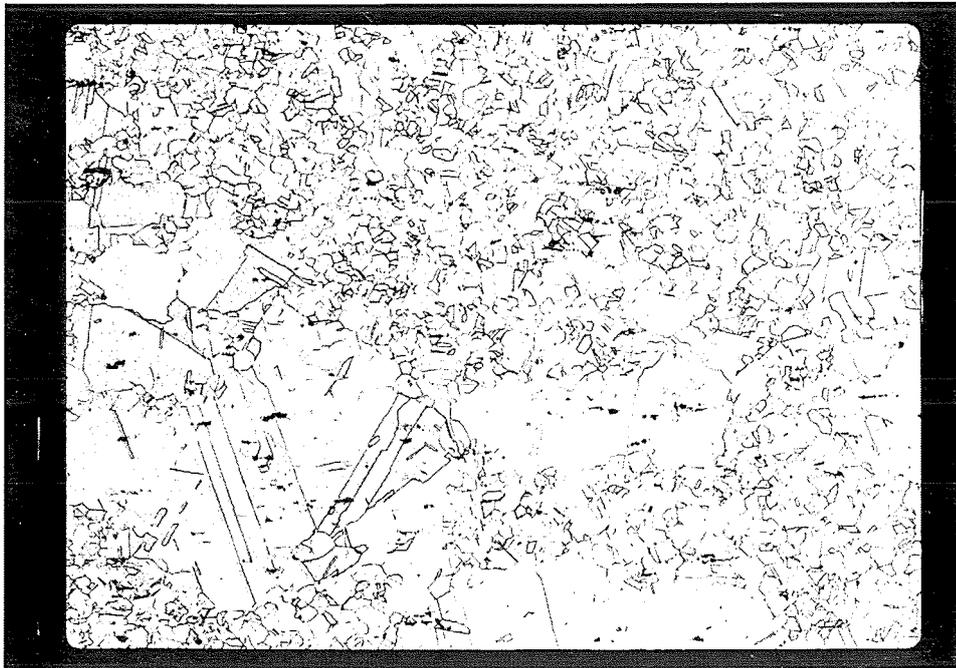
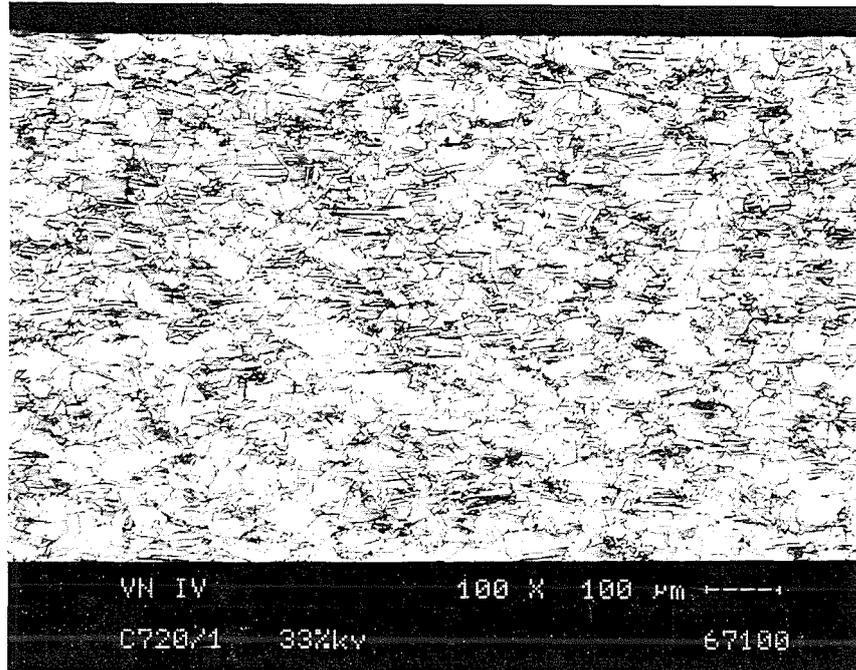


Bild 2a: Metallografische Schlibfbilder der unbestrahlten Charge B801 in verschiedenen Materialbehandlungszuständen.

KV = 33 %



KV = 33 % + R = 950 °C/30h

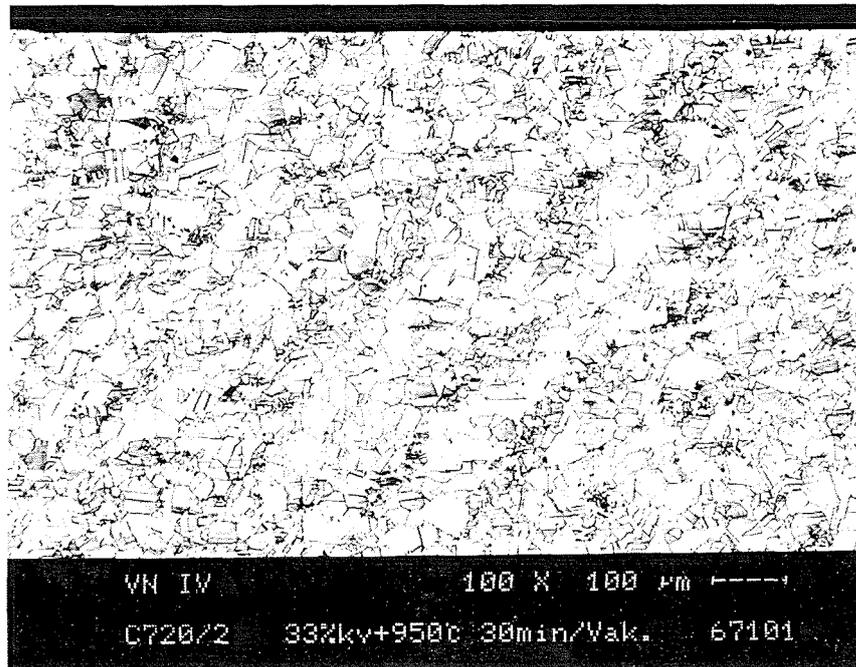


Bild 2b: Metallografische Schliffbilder der unbestrahlten Charge F218 in verschiedenen Materialbehandlungszuständen.

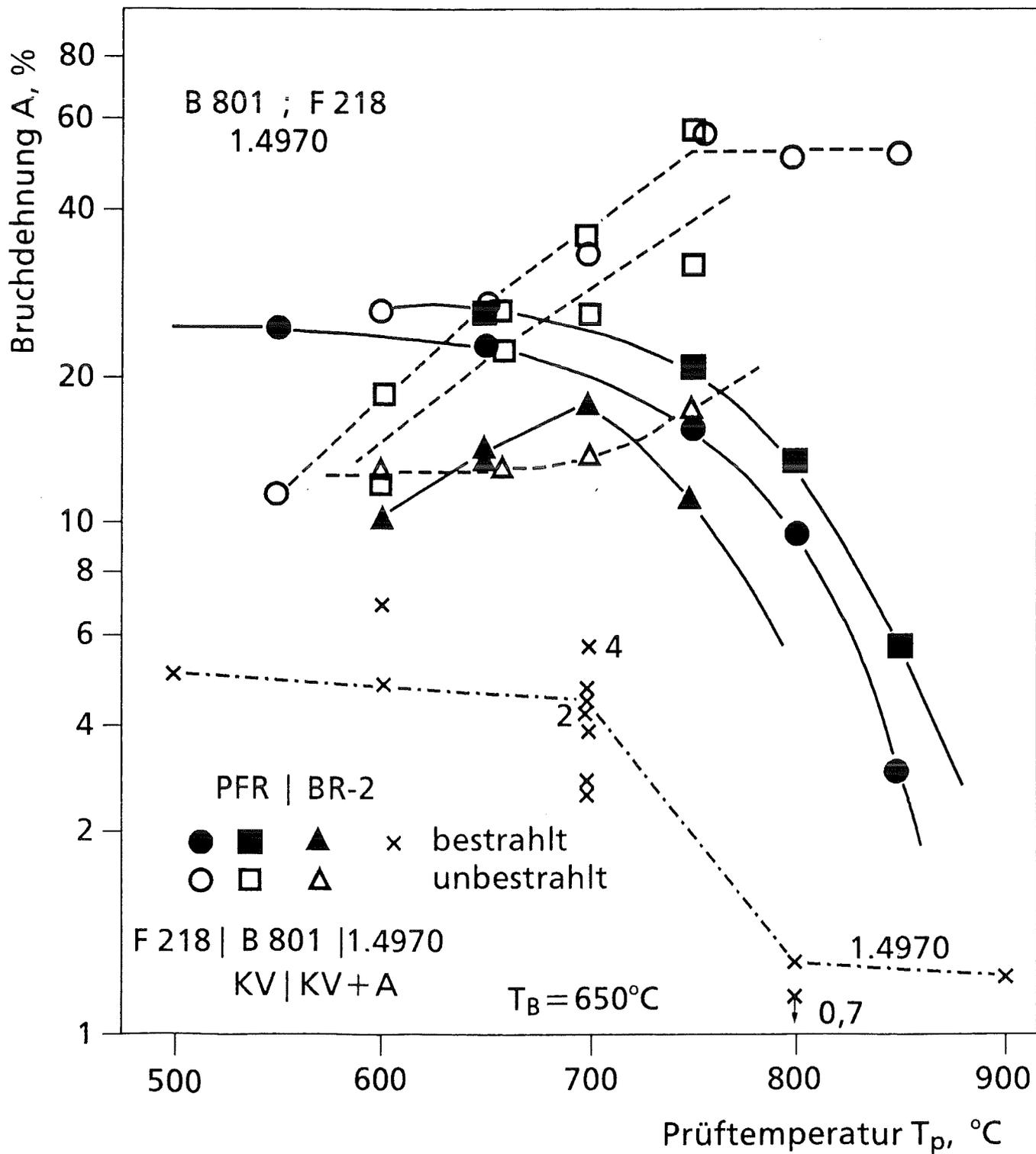


Bild 3: Bruchdehnung aus Zugversuchen an bestrahlten und unbestrahlten Proben der Charge B801 und F218 (und 1.4970).

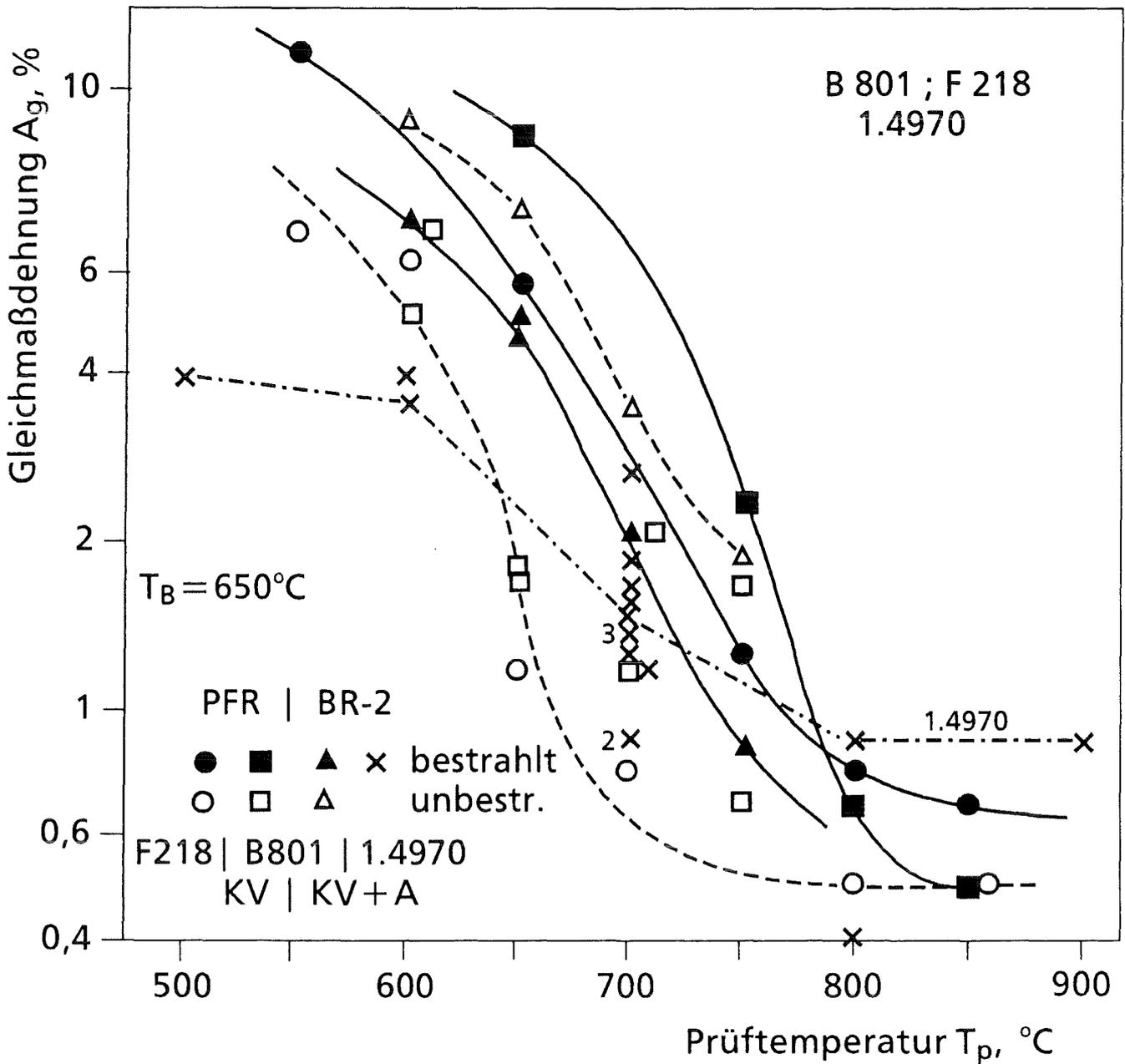


Bild 4: Gleichmaßdehnung aus Zugversuchen an bestrahlten und unbestrahlten Proben der Charge B801 und F218 (und 1.4970).

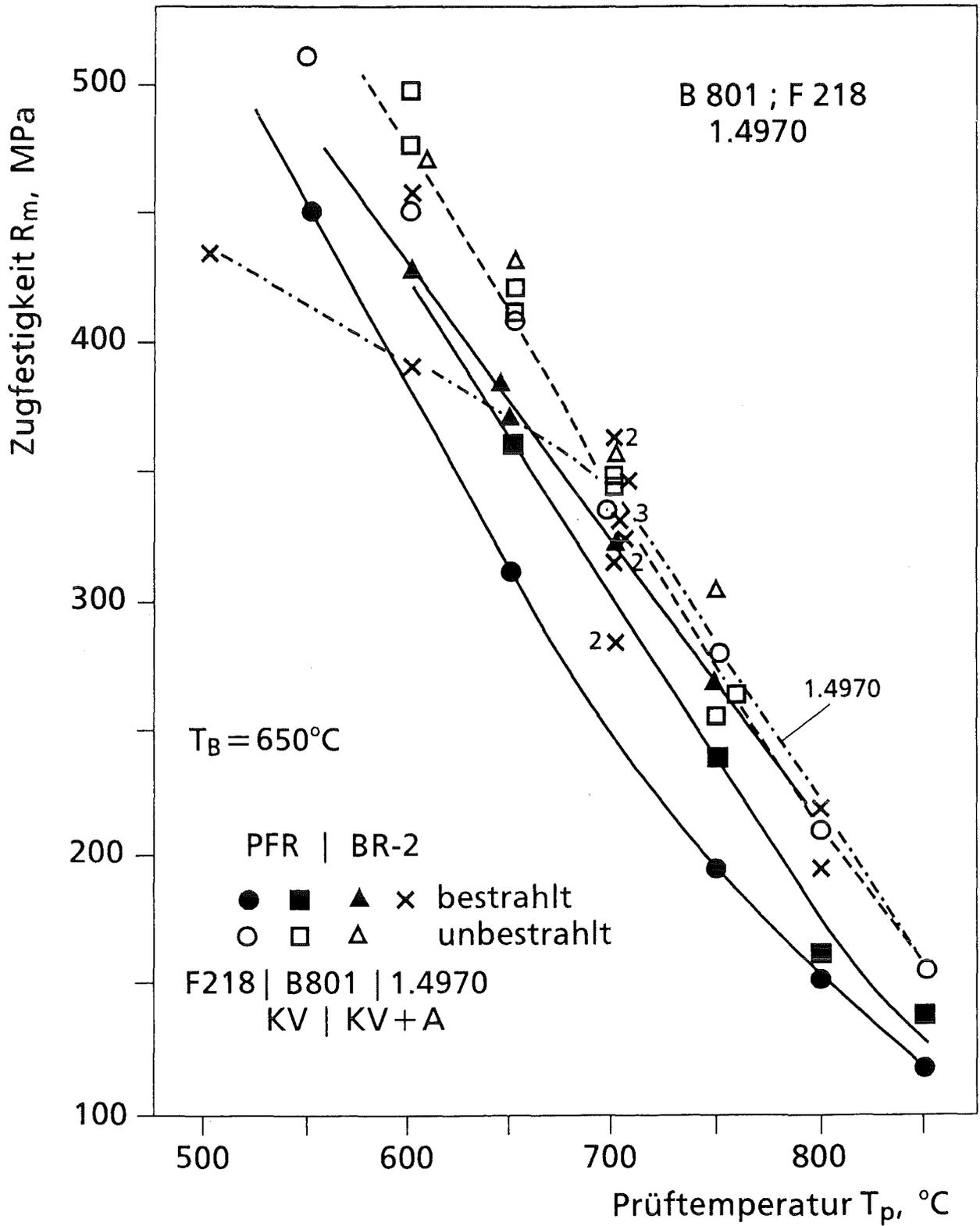


Bild 5: Zugfestigkeit von bestrahlten und unbestrahlten Proben der Chargen B801 und F218 (und 1.4970).

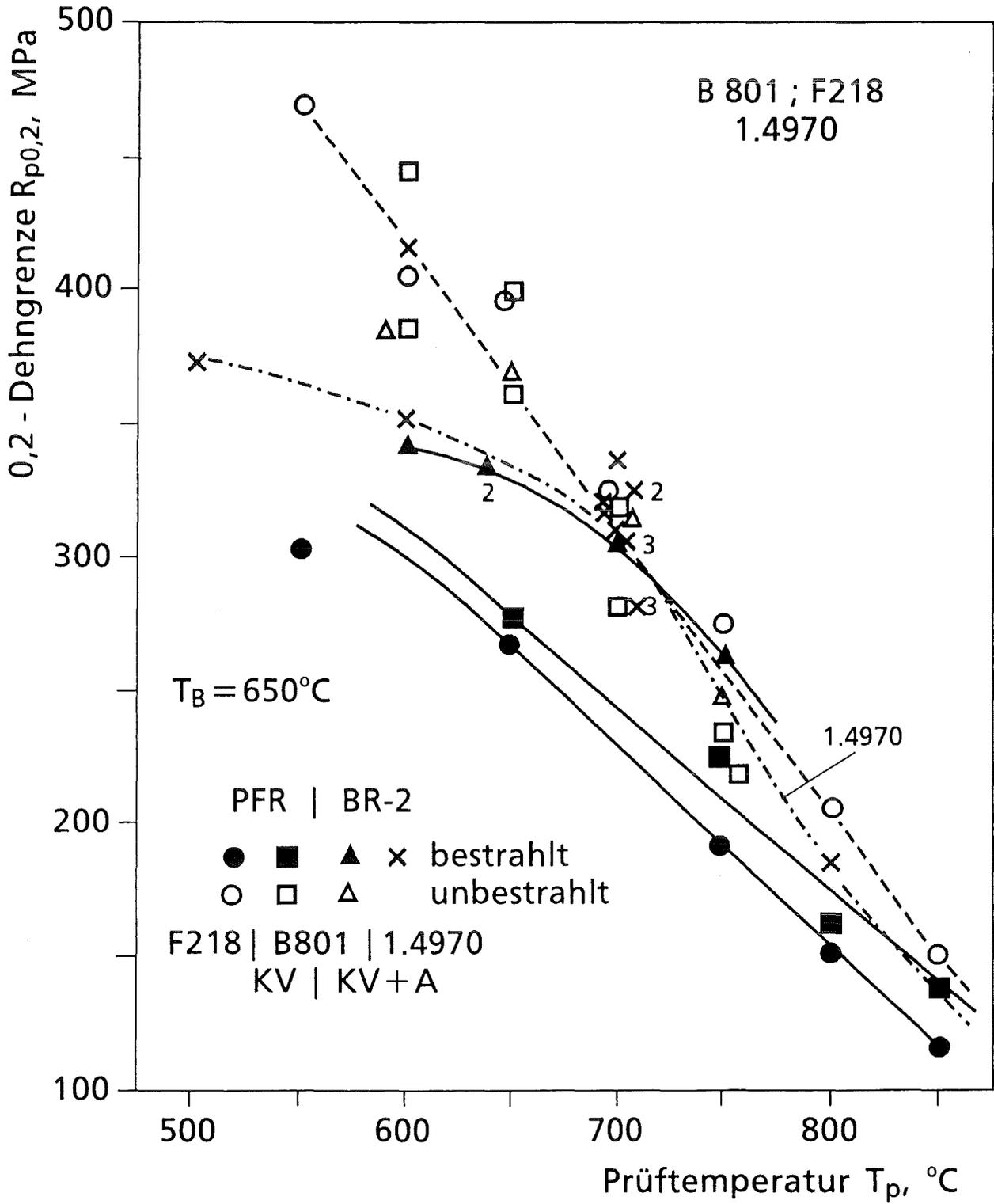


Bild 6: 0,2-Dehngrenze von bestrahlten und unbestrahlten Proben der Chargen B801 und F218 (und 1.4970).

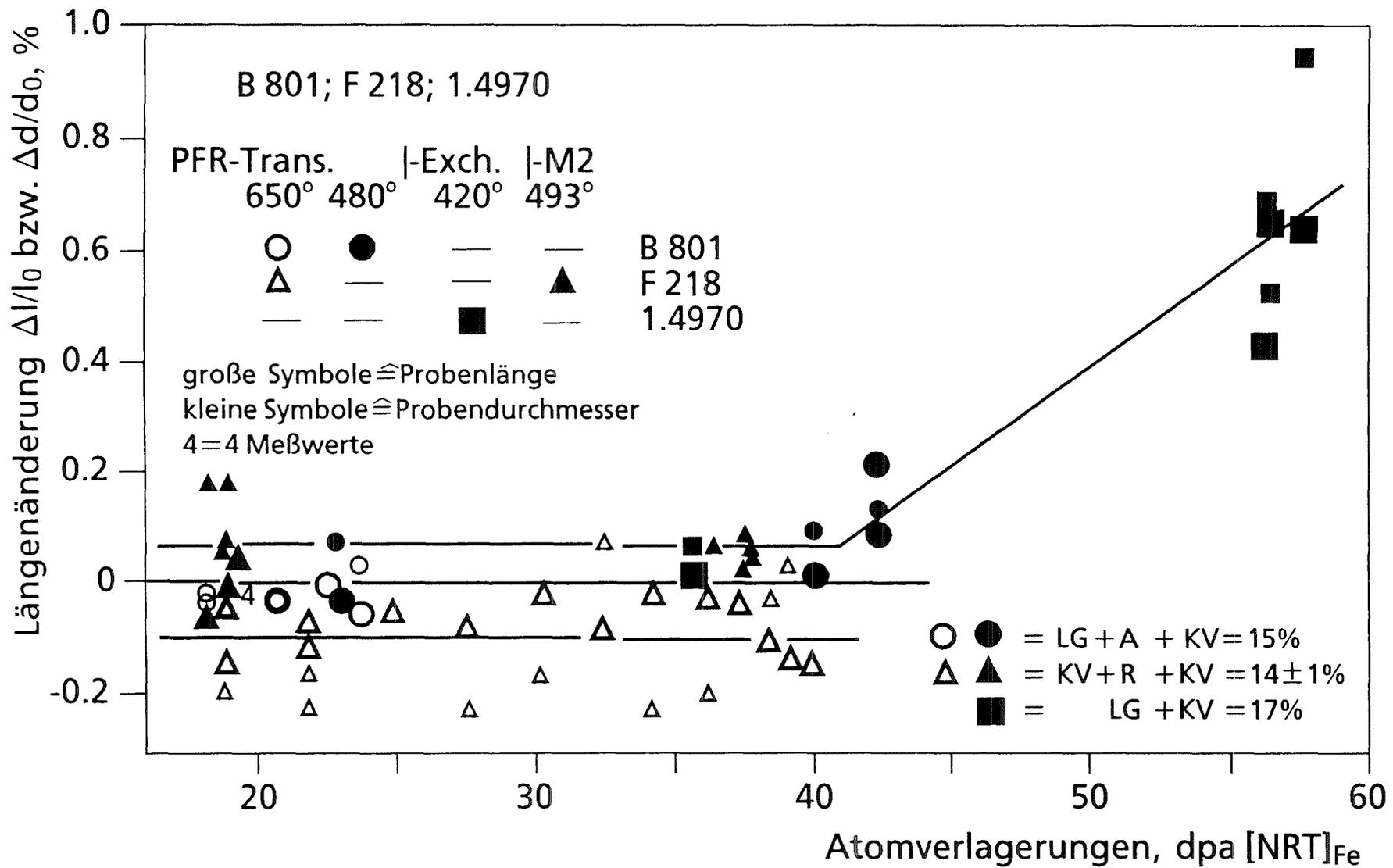


Bild 7: Längenänderung bzw. Durchmesseränderung in % infolge Porenschwellens der Chargen B801 und F218 (und 1.4970) in Abhängigkeit von der Neutronendosis in dpa [NRT]_{Fe}.

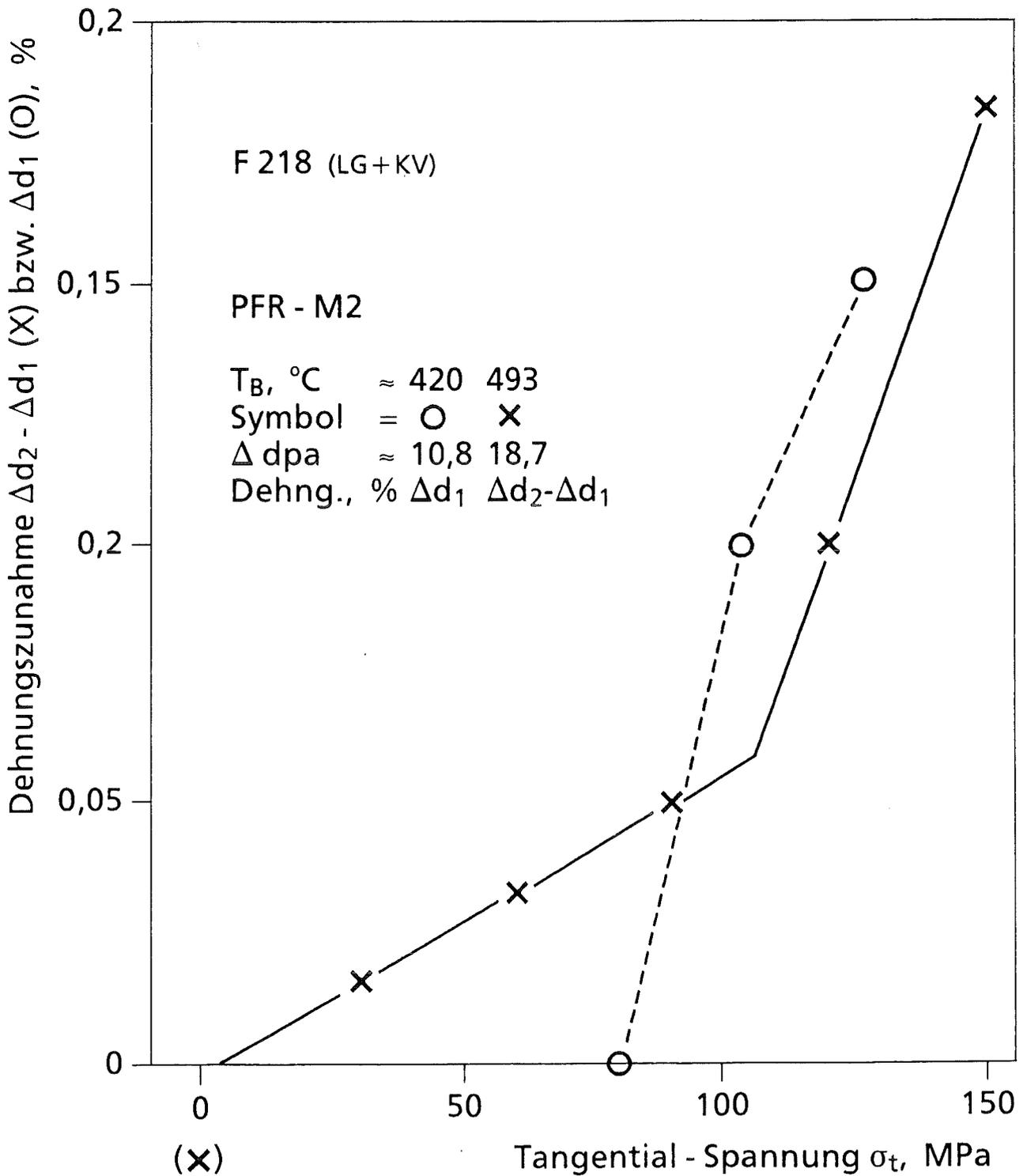


Bild 8: Dehnungszunahme in % infolge bestrahlungsinduzierten Kriechens der Charge F218 in Abhängigkeit von der angelegten Tangentialspannung bei $T_B = 420^\circ\text{C}$.

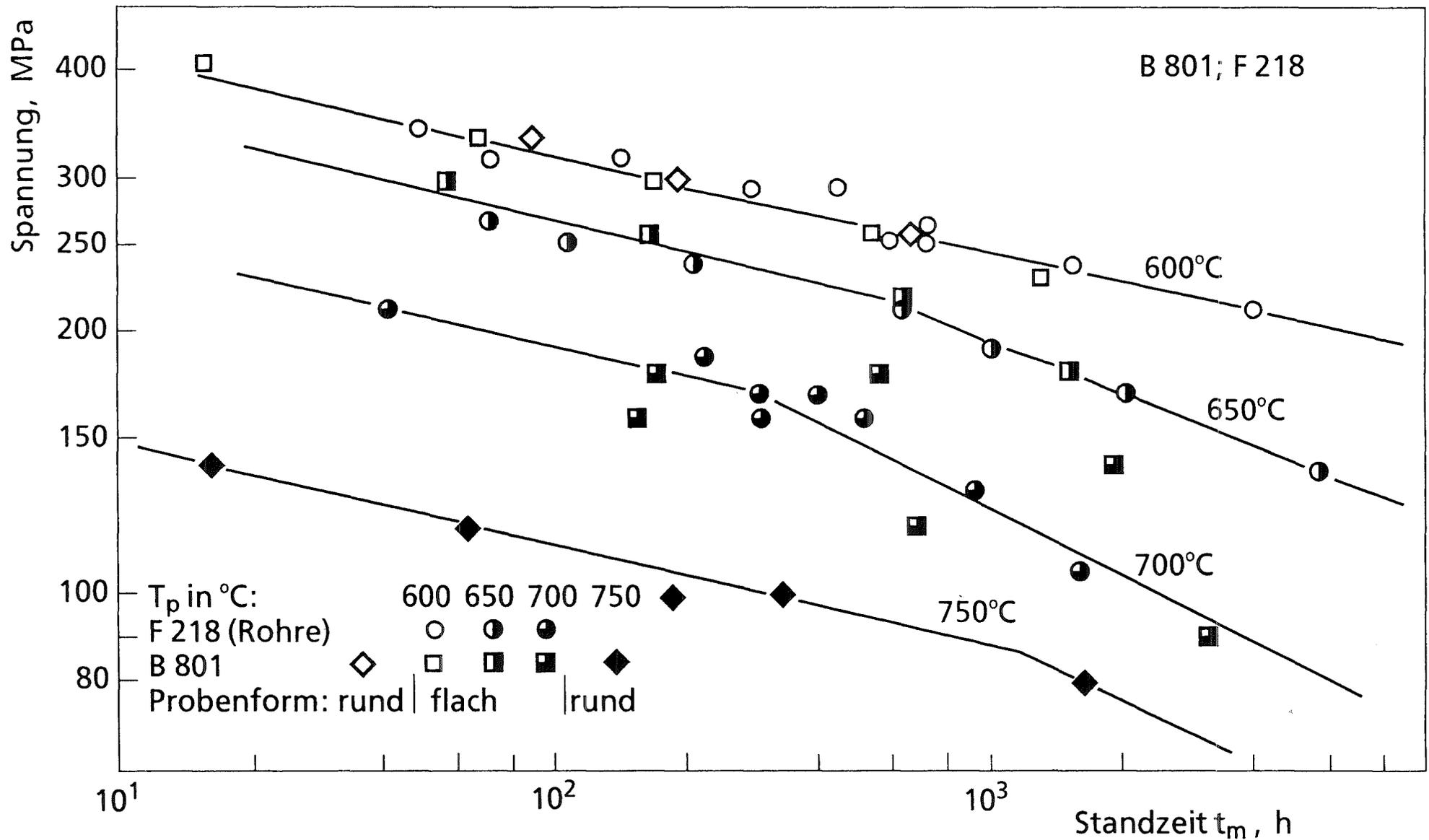


Bild 9: Zeitstandfestigkeit der unbestrahlten Chargen B801 und F218 bei verschiedenen Prüftemperaturen in Abhängigkeit von der Standzeit.

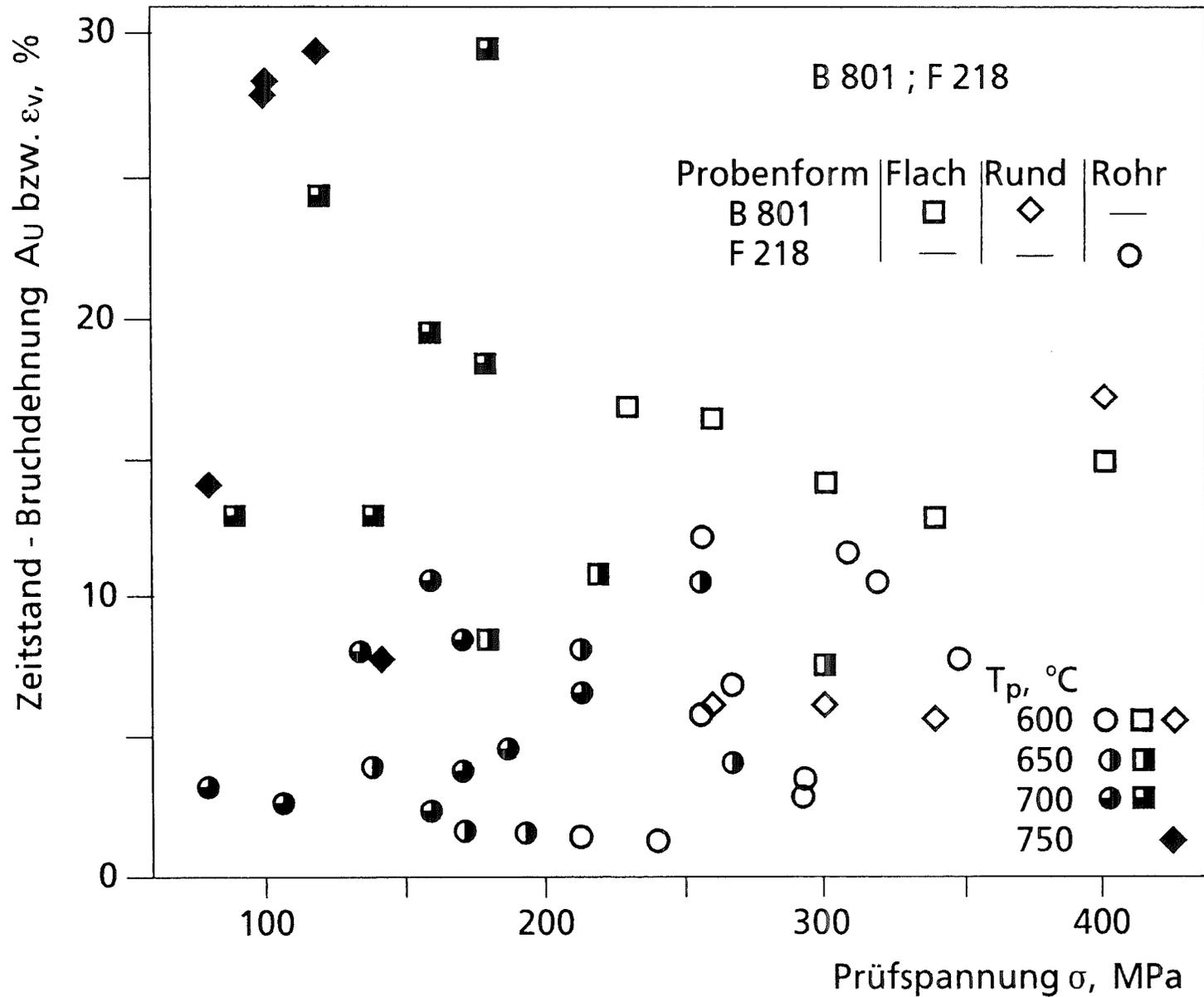


Bild 10: Zeitstand-Bruchdehnung der unbestrahlten Chargen B801 und F218 bei verschiedenen Prüftemperaturen in Abhängigkeit von der Prüfspannung.

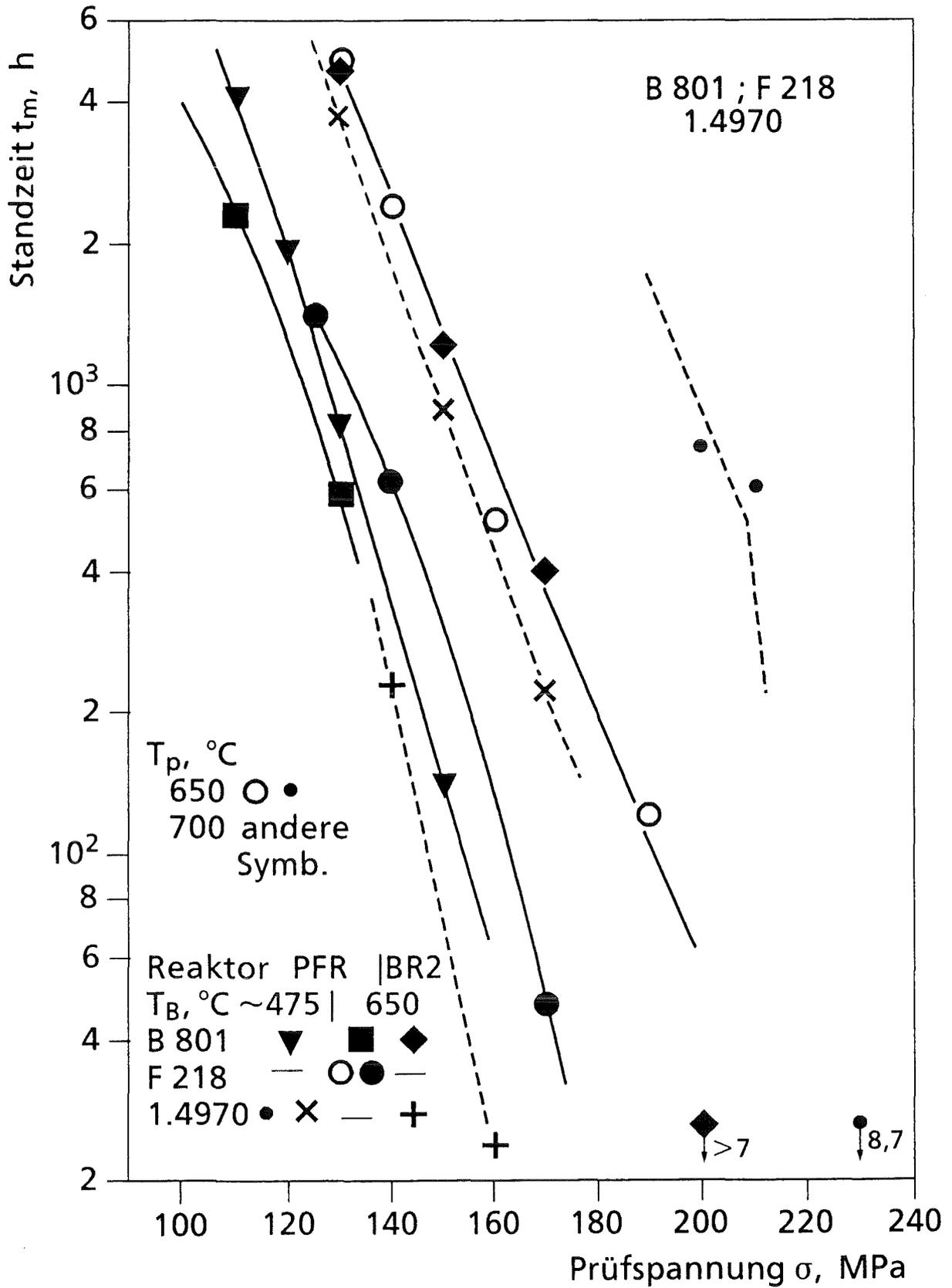


Bild 11: Standzeit der bestrahlten Chargen B801 und F218 (und 1.4970) in Abhängigkeit von der Prüfspannung.

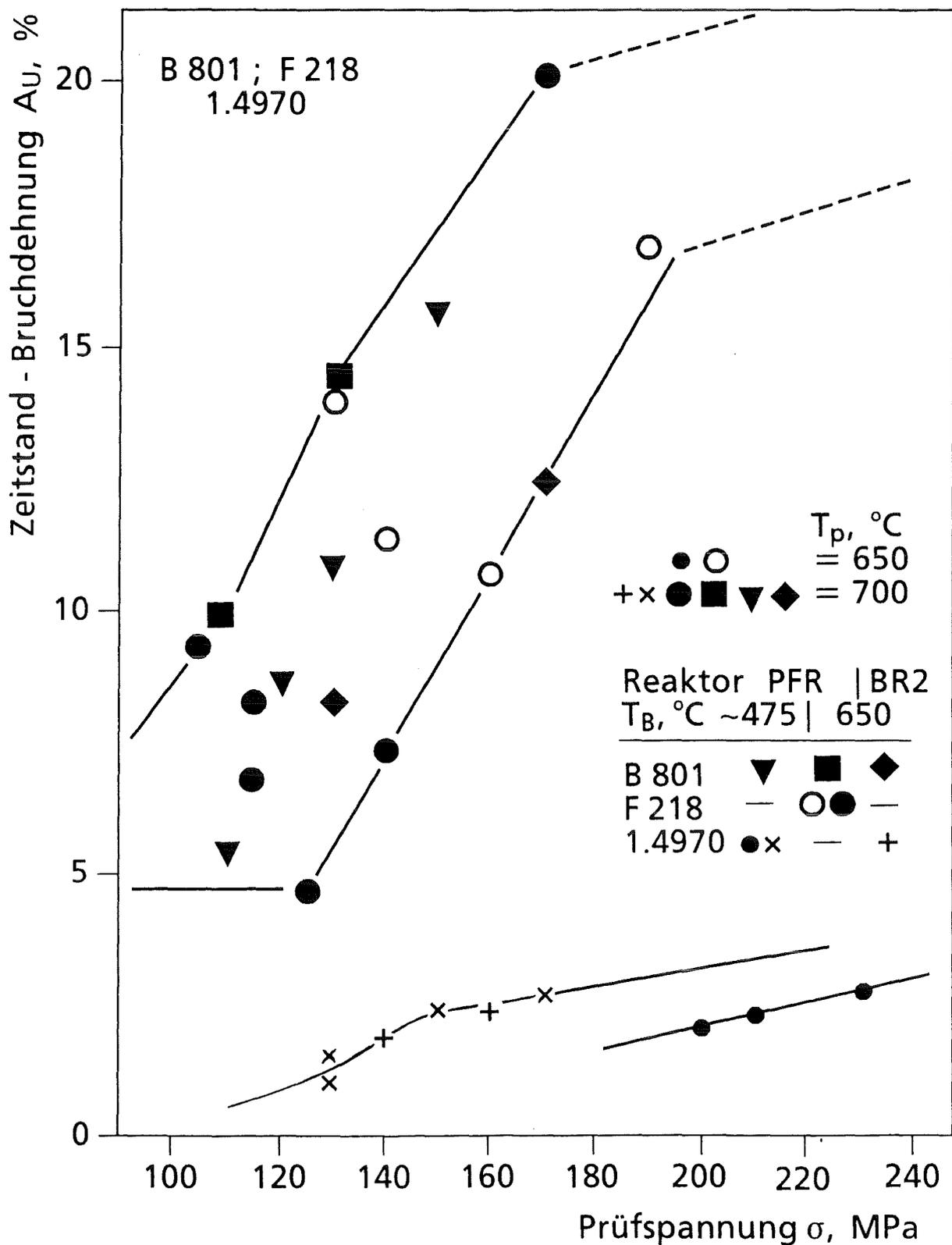


Bild 12: Zeitstand-Bruchdehnung der bestrahlten Chargen B801 und F218 (und 1.4970) in Abhängigkeit von der Prüfspannung.

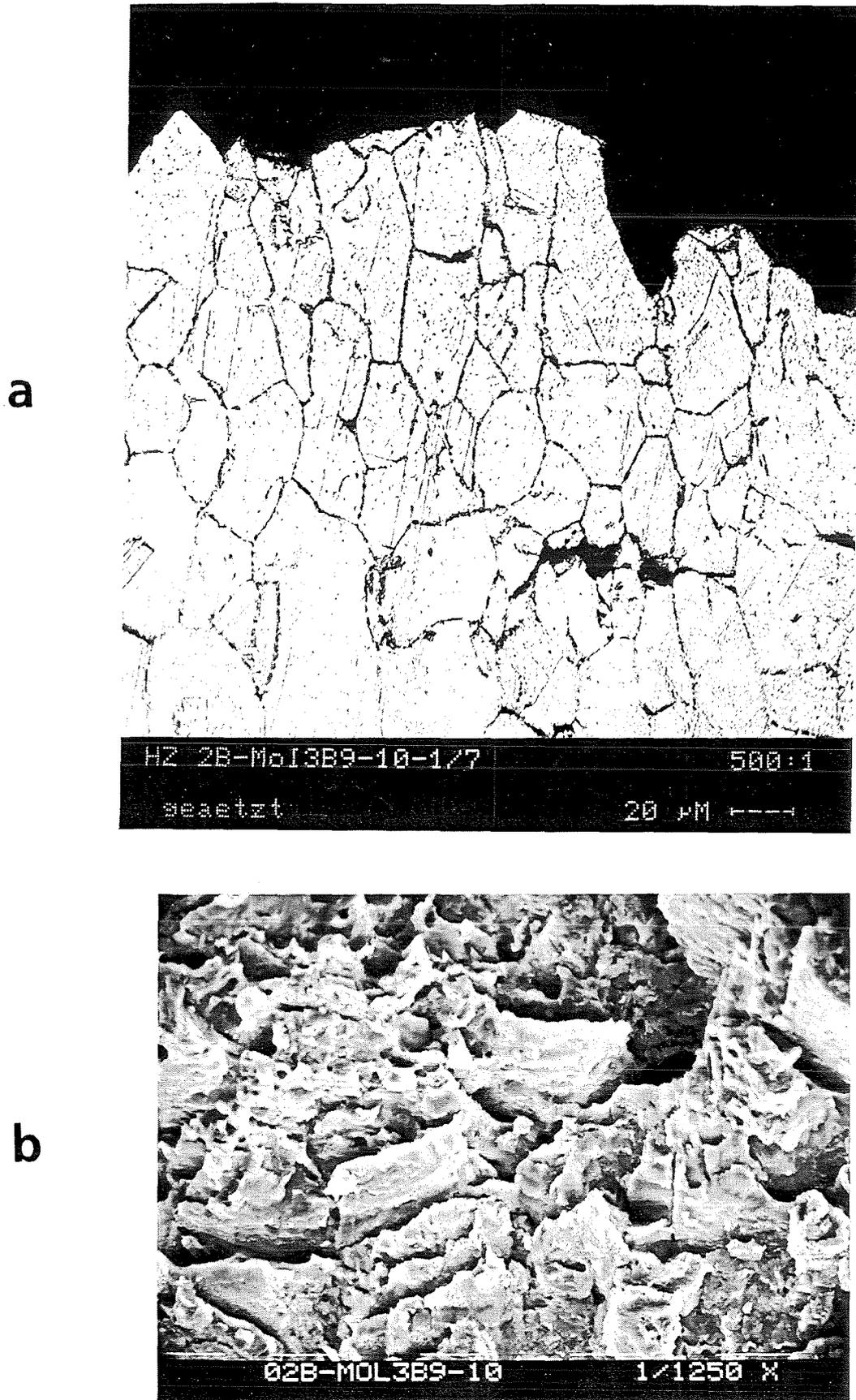
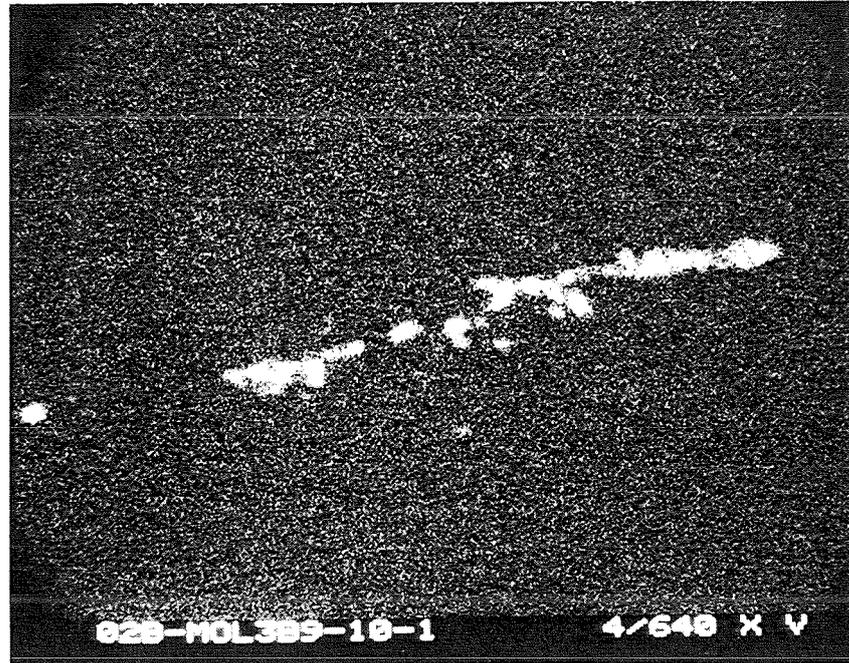


Bild 13: Metallografisches Schlibfbild (a) und rasterelektronenmikroskopisches Bruchbild (b) der bestrahlten Probe 10 aus der Charge B801 [23].

a



b



Bild 14: Wellenlängendispersive Röntgenanalyse auf Vanadium (a) und dazugehöriges REM-Oberflächenbild (b) der bestrahlten Probe 10 aus der Charge B801 [23].

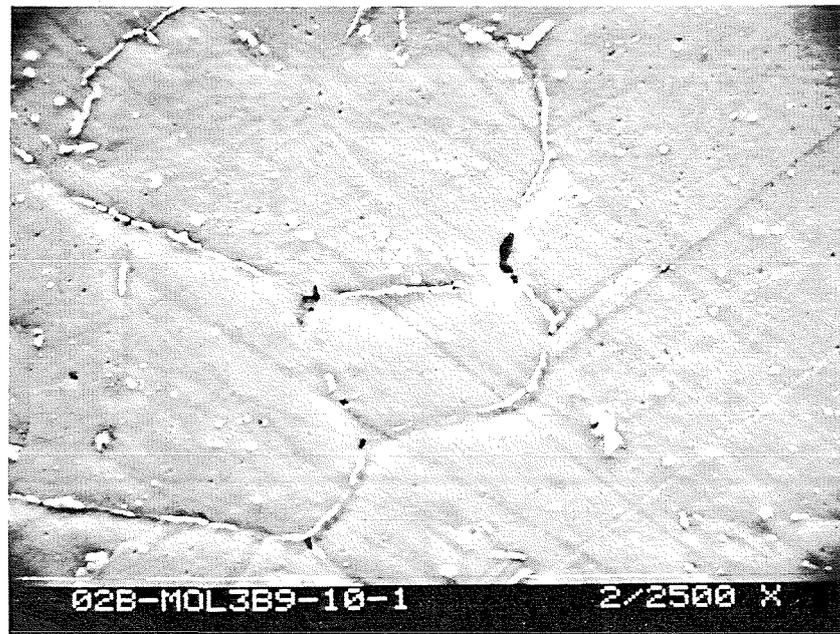


Bild 15: Teilweise linienförmig angeordnete Ätzgrübchen als eventuelle Spuren ehemaliger Vanadiumnitridausscheidungen.