

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM  
KARLSRUHE**

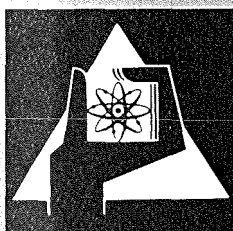
November 1976

KFK 2369

Institut für Material- und Festkörperforschung  
Projekt Schneller Brüter

**Betrachtungen zur Weiterentwicklung von Hüll- und  
Kernstrukturwerkstoffen für Schnelle Brüter**

K. Anderko, C. Wassilew



**GESELLSCHAFT  
FÜR  
KERNFORSCHUNG M.B.H.**

**KARLSRUHE**

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.  
KARLSRUHE

K E R N F O R S C H U N G S Z E N T R U M  
K A R L S R U H E

KFK-2369

INSTITUT FÜR MATERIAL- UND FESTKÖRPERFORSCHUNG  
PROJEKT SCHNELLER BRÜTER

BETRACHTUNGEN ZUR WEITERENTWICKLUNG VON HÜLL- UND KERNSTRUKTUR-  
WERKSTOFFEN FÜR SCHNELLE BRÜTER

K. ANDERKO UND C. WASSILEW

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M.B.H., KARLSRUHE



## Zusammenfassung

Der vorliegende Bericht gibt einen kurzen Überblick über die im Debene-Bereich geplanten oder bereits in Durchführung befindlichen Arbeiten zur Verbesserung der Eigenschaften von Hüll- und Kernstrukturmaterialien für Schnelle Brüter und behandelt eingehender den Teilaspekt der Zeitstandfestigkeit. Nach einer Besprechung des Kriechbruchverhaltens bestrahlter Werkstoffe und der Rolle von inter- und intragranularen Ausscheidungen wird ein Optimierungsprogramm für den austenitischen Stahl X10NiCrMoTiB-15 15 (1.4970) umrissen. In einem Anhang wird die Frage der Restduktilität bei Kurzzeit- und Kriechbeanspruchung behandelt.

## CONSIDERATIONS TO THE DEVELOPMENT OF CLADDING AND CORE STRUCTURAL MATERIALS FOR FAST BREEDERS

### Abstract

This report gives (I) a survey on the projected or already progressing development work for the improvement of cladding and core structural materials for Fast Breeder Reactors in the Debene countries, and (II) a detailed discussion of one of the property aspects, the creep rupture strength. After a look on the creep rupture ductility of irradiated materials and on the role played by inter- and intragranular precipitations, an optimization program for the austenitic alloy X10 NiCrMoTiB 15 15 (1.4970) is outlined.

In an annex the published data on the finite ductility after high neutron doses at tensile and creep loadings are reviewed.

## Übersicht

---

1. Einleitung
2. Kriechbruchverhalten bestrahlter Werkstoffe
3. Korngrenzenausscheidungen und Kriechduktilität
4. Ausscheidungsverhalten von AISI 316 und 1.4970
5. Das Optimierungsprogramm für 1.4970
6. Weitere Vorhaben im Legierungsentwicklungsprogramm des PSB

Anhang: Zur Frage der Restduktilität bei Kurzzeit-  
und Kriechbeanspruchung

## 1. Einleitung

Die wirtschaftliche Effizienz der geplanten kommerziellen Schnellbrüter wird nicht unwesentlich von der Leistungsfähigkeit der zum Einsatz kommenden Hüll- und Strukturmaterialien abhängen. So kann es nicht überraschen, daß in den USA seit 1973 ein breitangelegtes Legierungsentwicklungsprogramm mit dem Ziele läuft, bis 1985 den Konstrukteuren einen Werkstoff in die Hand zu geben, der dem heutigen Referenzwerkstoff (AISI 316, 20% kaltverformt) deutlich überlegen ist. Im Interesse einer möglichst unter 15 Jahren liegenden Verdopplungszeit und eines erhöhten zulässigen Brennstoffabbrandes werden vor allem Werkstoffe mit verminderter Neigung zum Schweißen und zum In-pile-Kriechen sowie mit erhöhter Zeitstandfestigkeit benötigt.

Die in das US-Untersuchungsprogramm einbezogenen Legierungen, die in zwei Gruppen - kommerzielle und neuzuentwickelnde - gegliedert sind, zeigt Bild 1 [1]. Wie man sieht, wird bei den kommerziellen Legierungen das Hauptgewicht auf die Erhöhung des Ni-Gehaltes gelegt. Es ist bekannt, daß hierdurch die Schweißneigung verringert und die Kriechfestigkeit etwas erhöht werden kann. Andererseits sind mit erhöhtem Ni-Gehalt auch nachteilige Einflüsse verbunden. Genannt seien die verstärkte Heliumbildung über (n,α)-Reaktionen, die Verschlechterung der Bruchrate und die erhöhte Korrosion in Natrium. Letztere scheint nach neuen Ergebnissen (700°C, 2000h) [2] allerdings doch weniger ausgeprägt zu sein als bisher angenommen worden ist.

Angesichts der beeindruckenden amerikanischen Entwicklungsanstrengung bedarf es gründlicher Überlegung, wo im ungleich schwächer dotierten Legierungsentwicklungsprogramm des Projektes Schneller Brüter der Hebel angesetzt werden sollte. Im Hinblick auf den teils bereits eingeleiteten, teils geplanten Erfahrungsaustausch auf internationaler Ebene (Frankreich, USA, England), der eine Arbeitsteilung in der Verfolgung von Entwicklungszielen nahelegt, erscheint es sinnvoll zu sein, als erste Stufe eines eigenen Untersuchungsprogrammes eine Optimierung des Debene-Referenzwerkstoffes 1.4970 anzustreben. Dieser Ti- und B-legierte austenitische Stahl (X 10 NiCrMoTiB 1515) besitzt nämlich vom Aufbau her ein wesentlich höheres Entwicklungspotential als der amerikanische und französische Referenzwerkstoff AISI 316. Beim 1.4970 eröffnen sich zusätzliche Möglichkeiten,

den Ausscheidungszustand durch thermisch-mechanische Behandlungen in einer gewünschten Richtung zu verändern.

Zunächst sollen das Kriechbruchverhalten bestrahlter Werkstoffe und Möglichkeiten zu seiner Verbesserung besprochen werden.

## 2. Kriechbruchverhalten bestrahlter Werkstoffe

Die Bestrahlung austenitischer Stähle mit Neutronen führt bekanntlich, insbesondere bei einer Kriechbeanspruchung, zu einer Abnahme der Duktilität und zu einer verstärkten Tendenz zum interkristallinen Bruch. Während interkristalline Brüche bei unbestrahlten hochwarmfesten austenitischen Stählen in der Regel erst bei 600 bis 700°C auftreten [3], können sie nach Bestrahlung schon bei Temperaturen um 550°C beobachtet werden.

Nach Bloom [4] kann man als Funktion der Bestrahlungs- und Prüftemperatur drei Bereiche im Zeitstandbruchverhalten lösungsgeglühter austen. Stähle unterscheiden (Bild 2). In allen drei Bereichen wird angenommen, daß Heliumanreicherungen an den Korngrenzen den Keim zur Bildung von Kriechporen (cavities) bilden. Nach der vorherrschenden Modellvorstellung wachsen die Kriechporen vornehmlich in senkrecht zur Hauptspannungsrichtung orientierten Korngrenzen durch Eindiffusion von Leerstellen. Die treibende Kraft für den Kondensationsvorgang ist die herrschende mechanische Spannung. Weitere das Porenwachstum beeinflussende Größen sind ersichtlich aus der Beziehung

$$\dot{R} = f(R, D_g, \sigma, d, T, \gamma \dots) \quad [5]$$

worin

- R = Porenradius
- $D_g$  = Korngrenzen-Diffusionskoeffizient
- $\sigma$  = Spannung senkrecht zur Korngrenze
- d = Korngrenzendicke
- T = Temperatur und
- $\gamma$  = Oberflächenspannung

bedeuten.

Die genannten drei Bereiche unterscheiden sich wie folgt:



Im Bereich I führt die bestrahlungsinduzierte Defektstruktur (Loops, Versetzungsnetzwerk, Poren) zu einer starken Matrixverfestigung. Dies hat zur Folge, daß an einer Rißspitze nur eine geringe plastische Verformungsmöglichkeit besteht und die effektive Bruchflächenenergie\*) und somit die kritische Rißlänge für instabiles Wachstum gering sind. Ein etwa durch Zusammenwachsen eng benachbarter Kriechporen entstandener Anrißkeim wird zunächst stabil weiterwachsen. Dieser Prozeß wird auf zur Spannungsrichtung geneigten Korngrenzen durch Abgleitvorgänge gefördert werden (Zener-Mechanismus).

Wegen der kleinen kritischen Rißlänge kann schon ein einziger gebildeter Anriß zum Versagen führen, wobei die instabile Rißausbreitung ihren Weg vorzugsweise längs der Korngrenzen nehmen wird. Es tritt demzufolge praktisch kein tertiärer Kriechbereich auf.

Im Bereich II, also längs der Diagonalen in Bild 2 von oberhalb 550 bis etwa 700°C, nimmt die Kriechbruchdehnung von im weichgeglühten Zustand bestrahltem Material zu. Ursache hierfür ist die verminderte Bestrahlungsverfestigung der Matrix. Dieser Einfluß überwiegt die duktilitätsschädigenden Auswirkungen der temperaturbedingt verstärkten Heliumversprödung. Aus der erhöhten Matrixduktilität ergibt sich eine Erhöhung der kritischen Rißlänge. Dadurch können sich zahlreiche weitere Korngrenzenanrisse unterkritischer Länge ausbilden, die teilweise entlastend auf den Hauptriß wirken dürften.

Es tritt verständlicherweise nun ein tertiärer Kriechbereich auf. Wenn die Spannung im ungeschädigten Restquerschnitt einen kritischen Wert überschreitet, kommt es zum Bruch, der auch größere transgranulare Anteile aufweisen kann [5].

Im Bereich III, bei Temperaturen oberhalb 700°C, ist die Matrixverfestigung nur noch gering. Trotzdem fällt die Kriechbruchdehnung von im weichgeglühten Zustand bestrahltem Material hier ab. Die Ursache ist vornehm-

---

\* "Effektive" Bruchflächenenergie ist die Summe der reinen Oberflächenenergie der frisch geschaffenen Bruchfläche u. der im vorausgegangenen plastischen Verformungsprozeß verbrauchten Energie. - Stabilisierungselemente wie Ti sollen nach Bloom und Weir [6] übrigens die effektive Bruchflächenenergie in rostfreien Stählen erhöhen.

lich die starke Heliumversprödung. Die überwiegend auf den um  $90^\circ$  zur Zugrichtung orientierten Korngrenzen gebildeten Kriechporen wachsen infolge der hohen Leerstellendiffusion relativ rasch zu ausgedehnten Rissen zusammen. Das Fortschreiten des Risses wird also durch die Leerstellendiffusion und die Belegungsdichte der Korngrenzen mit Kriechporen bestimmt. Die auftretende Matrixverformung ist gering.

Die besprochene Temperaturabhängigkeit der Kriechduktilität bei Nachbarstrahlungsuntersuchungen zeigt Bild 3a für den Fall der geglühten Legierungen AISI 316 und 1.4970. Ein wesentlich anderes Bild ergibt sich nach Bestrahlung der kaltverformten austenitischen Legierungen (Bild 3b). Die Kaltverformung ist bei AISI 316 bis  $650^\circ\text{C}$  beständig. Bei höheren Temperaturen setzt Erholung und teilweise Rekristallisation ein, was im Zusammenspiel mit der bei Temperatursteigerung zunehmenden Heliumversprödung zu einem Duktilitätsminimum bei  $650^\circ\text{C}$  führt. Der erhöhte Widerstand des kaltverformten Stahles 1.4970 gegen Erholungsvorgänge ist in Bild 3b deutlich zu erkennen.

Für eine zusammenfassende Betrachtung über die "Restduktilität" bestrahlter Proben im Kurzzeit- und Langzeitversuch, die auch den Einfluß des In-pile-Kriechens berücksichtigt, wird auf den Anhang verwiesen.

### 3. Korngrenzenausscheidungen und Kriechduktilität

Angesichts der verstärkten Tendenz zum relativ verformungsarmen interkristallinen Bruch bei bestrahltem Material stellt sich die Aufgabe, die Korngrenzen durch geeignete metallkundliche Maßnahmen weniger anfällig gegen Anrißbildung zu machen. Hierzu können Korngrenzenausscheidungen dienlich sein, wenn sie ausreichende Eigenfestigkeit besitzen und durch die wirkenden Spannungen nicht aus der Bindung zur Matrix herausgelöst werden.

Derartige Ausscheidungen können zunächst bekanntlich Abgleitvorgänge, die die Anrißbildung einleiten und fördern können (" $45^\circ$ -Poren") verringern. Die Befürchtung von Ilschner<sup>[7]</sup>, daß dadurch aber Porenkeime auf um  $90^\circ$  zur Zugrichtung orientierten Korngrenzen gefördert werden, braucht nach einer neuen Theorie von Harries [8] nicht verallgemeinert zu werden. Nach Harries

können hochschmelzende und festgebundene Ausscheidungen aus ihrer Grenzfläche mit der Matrix keine Leerstellen emittieren und "verstopfen" somit zu einem gewissen Grade die Korngrenzen-Leerstellenquelle. Damit wird die Ankeimung von Kriechporen durch Heliumbläschen und das spannungsinduzierte Wachstum der Kriechporen - insgesamt also die sogen. Hochtemperaturversprödung - erschwert. Nach Harries kommt es zum Wachstum der Kriechporen nur, wenn die angelegte Spannung

$$\sigma > \frac{2\gamma}{r_v} + \frac{N_p G b r_p}{2} \ln \left( \frac{r_p}{b} \right) \text{ ist.}$$

- $\gamma$  = Oberflächenenthalpie
- $r_v$  = Radius der Kriechpore
- $N_p$  = Dichte der Korngrenzenausscheidung
- $G$  = Schermodul der Matrix
- $b$  = Atomabstand
- $r_p$  = Radius der Ausscheidungen.

Nach Aussage dieses Ansatzes kann durch eine dichte Belegung ( $N_p$ ) die kritische Spannung bis über die Zugfestigkeit angehoben werden.

Eine weitere Beziehung, die von McLean [9] und Weaver [10] modifizierte Formel von Stroh [11]

$$\sigma_{\text{nucl}} = \left( \frac{12 \gamma G}{\pi \cdot L} \right)^{1/2}$$

worin

- $\sigma_{\text{nucl}}$  = Kritische Normalspannung für Rißbildung in Korngrenze
- $\gamma$  = Rißflächenenergie
- $L$  = mittlerer Teilchenabstand auf der Korngrenze und
- $G$  = Schermodul der Matrix

bedeuten,

sagt ebenfalls eine günstige Wirkung von Korngrenzenausscheidungen voraus, und zwar hier eine Unterbindung von Keilanrissen an Korngrenzen-Tripelpunkten. Diese Betrachtungsweise, die sich an Modelle des Sprödbruches anlehnt, ist aber sicherlich nur für nicht zu hohe Temperaturen anwendbar.

Trotz dieser Ansätze ist man noch weit davon entfernt, wirklich quantitative Aussagen über die Korngrenzenversprödung machen zu können. Als Beispiel für die selbst bei einphasigen Werkstoffen bestehenden Schwierigkeiten sei der Befund von Weertman [12] erwähnt, daß Korngrenzengleiten nicht nur Kriechporen ankeimt, sondern auch deren kritischen Wachstumsradius verringert und daß dieses Porenwachstum sehr empfindlich von der Rauigkeit der Korngrenzen abhängt. "Glatte" Korngrenzen, die auch nach den Überlegungen von Bära, Gleiter und Hornbogen [13] zu stärkerem Versetzungsaufstau und damit höheren Spannungskonzentrationen an Knickstellen oder anderen Hindernissen führen, bieten dabei günstige Bedingungen zum Kriechporenwachstum.

#### 4. Ausscheidungsverhalten von AISI 316 und 1.4970

Vergleicht man das Ausscheidungsverhalten der Stähle AISI 316 und 1.4970 miteinander, so zeigt sich, daß die Ti- und B-Gehalte von 1.4970 zusätzliche Möglichkeiten eröffnen, den Ausscheidungszustand durch thermische und/oder thermisch-mechanische Behandlungen in einer gewünschten Richtung zu verändern.

Das Ausscheidungsverhalten von AISI 316 und seine Abhängigkeit von Kohlenstoffgehalt, Lösungsglühtemperatur und Kaltverformung ist sehr gründlich von B. Weiß und R. Stickler [14] untersucht worden. Bild 4 zeigt das isotherme ZTU-Diagramm für 316 nach der Lösungsglühbehandlung 1260°C, 1,5 h. Die beherrschende Ausscheidungsphase ist  $M_{23}C_6$ , die sich vor allem in den Korngrenzen, nach Kaltverformung aber auch verstärkt intragranular, ausscheidet. Nach längeren Glühzeiten kommt es dann zur Präzipitation intermetallischer Phasen ( $\chi, \eta, \sigma$ ). Da hierdurch die Matrix an Mo und Cr verarmt, steigt die Matrixlöslichkeit für C und dies führt - bei Langzeitglühungen oberhalb 800°C - zur allmählichen Wiederauflösung der  $M_{23}C_6$ -Phase.

Die sich bei Kriechversuchen einstellende Versetzungs-Substruktur bei geglühtem AISI 316 wurde von Challenger und Moteff [15] untersucht. Die Beobachtung, daß nur oberhalb 700°C Subkornbildung auftritt, wird so gedeutet, daß dort die intragranulare  $M_{23}C_6$ -Ausscheidung an Versetzungen schwächer ist, so daß die Versetzungen die für Zell- oder Subkornbildung notwendige Mobilität besitzen. Bei 650 und 593°C ist die Versetzungsverteilung als Folge der starken intragranularen  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen an den

Versetzungslinien dagegen verhältnismäßig homogen. Die Annahme einer stark temperaturabhängigen Stapelfehlerenergie als alternative Erklärung für den obigen Sachverhalt wird von den Autoren nicht für wahrscheinlich gehalten.

Beispiele für das sehr variable Ausscheidungsverhalten des Stahles 1.4970 zeigen die Bilder 5a-c in schematischer Darstellung. Der Stahl ist unterstabilisiert ( $Ti/C < 4,0$ ), so daß sich neben TiC ausreichende Anteile von  $M_{23}C_6$  ausscheiden können. Es ist weiter angenommen worden, daß die Proben nach den unterschiedlichen Vorbehandlungen einer einheitlichen (kurzzeitigen) Kriechbeanspruchung bei  $700^{\circ}C$  ausgesetzt wurden.

Bild 5a zeigt das Gefüge der im Ausgangszustand lösungsgeglühten Probe ("L"). Man findet Ausscheidungen von  $M_{23}C_6$  an Korngrenzen und im Korninnern, hier vorzugsweise an inkohärenten Zwillingsgrenzen. TiC-Ausscheidungen treten vornehmlich zeilenförmig an Versetzungslinien und gehäuft an Stapelfehlern auf [16].

Die Bilder 5b und 5c geben das Gefüge der im Ausgangszustand kaltverformten + angelassenen ("MT") bzw. angelassenen + kaltverformten ("TM")\* Proben wieder. Der Hüllrohrreferenzzustand "MT" (Bild 5b) weist eine relativ schwache Korngrenzenbelegung mit  $M_{23}C_6$  auf. Das durch die Kaltverformung erzeugte Versetzungsnetzwerk bot dagegen ideale Ausscheidungsmöglichkeiten für die thermodynamisch sehr stabile, aber langsam wachsende TiC-Phase. Das Netzwerk erreicht dadurch eine hohe thermische Stabilität (Bild 6) und verleiht dem Werkstoff eine hohe Kriechfestigkeit. Die Matrixverformbarkeit ist allerdings begrenzt.

Wird nach dem Lösungsglühen zunächst angelassen (Zustand "T"), so bilden sich zahlreiche  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen an den Korngrenzen, und zwar in einer erwünschten perlschnurartigen Verteilung (Bild 7). Die TiC-Ausscheidung in der Matrix ist demgegenüber auf relativ wenige gröbere Partikel beschränkt. Die anschließende Kaltverformung schafft weitere Ausscheidungsmöglichkeiten für feinteiliges TiC an den gebildeten Versetzungen während einer Kriechbeanspruchung (Bild 5c).

\*) L steht für Lösungsglühung,  
M für eine mechanische Verformung und  
T für eine Ausscheidungsglühung  
("L" wird nur angegeben, wenn keine weitere Behandlung erfolgt.)

Die Art und Menge der an den Korngrenzen und in der Matrix ausgeschiedenen Phasen ist in Bild 5 durch eine Säulendarstellung kenntlich gemacht. Beim Ausgangszustand "L" sind die Ausscheidungen während der Kriechbeanspruchung stark von der angelegten Spannung abhängig (Belastungsverformung). Beim Ausgangszustand "MT" ist der meiste Kohlenstoff als TiC intragranular ausgeschieden, bei "TM" besteht eine ausgewogene Verteilung der Ausscheidungen auf Korngrenzen und Matrix.

Natürlich stellt Bild 5 nur eine Momentaufnahme nach einer bestimmten, kurzzeitigen Kriechbeanspruchung dar. Inwieweit die verschiedenen Ausscheidungsstrukturen dem nivellierenden Einfluß sehr langer Zeiten (Ostwald-Reifung, sekundäre Ausscheidungsvorgänge) und sehr hoher Bestrahlungsdosen Widerstand leisten, bedarf noch weiterer Untersuchungen. Es hat sich allerdings schon gezeigt, daß das durch die feinen TiC-Ausscheidungen stabilisierte Versetzungsnetzwerk der Variante "MT" nicht nur hohen thermischen Beanspruchungen, sondern auch der bestrahlungsinduzierten Erholung starken Widerstand entgegen setzt. Demgegenüber wurde nach einer Kriechbeanspruchung bestrahlter Proben der Vorbehandlung "TM" eine Zell- oder Subkornbildung beobachtet, deren Maschenweite offenbar vom mittleren Abstand der relativ groben (von der 800°C-Glühung herrührenden) TiC-Ausscheidungen bestimmt wird [17].

Nach den obigen Ausführungen ist zu erwarten, daß die stärkeren Korngrenzenausscheidungen und die höhere Mobilität der intragranularen Versetzungsstrukturen sich in einer erhöhten Kriechbruchduktilität der Variante "TM" bemerkbar machen. Die bisher vorliegenden Maßwerte bestätigen diese Vermutung (Bild 8). Diese erhöhte Duktilität wird nur bei hohen Spannungen mit einem Verlust an Standzeit  $t_B$  als Folge überproportional erhöhter Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}^*$  bezahlt. Bei den praktisch wichtigeren mittleren und niedrigen Beanspruchungen übertrifft Variante "TM" alle übrigen, bisher untersuchten Vorbehandlungsvarianten auch in der Standzeit\*\*) (Bild 9) [18]. Für diese Variante der mechanisch/thermischen Behandlung ist Patentschutz beantragt worden [19].

---

\*)  $t_B = \frac{\epsilon_B}{\dot{\epsilon}}$

\*\* ) Die gewählte Parameterdarstellung [17] hat sich beim Vergleich verschiedener Zustände eines Werkstoffes der üblicherweise angewandten Larson-Miller-Auftragung als überlegen erwiesen.

## 5. Das Optimierungsprogramm für 1.4970

Die angestellten Betrachtungen und die mitgeteilten Kennwerte legen den Schluß nahe, daß es möglich sein sollte, die Legierung 1.4970 in der Zeitstandduktilität und -festigkeit noch weiter zu ertüchtigen.

Da schwer zu übersehen ist, wie sich die beabsichtigten Variationen der Gefügestruktur und -substruktur auf das Schwellverhalten auswirken, sind für dessen Verbesserung noch weitere spezifische Maßnahmen vorzusehen. Insgesamt sieht das geplante Optimierungsprogramm daher folgende Parametervariationen vor:

- . Lösungsglühtemperatur
- . Abkühlgeschwindigkeit
- . Thermomechanische Behandlung
- . Chemische Modifikation (Bor, Kohlenstoff, Titan und im Austenit substitutionell lösliche Elemente).

Hierzu ist folgendes anzumerken:

Durch Variation der Abkühlgeschwindigkeit von der Lösungsglühtemperatur ist nach S. K. Sen [20] die Borsegregation an die Korngrenzen und damit die Ausscheidungskinetik stark beeinflussbar. Hinsichtlich der thermomechanischen Behandlung interessieren besonders die Varianten M, MT, TM und TMT. Ergänzend hierzu werden in einer Grundlagenuntersuchung im Rahmen einer Diplomarbeit z.Zt. die Auswirkungen des "multi mechanical thermal treatment" (MMTT) [21, 22,23], also der Folge "MTMTMTMT...", auf die Kriecheigenschaften von 1.4970 studiert.

Für das Schwellverhalten sind u. a. die Art und Menge der intragranularen Ausscheidungen maßgebend. Während  $M_{23}(C,B)_6$ -Teilchen häufig mit Poren vergesellschaftet sind, ist das bei TiC-Teilchen nicht der Fall [42].

Beide Ausscheidungen sind vermutlich zumindest teilkohärent, was im Falle des TiC bedeutet, daß es als wirksames Rekombinationszentrum für Punktfehler nicht zur Ankeimung von Poren neigt. Zudem vermag TiC Versetzungslinien festzupinnen, womit Kletterprozesse und damit die schwellbegünstigende (Vorzugs-) Absorption von Zwischengitteratomen an den Versetzungen unterdrückt werden. Eine Erhöhung des Borgehaltes im  $M_{23}(C,B)_6$  verändert die Gitterkonstante im Sinne verringerter Kohärenzspannungen mit der Matrix [24] und daher ist eine Beeinflussung des Rekombinationseffektes an dieser Phase zu erwarten.

Weitere Möglichkeiten zur Erhöhung des Schwellverhaltens bieten nach vorläufigen Studien die Beeinflussung der Diffusionskoeffizienten [25] und der effektiven Defekterzeugung [26] durch gezielte mischkristallbildende Legierungszusätze. Beim Auflegieren müssen natürlich die Stabilitätsgrenzen der bekannten intermetallischen Phasen (Sigma, Chi, Eta), die in zu hohen Anteilen stark versprödet wirken können, sowie die lösende oder abscheidende Wirkung der Natriumschmelze berücksichtigt werden.

#### 6. Weitere Vorhaben im Legierungsentwicklungsprogramm des PSB

Die weiteren Vorhaben sind in ihren Grundzügen bereits anlässlich des PSB-Statusberichtes 1976 in Utrecht vorgestellt worden [27].

Entsprechend dem günstigen Einfluß erhöhter Nickelgehalte auf den Schwellwiderstand soll eine Reihe kommerzieller Alternativwerkstoffe mit erhöhtem Nickelgehalt (der aber 50% nicht übersteigt) untersucht werden. In Betracht gezogen werden in erster Linie die Legierungen

1.4980 und Sandvik 12XRN72, sowie A2286 mit ca. 25% Ni,  
Incoloy 800 mit ca. 32% Ni, sowie  
PE 16 mit ca. 43,5% Ni (siehe Tabelle 1).

Diese Werkstoffe bieten vermutlich breite Anwendungsmöglichkeiten im Reaktorkern. Für Brennelementkästen, bei denen geringere Festigkeitsanforderungen bestehen, bietet sich in den martensitischen Chromstählen, wie 1.4914 und 1.4923, möglicherweise eine kostengünstigere Werkstoffalternative. Zur Verbesserung der den kubisch-raumzentrierten Legierungen eigenen Versprödungsneigung bei tieferen Temperaturen kommt es hier darauf an, durch eine ausgefeilte Herstellungs- und Verfahrenstechnik den Steilabfall der Kerbschlagzähigkeit zu tieferen Temperaturen zu verlagern.

Die gewählten Maßnahmen müssen so abgestimmt sein, daß die Zeitstandfestigkeit bei 600°C keinesfalls beeinträchtigt, ja möglichst noch verbessert wird. Weitere auf diesem Sektor zu lösende Probleme betreffen die Verarbeitungs- und Schweißtechnik.



Da nicht mit Sicherheit damit gerechnet werden kann, daß die in die Betrachtung einbezogenen kommerziellen Alternativwerkstoffe allen zu stellenden Anforderungen gerecht werden können, ist es notwendig, sich rechtzeitig mit gezielten Legierungsentwicklungen zu befassen. Besonderes Interesse beanspruchen hier wiederum ferritische Legierungen, nachdem vornehmlich durch die Arbeiten von Böhm und Hauck [28] nachgewiesen worden ist, daß die raumzentrierte Matrix offenbar günstigere Voraussetzungen zur Bekämpfung der Hochtemperaturversprödung bietet als der Austenit. An sich böten die höheren Diffusionskoeffizienten im kubisch-raumzentrierten Gitter sogar die Möglichkeit zum beschleunigten Wachstum der Korngrenzenporen. Es wird daher angenommen, daß die hohe Punktdefektmobilität entstehende Spannungskonzentrationen an Korngrenzen rechtzeitig abbaut, so daß der Prozeß des spannungsinduzierten Wachstums von Korngrenzenporen nicht zur Auswirkung kommt.

Bei den ferritischen Stählen, die vermutlich auch weniger schwellen als die austenitischen, sind weitere experimentelle Fortschritte inzwischen durch Arbeiten bei CEN Mol erzielt worden. Der Weg führte über eine schmelzmetallurgisch hergestellte Fe-13Cr-Ti-Mo-Legierung, die durch Mischkristallhärtung und Ausscheidung intermetallischer Phasen verfestigt\*) ist [29] zu einer zusätzlich mit inertem Titanoxid dispersionsgehärteten Sinterlegierung [30]. Die Ergebnisse der Erprobung dieser Materialien in Fertigung und im Bestrahlungstest werden mit großem Interesse erwartet.

---

\*) Die Prämisse für den Verzicht auf den üblichen Härter Kohlenstoff bedarf allerdings der Diskussion. In 13% Cr-Stählen ist die Kohlenstoffaktivität, die das Herauslösen des Kohlenstoffs in eine Natriumschmelze bestimmt, offensichtlich sehr gering.

## Anhang

### Zur Frage der Restduktilität bei Kurzzeit- und Kriechbeanspruchung

Zu der praktisch sehr wichtigen Frage, welche Restduktilität nach hohen Bestrahlungsdosen ( $> 1 \cdot 10^{23}$  n/cm<sup>2</sup>,  $E > 0,1$  MeV) verbleibt, läßt sich nach den in der Literatur vorliegenden experimentellen Ergebnissen für die verschiedenen Beanspruchungsarten und Temperaturbereiche folgendes aussagen.

#### 1. Kurzzeitprüfung

In Bild 10, das den Duktilitätsverlauf über der Temperatur bei Kurzzeit- und Kriechprüfung miteinander vergleicht, sind die Kurzzeitwerte (Gleichmaßdehnung) mit ausgezogenen Linien bzw. mit Einzelzeichen markiert. Die schwarze Volllinie zeigt die Verhältnisse bei geglühtem AISI 316. Die Tiefelage der Gleichmaßdehnung bei Temperaturen unter 500°C ist die Folge der bestrahlungsinduzierten Streckgrenzenerhöhung. Da diese nicht von einer Erhöhung des Verfestigungskoeffizienten  $d\sigma_w/d\epsilon_w$  ( $w$  = wahre Spannung bzw. Dehnung) begleitet wird, sondern im Gegenteil wegen der verringerten Möglichkeiten zur Versetzungsmultiplikation von einer Erniedrigung desselben, so kommt es gemäß der klassischen Bedingung von Considère für eine stabile plastische Verformung

$$\frac{d\sigma_w}{d\epsilon_w} \geq \sigma_w$$

frühzeitig zu plastischer Instabilität, d.h. zur Einschnürung beim Zugversuch.

Da die Streckgrenze oberhalb  $4 \cdot 10^{22}$  n/cm<sup>2</sup> ( $E > 0,1$  MeV) nicht mehr weiter erhöht wird, also Sättigung zeigt [31,32], darf man zunächst annehmen, daß die Versprödungsneigung infolge plastischer Instabilität nicht zur "Null-Duktilität" führt. Es ist allerdings auch beobachtet worden, daß das Produkt aus Defektkonzentration und Defektgröße mit der Dosis auch im Sättigungsbereich der Streckgrenze weiter zunimmt [33]. Man kann somit das Umschlagen des zunächst noch relativ duktilien transgranularen Bruch-

mechanismus in einen Sprödbrechtyp a priori nicht ausschließen. Tatsächlich wurde ein Wechsel im Bruchmechanismus im Dosisbereich  $6,5 \cdot 10^{22}$  bis  $1,1 \cdot 10^{23}$  n/cm<sup>2</sup> ( $E > 0,1$  MeV) bei 370 und 480<sup>o</sup>C an geglühtem AISI 304 beobachtet [34]. Erfreulicherweise trat aber - trotz ähnlichem Erscheinungsbild - kein durch Normalspannungen bewirkter Sprödbbruch, sondern ein durch Schubspannungen ausgelöster sogenannter "channel fracture" auf. R.L. Fish et al. [34] nehmen an, daß die örtlich auf wenigen Gleitebenen einsetzenden Abscherungen durch den schon von anderen Metallen her bekannten Effekt des "dislocation channeling" verursacht werden. Beachtenswert ist, daß der Bruch nicht an Gefügeeinschlüssen einzusetzen beginnt, sondern offenbar vornehmlich an Korngrenzen. Im besprochenen Temperaturgebiet (350-500<sup>o</sup>C) scheint selbst nach sehr hohen Bestrahlungsdosen eine Gleichmaßdehnung von minimal 0,3% gewährleistet zu sein. Diese Aussage ist nun offenbar nicht nur für geglühtes Material gültig sondern auch, wie Bild 11 nahelegt, für kaltverformten Austenit. Bei etwa  $3 \cdot 10^{22}$  n/cm<sup>2</sup> ( $E > 0,1$  MeV) treffen sich die Kurven für geglühten 1.4988 mit denen für 1.4970 k.v. + angelassen [35]. Der Existenzbereich des "channel fracture"-Mechanismus in kaltverformten und in stabilisierten Werkstoffen bei hohen Neutronendosen muß allerdings noch ausgelotet werden.

Bild 10 läßt erkennen, daß im Temperaturbereich der Hochtemperaturversprödung, also oberhalb etwa 550<sup>o</sup>C, lösungsgeglühter AISI 316 und 1.4970 sowie kaltverformter und angelassener 1.4970 nach Dosen im 10<sup>22</sup>-Bereich noch beachtliche Gleichmaßdehnung aufweisen. Nach Bestrahlungsbedingungen, die den in Fusionsreaktoren zu erwartenden entsprechen (d.h. sehr hoher He-Gehalt von 6000 apm, nebst einer 120 dpa-Schädigung) wurde allerdings im Zugversuch bei 650<sup>o</sup>C an geglühtem und an 20% kaltverformtem AISI 316 praktisch Null-Duktilität gemessen [36].

## 2. Zeitstandprüfung

Bei Kriechprüfungen an bestrahlten austenitischen Stählen, die bis etwa 500<sup>o</sup>C herab durchgeführt werden, wird überwiegend der relativ verformungsarme interkristalline Bruch beobachtet. Im folgenden seien die für die Kriechbruchduktilität in Nachbestrahlungsuntersuchungen wichtigsten Parameter kurz besprochen.

- a) Temperatur: Bei geblühtem AISI 316 ist nach Bild 10 die Duktilität besonders niedrig bei 600 und 750<sup>0</sup>C; im kaltverformten Material liegt dagegen ein ausgeprägtes Duktilitätsminimum bei 650<sup>0</sup>C vor (Bild 3). Entsprechend der Matrixverfestigung ist der Anteil interkristallinen Bruches beim kaltverformten Material höher [5].

Beim kaltverformten (und zusätzlich bei 800<sup>0</sup>C angelassenen) Stahl 1.4970 findet man dagegen - als Folge des erhöhten Widerstandes gegen Erholungsprozesse - die geringste Duktilität erst bei Temperaturen um 700<sup>0</sup>C. -

- b) Heliumgehalt: Bild 12 zeigt die Versprödung des Stahles 1.4970, gemessen durch den Ausdruck  $\frac{\epsilon_{\text{unbest.}} - \epsilon_{\text{best.}}}{\epsilon_{\text{unbest.}}}$

( $\epsilon$  = Bruchdehnung)

als Funktion der Bestrahlungsdosis, bzw. des durch (n, $\alpha$ )-Reaktionen gebildeten Heliumgehaltes. Die bei höheren Temperaturen (510-720<sup>0</sup>C) bestrahlten Proben wurden bei 700-720<sup>0</sup>C geprüft [37]. Die Versprödung steigt zunächst sehr stark, oberhalb 30 appm He aber nur noch geringfügig an. Bemerkenswert ist die von der Kriechgeschwindigkeit weitgehend unabhängige Versprödung der Variante "TM" [37].

- c) Verformungsgeschwindigkeit: wie Bild 13 erkennen läßt, steigt die Versprödung des bei Temperaturen zwischen 570 und 670<sup>0</sup>C bestrahlten Stahls 1.4970 mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit stark an [38]. -

Nach obigem muß bei Nachbestrahlungsuntersuchungen unter ungünstigen Umständen mit einer recht geringen Restduktilität gerechnet werden. Unter Reaktorbetriebsbedingungen wird sie aber nicht auf Null absinken, weil bei in-pile-Beanspruchung wesentlich günstigere Verhältnisse vorliegen werden. Das Phänomen des in-pile-Kriechens, das gerade in dem für die Duktilität kritischen Bereich niedriger thermischer Kriechraten und hoher Bestrahlungsdosen voll zum Tragen kommt, erlaubt Spannungsabbau durch Kriechverformung, die - ohne zum Anriß zu führen - 2% überschreiten können. Nach Gilbert [39] kann bei 20% kaltverformtem AISI 316 mit duktilitätssteigernden Wirkungen des in-pile-Kriechens bis zu Temperaturen von 650<sup>0</sup>C bei Spannungen unter 70 MPa gerechnet werden.

Bei der Beurteilung der bestrahlungsinduzierten Duktilitätserhöhung muß allerdings beachtet werden, daß ihr Wirksamwerden hohen Fluß und hohe Dosis voraussetzt, d.h. das Material muß eine Inkubationsperiode überstehen, in der thermisches Kriechen vorherrscht [40].

### 3. Überblick über das Duktilitätsverhalten

Ein von Holmes, Lovell und Fish [41] aufgestelltes Diagramm gibt einen guten Überblick über die Duktilitätsverhältnisse bei lös.-gegl. AISI 316 als Funktion der Temperatur ( $T_{irr} \sim T_{prüf}$ ), der Verformungsgeschwindigkeit und der Dosis schneller Neutronen. Bild 14 zeigt dieses durch Einfügung weiterer experimenteller Ergebnisse leicht modifizierte Diagramm. Man erkennt drei Bereiche, in denen jeweils ein anderer dominierender Verformungsmechanismus vorliegt. Im Bereich I ist dies ein athermischer Prozeß bei dem gleitende Versetzungen die atomar gesehen weiträumigen Spannungsfelder anderer Versetzungen überwinden müssen. Die Duktilität in diesem Bereich ist vom Ausscheidungszustand nicht stark abhängig und der duktile Bruch ist transgranular.

Der Bereich II ist gekennzeichnet durch diffusionsgesteuerte Verformung (z.B. Versetzungsklettern) mit einer Aktivierungsenergie, die ähnlich ist der der Selbstdiffusion. Die unterschiedlichen Versprödungsprozesse, mit denen in diesem Bereich zu rechnen ist, zeigt Bild 15 [41]. Der Bruch ist überwiegend intergranular und die Höhe der Bruchdehnung stark abhängig vom Ausscheidungszustand.

Im Bereich III herrscht das bestrahlungsinduzierte Kriechen vor, das sich durch einen niedrigen Spannungsexponenten  $\frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln \sigma}$  und praktisch unerschöpfliche Verformungsfähigkeit auszeichnet. Beides spricht für ein superplastisches Verhalten. Die Temperatur-Abhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit ist gering.

Interessanterweise ist, wie aus Bild 10 übernommen, die Duktilität im Temperaturbereich 630-750°C für den Zugversuchs- und Kriechbereich nahezu gleich. Bei Bestrahlungsdosen oberhalb  $2 \cdot 10^{22}$  n/cm<sup>2</sup> (>0,1 MeV) sind die im Bereich I für Temperaturen um 400°C eingetragenen Duktilitätswerte auch etwa für kaltverformtes Material gültig (vgl. Bild 11).

Abschließend sei noch auf eine wichtige Aufgabenstellung hingewiesen. Der Wert von Kriechbruchdehnungsdaten aus Nachbestrahlungsuntersuchungen, der natürlich durch die Erscheinung des in-pile-Kriechphänomens stark relativiert wird, würde an Bedeutung gewinnen, wenn der Nachweis gelänge, daß sich thermisches und in-pile-Kriechen einfach additiv überlagern, und daß die Duktilitätsgrenze durch den thermischen Kriechanteil bestimmt wird. Damit wäre aus der Nachbestrahlungsduktilität eine einfache näherungsweise Berechnung der in-Pile-Kriechbruchdehnung möglich. Eine solche gewinnt an Bedeutung, je höher die thermische Kriechfestigkeit des Materials getrieben wird, was meist auf Kosten der Duktilität geschieht.

Tabelle 1

Kommerzielle Alternatiwerkstoffe

Bezeichnung	Ni	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	B (ppm)	Sonstige
12 CRN 72	25	0,1	0,4	1,8	0,02	0,015	19	1,4	0,5	65	
1.4980	25,5	0,06	1,0	1,0- 2,0	0,03	0,030	15	1,30	2,10	30-100	0,30 V
A286 (AISI 660)	24-27	0,08	1,0	2,0			13,5- 16	1,0 - 1,75	1,9- 2,3	30-100	0,035 Al
Incoloy 800 (1.4876)	30-34	0,1	1,0	1,5	0,030	0,020	19-23		0,15- 0,60		0,15-0,60 Al
Nimonic PE 16	42-45	0,10	0,3	0,2			15-18	2,5- 4,0	0,9- 2,5		0,9-1,5 Al (max. 2,0 Co)

L i t e r a t u r

- [1] R.R. Irving; Iron Age, May 26, 1975, p. 40-42
- [2] W.F. Brehm, R.P. Anantatmula; Int. Conf. on Liquid Metal Technology in Energy Production, Champion (USA), 1976, May 3-6
- [3] H. Böhm; Z. Metallkunde 61, 1970, 947-954
- [4] E.E. Bloom; Europ. Conf. Irrad. Embrittl. and Creep in Fuel Cladding and Core Components, London 1972, Nov. 9-10, 1972,
- [5] E.E. Bloom, J.O. Stiegler; ASTM-STP 529, 1973, 360-380
- [6] E.E. Bloom, J.R. Weir; in Irradiation Effects in Structural Alloys for Thermal and Fast Reactors, Symposium Proceedings, San Francisco, June 23-28, 1968, ASTM, Philadelphia, Pa., 1969 S.261
- [7] B. Ilschner; Hochtemperatur-Plastizität, Springer-Verlag, 1973, S. 206
- [8] J.E. Harries; Grain Boundaries as vacancy sources during the growth of creep voids and gas bubbles. J. Nucl. Mat. 59, 1976, 303-306
- [9] D.Mc.Lean; J. Inst. Metals 85, 1956-57, 468
- [10] C.W. Weaver; Acta Met.8, 1960, 343
- [11] A.N. Stroh; Proc. Roy Soc. A223, 1954, 404-414
- [12] J. Weertman; Met. Trans. 5, 1974, 1743-1751
- [13] G.Bäro, H.Gleiter, E.Hornbogen; Mat. Science and Engineering 3, 1968/69, 92-104
- [14] B.Weiß, R.Stickler; Met. Trans. 3, 1972, 851-866
- [15] R.D. Challenger, J. Motteff; Met.Trans. 4, 1973, 749-755



- [16] Progress Report Nr. 61194; Sandvik Steel Research Center, 1970
- [17] Bisher unveröffentlichte Untersuchungsergebnisse von C. Wassilew (IMF)
- [18] C. Wassilew, M.Schirra; Reaktortagung Berlin 1974, 344-347
- [19] DTOS 2415 881 (C.Wassilew, M.Schirra, G.Hess)
- [20] S.K.Sen; Disssertation Universität Karlsruhe, Juni 1976  
KFK-Bericht Nr. 2365 (1976)
- [21] I.A. Oding et al.; Soviet Phys.Doklady 10, 1965, 5
- [22] R.J. McElroy et al.; "Microstructure and design of alloys",  
Vol. 1, 1974, 89-95; London, The Metals Society
- [23] R.J. McElroy et al.; Metals Technol., October 1974, 468-474
- [24] M.Lagerquist, R.Lagneborg; Scand. J. Metallurgy 1, 1972, 81-89
- [25] H. Venker, K. Ehrlich; J.Nucl.Mat. 60, 1976, 347-49
- [26] K.Anderko; (1976) unveröffentlicht
- [27] K. Ehrlich, W. Dietz; Stand und Tendenzen in der Entwicklung von  
Hüll- und Kernstrukturwerkstoffen. Projekt Schneller Brüter,  
Statusbericht Utrecht, 1976.
- [28] H. Böhm, H. Hauck; J.Nucl.Mat. 21, 1967, 112 u. 29, 1969, 184
- [29] J.P.Breyer, J.M.Diez, V.Leroy, J.J.Huet, L.Habraken;  
Metallurgical Reports Centre de Recherches Métallurgiques (C.R.M.),  
Lüttich (Belgien), No. 36, 1973, 67-75
- [30] Ph. van Asbroeck et al.; European Conference on Irradiation Behaviour  
of Fuel Cladding and Core Component Materials, Karlsruhe, Dec.3-5,1974,165-168
- [31] R.L.Fish, J.J.Holmes; J.Nucl.Mat. 46, 1973, 113-120
- [32] KFK-Bericht Nr. 1999, Sept. 1974

- [33] S.D. Harkness, Che-Yu-Li; Met. Trans. 2, 1971, 1457
- [34] R.L.Fish et al.; ASTM-STP 529, 149-164
- [35] L. Schäfer; (1975) unveröffentlicht
- [36] E.E.Bloom, F.W.Wiffen; J.Nucl.Mat. 58, 1975, 171-184
- [37] K.D.Closs, L.Schäfer, M.Schirra, C.Wassilew;  
KFK-Bericht Nr. 1999, Sept. 1974, S. 119-148
- [38] Nach Meßwerten von GfK/IMF
- [39] E.R. Gilbert; HEDL-SA-824, April 1976
- [40] J. Gittus; Creep Viscoelasticity and Creep Fracture in  
Solids, Applied Science Publ., London, 1975, S. 584
- [41] J.J.Holmes, A.J.Lovell, R.L.Fish; ASTM-STP 529, 383-389
- [42] K.Ehrlich, R.Gross; Fuel and Fuel Elements for Fast  
Reactors, Wien, July 2-6, 1973, IAEA Wien, 1974, Vol. II, 179-197

10 Commercially Available Alloys

<u>Ferritic</u>	• 12 Cr-1 Mo	HT- 9
(Primarily duct use)	• 9 Cr-2 Mo	EM-12
<u>Austenitic</u>		
Solid Solution	• 25 Cr-21Ni	310 c.w.
Strengthened	• 19 Cr-35Ni	330c.w.
<u>Austenitic</u>		
Precipitation	• 12Cr-25Ni-1,2Mo-2,3(Al+Ti)	A-286
Strengthened	• 18Cr-35Ni- 4 Mo-3,9(Al+Ti)	M-813
	• 16Cr-41Ni — 2,0(Al+Ti)	In-706
	• 16Cr-43Ni-3,2Mo-2,4(Al+Ti)	PE-16
	• 19Cr-52Ni-3,0Mo-1,4 (Al+Ti)	In-718
<u>Ni-Base</u>		
(Primarily control rod use)	• 21Cr-64Ni-9,0Mo-1,0 (Al +Ti)	In-625

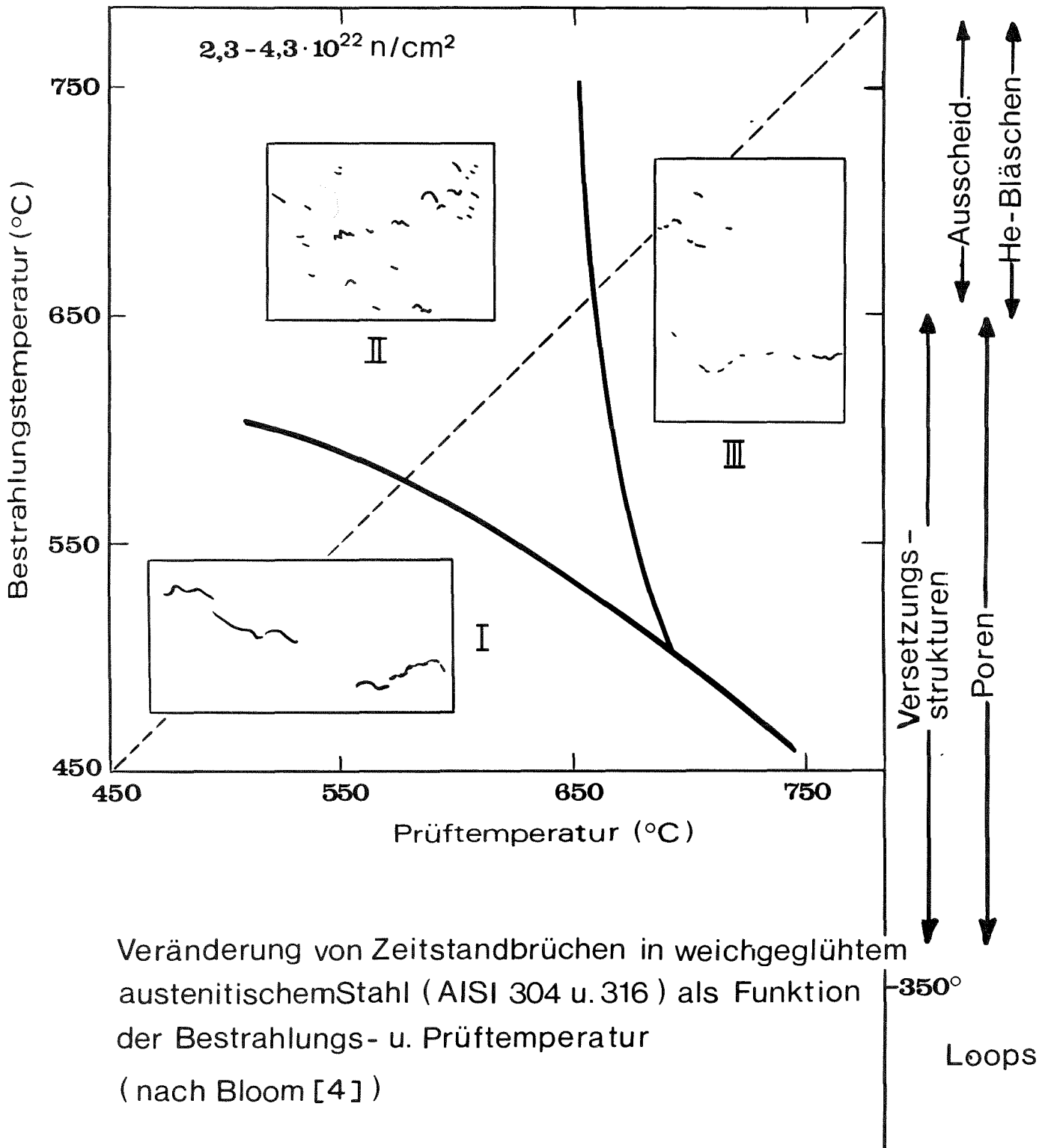
10 "Tailor- made" new alloys

(Some Cr replaced by Ti,Si,Mo)

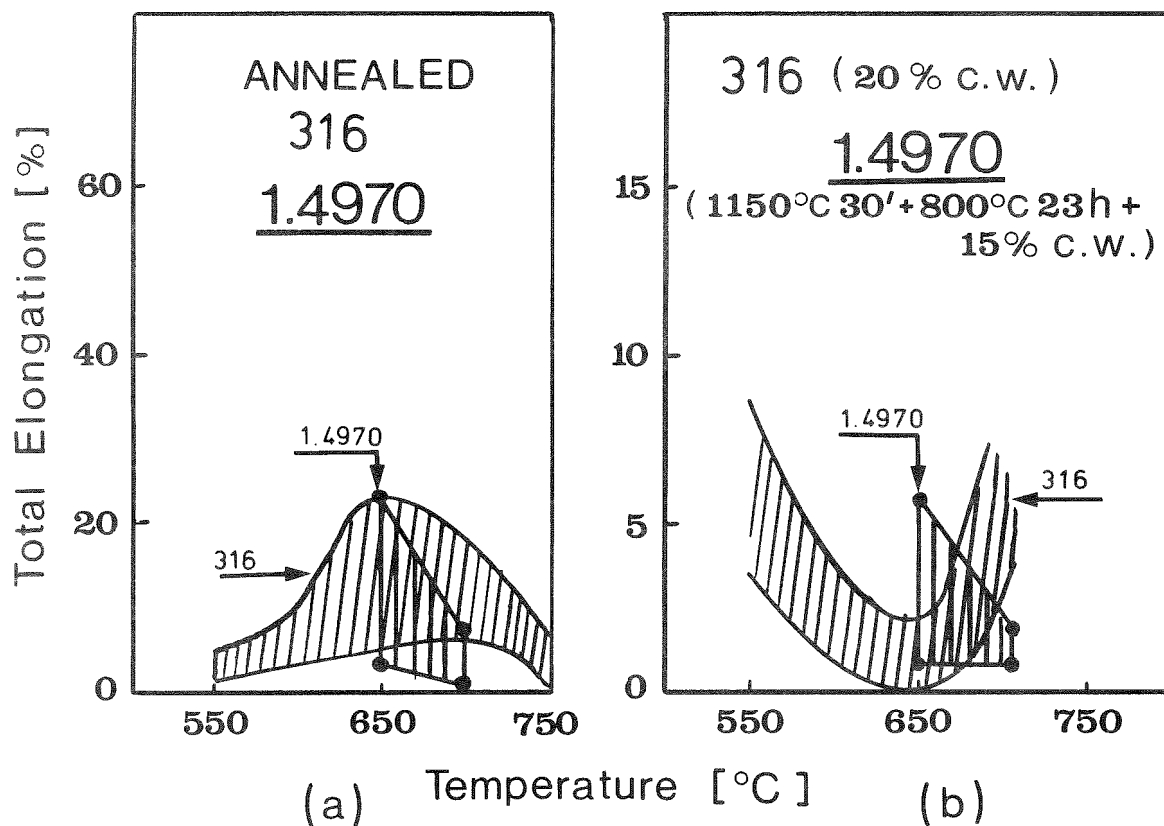
LMFBR Alloy Development Program

-Fuel Cladding and Duct Alloys -

of ERDA



Veränderung von Zeitstandbrüchen in weichgeglühtem austenitischem Stahl (AISI 304 u. 316) als Funktion der Bestrahlungs- u. Prüftemperatur (nach Bloom [4])



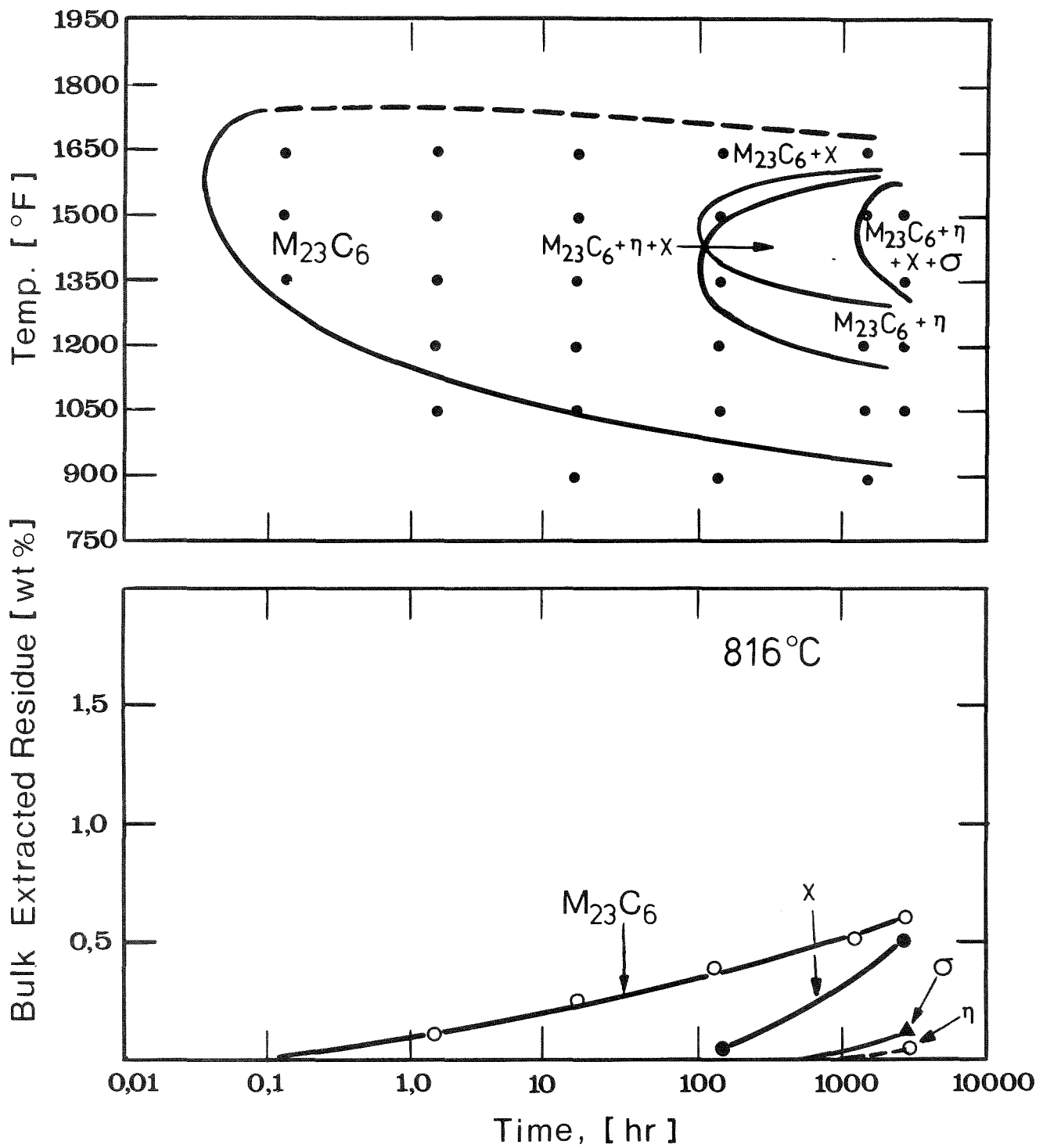
Creep Ductility of AISI 316 and 1.4970

316:  $1,2 - 2,7 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$  ( $E > 0,1 \text{ MeV}$ )

$$T_{\text{Test}} = T_{\text{Irr}} (\pm 30^\circ\text{C}) \text{ [4]}$$

1.4970:  $1,05 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$  ( $E > 0,1 \text{ MeV}$ )

$$T_{\text{Irr}} = 620 \pm 30^\circ\text{C}$$

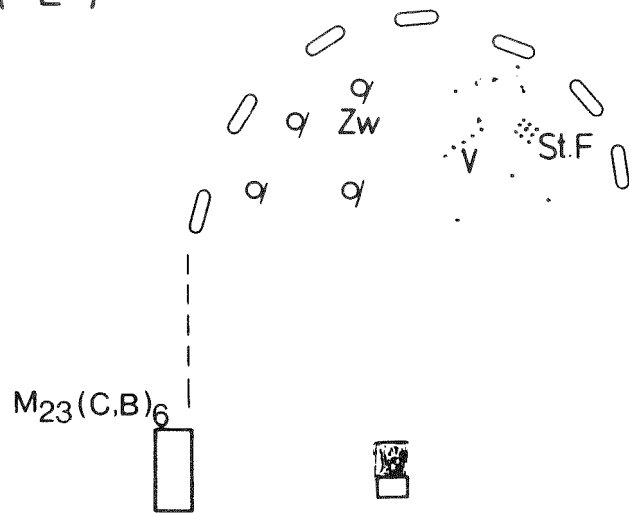


aus : B. Weiss, R. Stickler, Met. Trans. 3, 1972, 851-866

Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm  
für lösungsgeglühten (1260°C, 1,5h) AISI 316

(a) Lösungsgeglüht

("L")

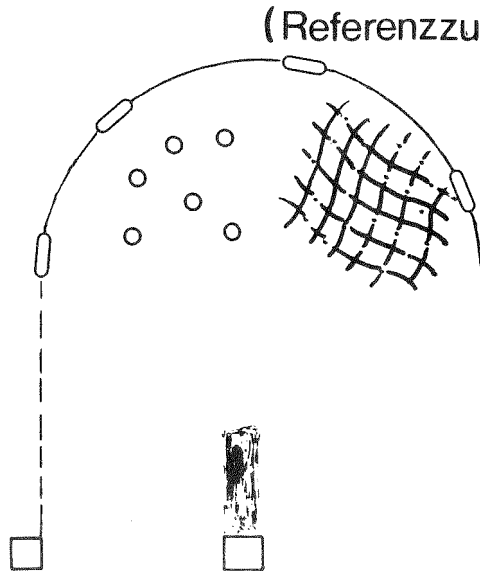


Ausscheidungsverhalten eines unterstabilisierten 1.4970 .

Unterschiedliche Vorbehandlungen (a,b,c) + Kriechbeanspruchung bei  $700^{\circ}C$ .

(b) Lösungsgeglüht + Kaltverformt + angelassen ( $800^{\circ}C$ )

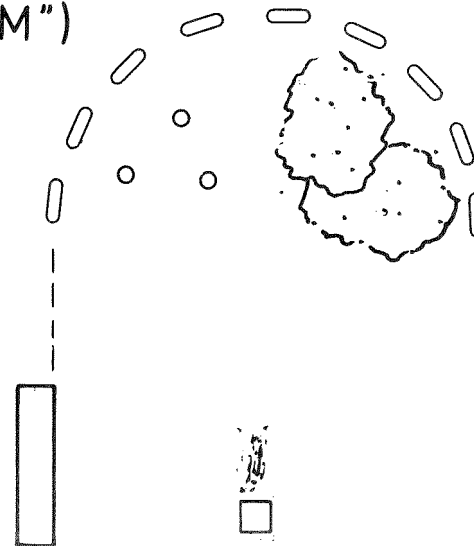
("MT")

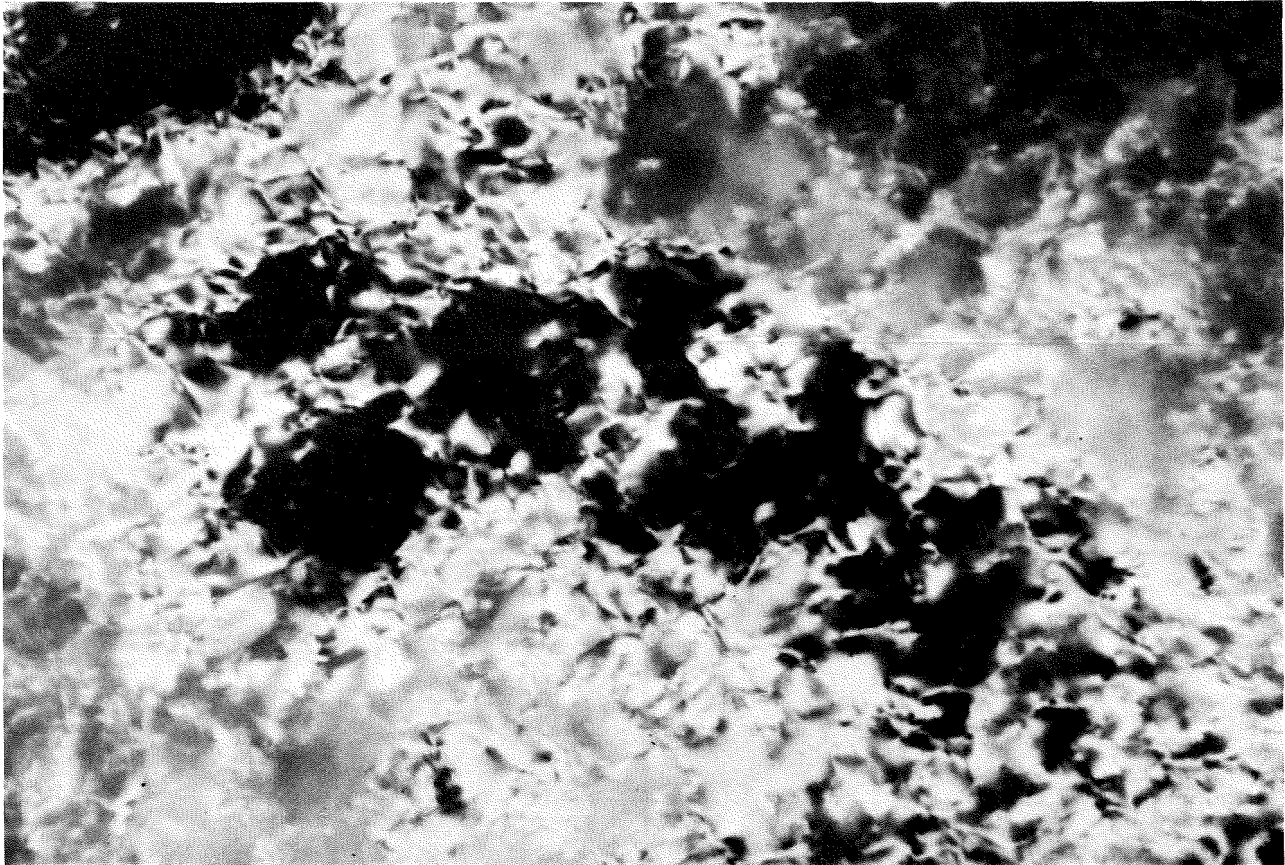


(Referenzzustand SNR 300)

(c) Lösungsgeglüht + angelassen + Kaltverformt

("TM")

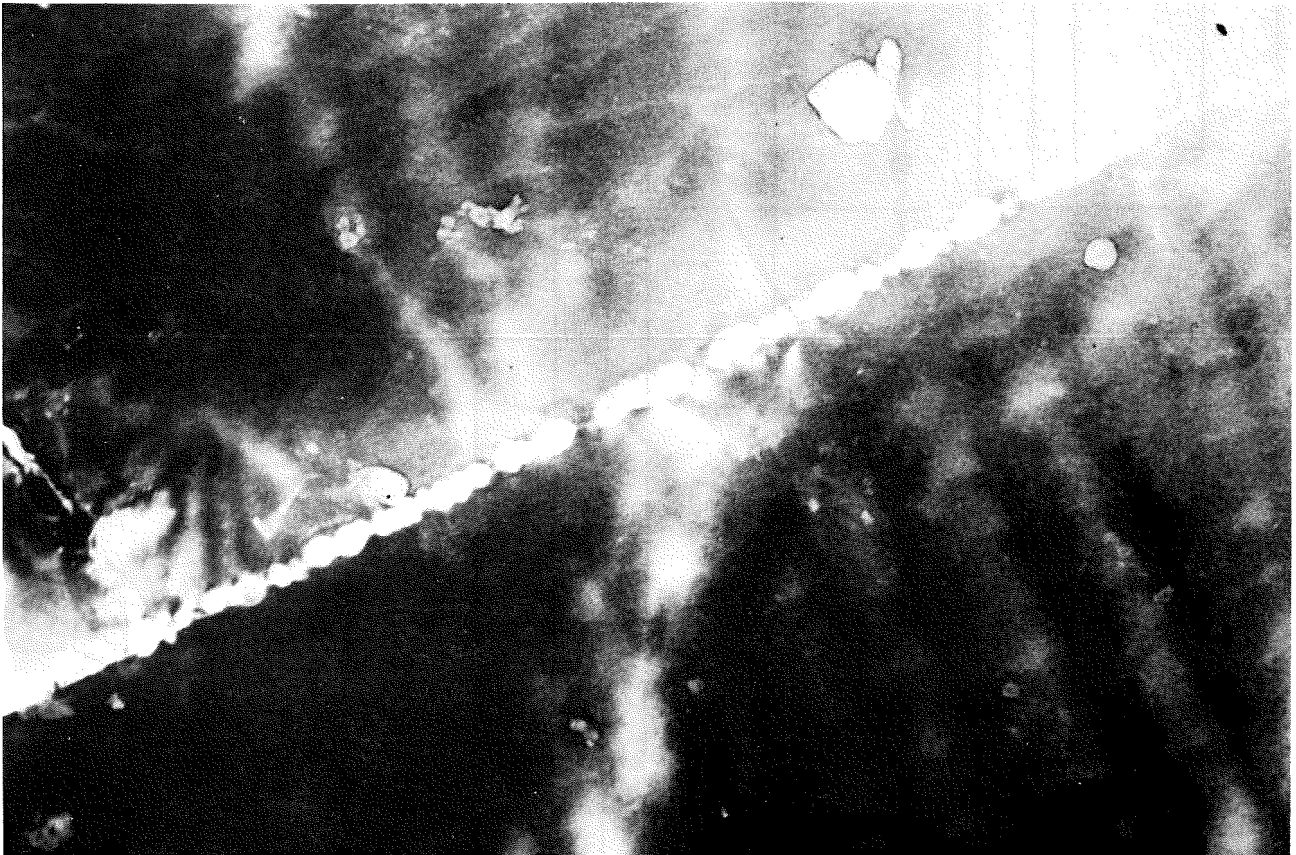




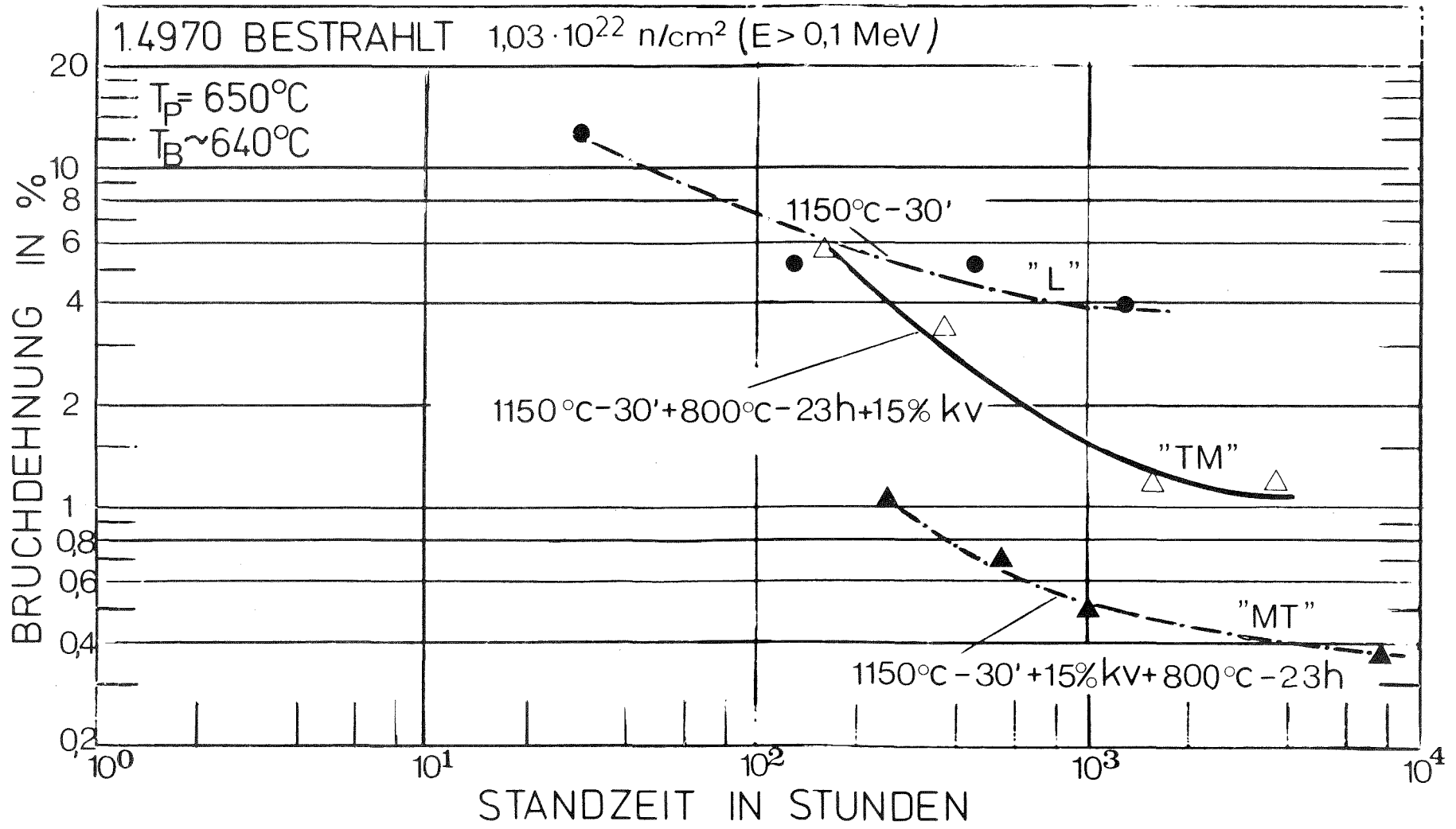
Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahme



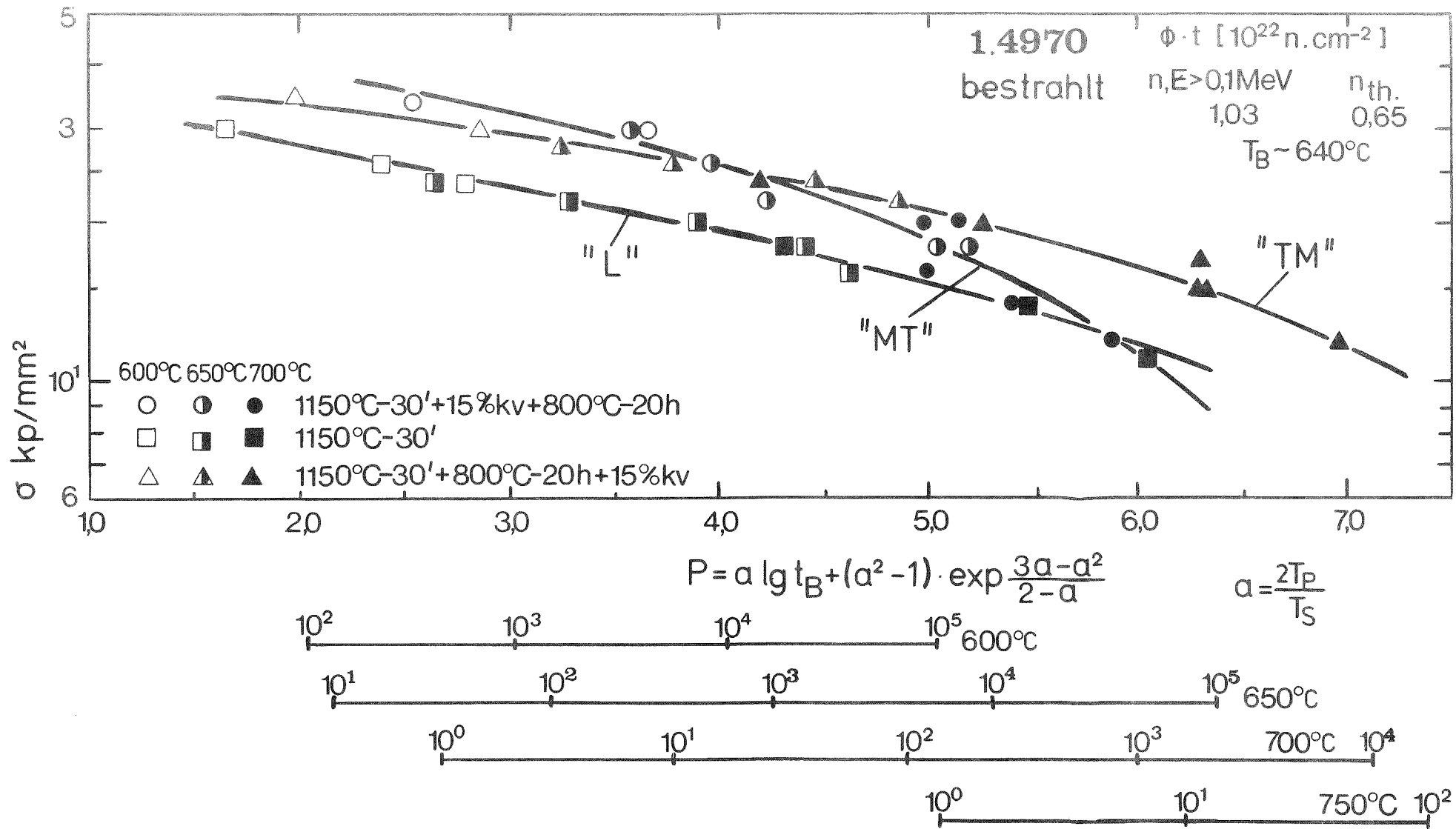
BILD 7



Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahme



BRUCHDEHNUNG VON 1.4970 NACH BESTRAHLUNG BEI 640°C



Zeitstandfestigkeit von bestrahltem 1.4970 nach verschiedenen Vorbehandlungen

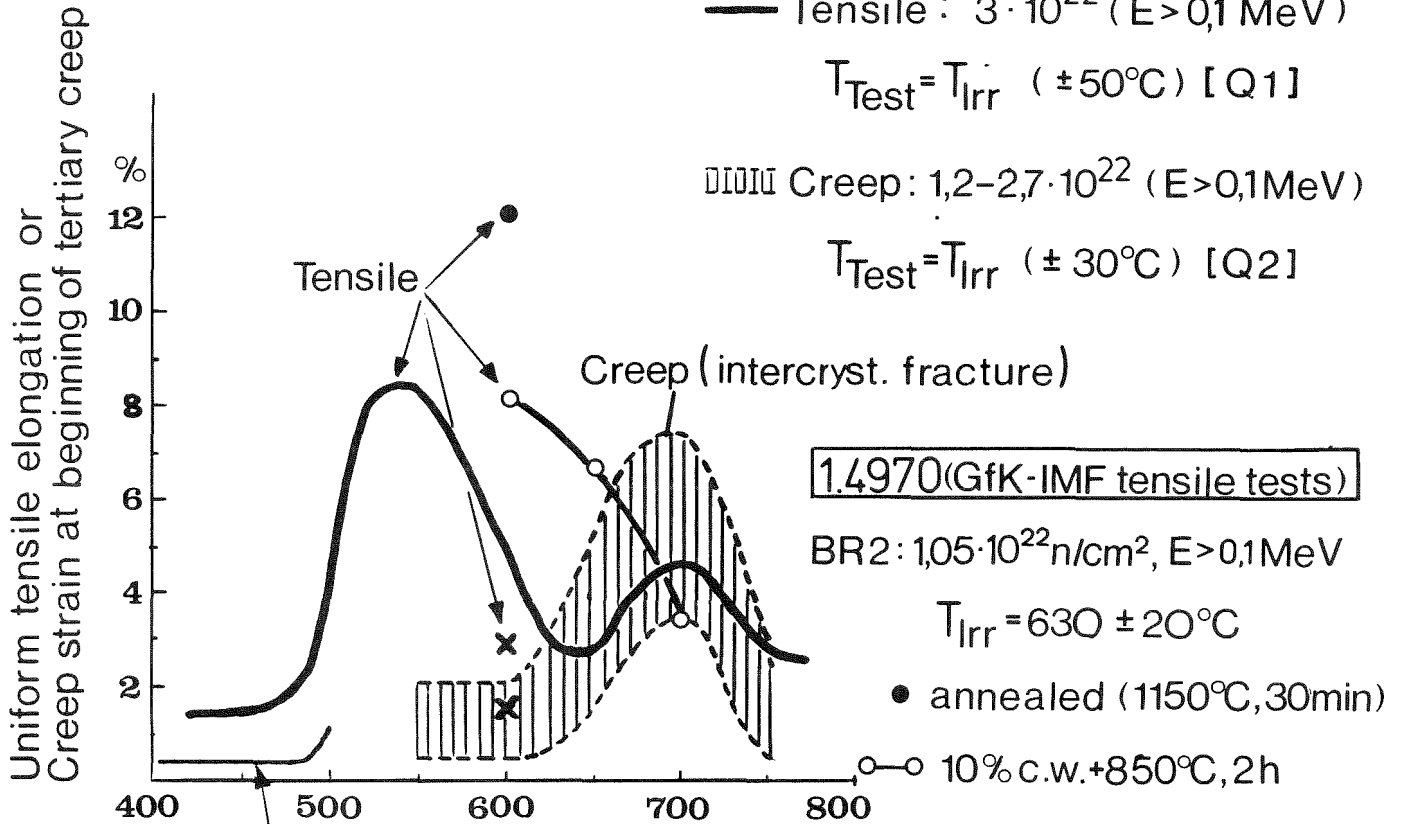
**AISI 316, annealed**

— Tensile :  $3 \cdot 10^{22}$  (  $E > 0,1$  MeV )

$T_{Test} = T_{Irr}$  (  $\pm 50^\circ C$  ) [ Q1 ]

||||| Creep :  $1,2 - 2,7 \cdot 10^{22}$  (  $E > 0,1$  MeV )

$T_{Test} = T_{Irr}$  (  $\pm 30^\circ C$  ) [ Q2 ]



**1.4970 (GfK-IMF tensile tests)**

BR2 :  $1,05 \cdot 10^{22}$  n/cm<sup>2</sup>,  $E > 0,1$  MeV

$T_{Irr} = 630 \pm 20^\circ C$

● annealed (  $1150^\circ C, 30$  min )

○ 10% c.w. +  $850^\circ C, 2$  h

Remaining ductility 0,3 %  
after  $1,1 \cdot 10^{23}$  (  $E > 0,1$  MeV )  
at  $370$  und  $480^\circ C$  [ Q3 ]

( annealed AISI 304 )  
( channel fracture )

DFR :  $3,8 - 7,5 \cdot 10^{22}$  n/cm<sup>2</sup>,  $E > 0,1$  MeV

$T_{Irr} = 500 - 620^\circ C$

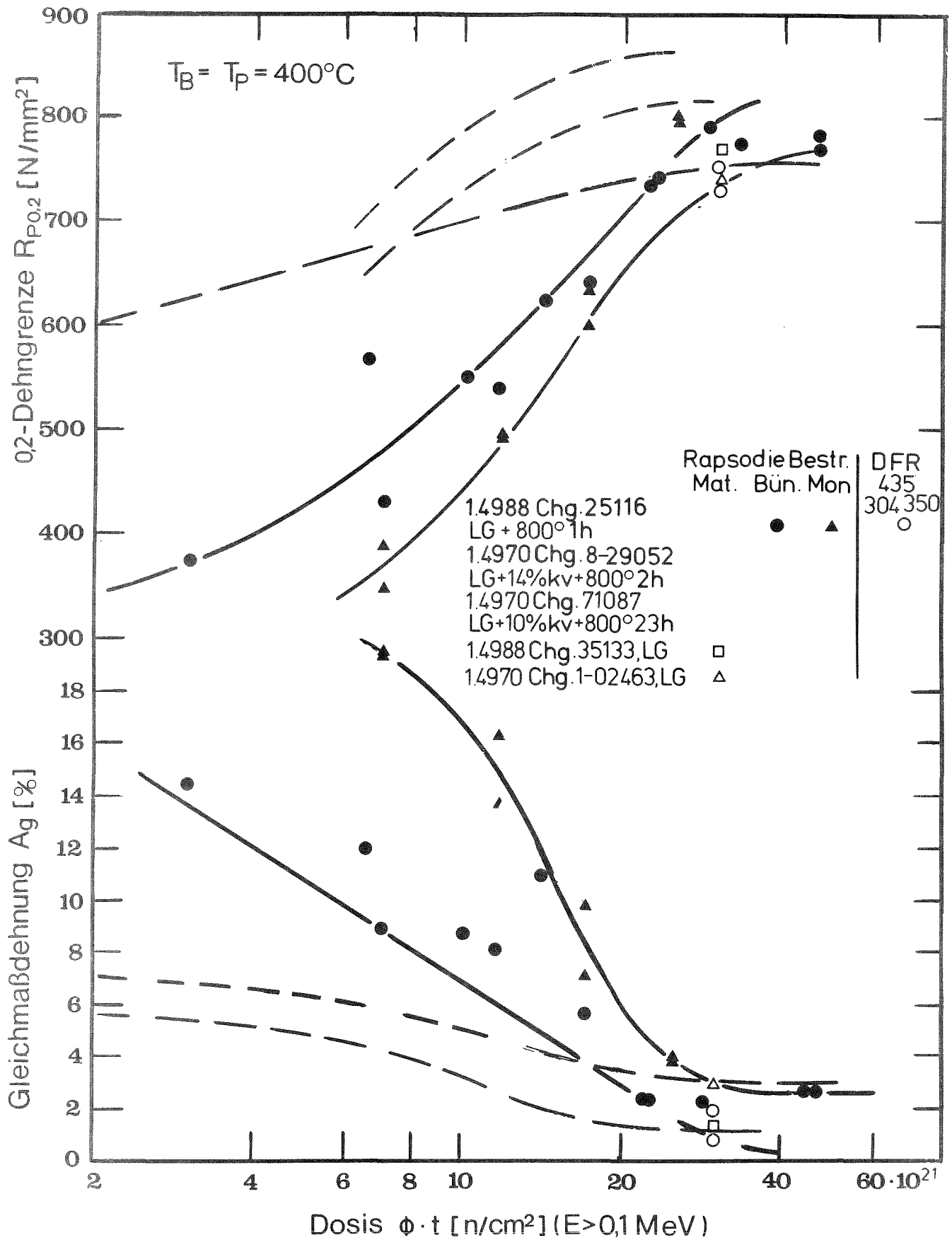
× 10% c.w. +  $800^\circ C, 23$  h

Ductility at tensile and creep testing of irradiated  
SS Types 316, ( 304 ), 1.4970 .

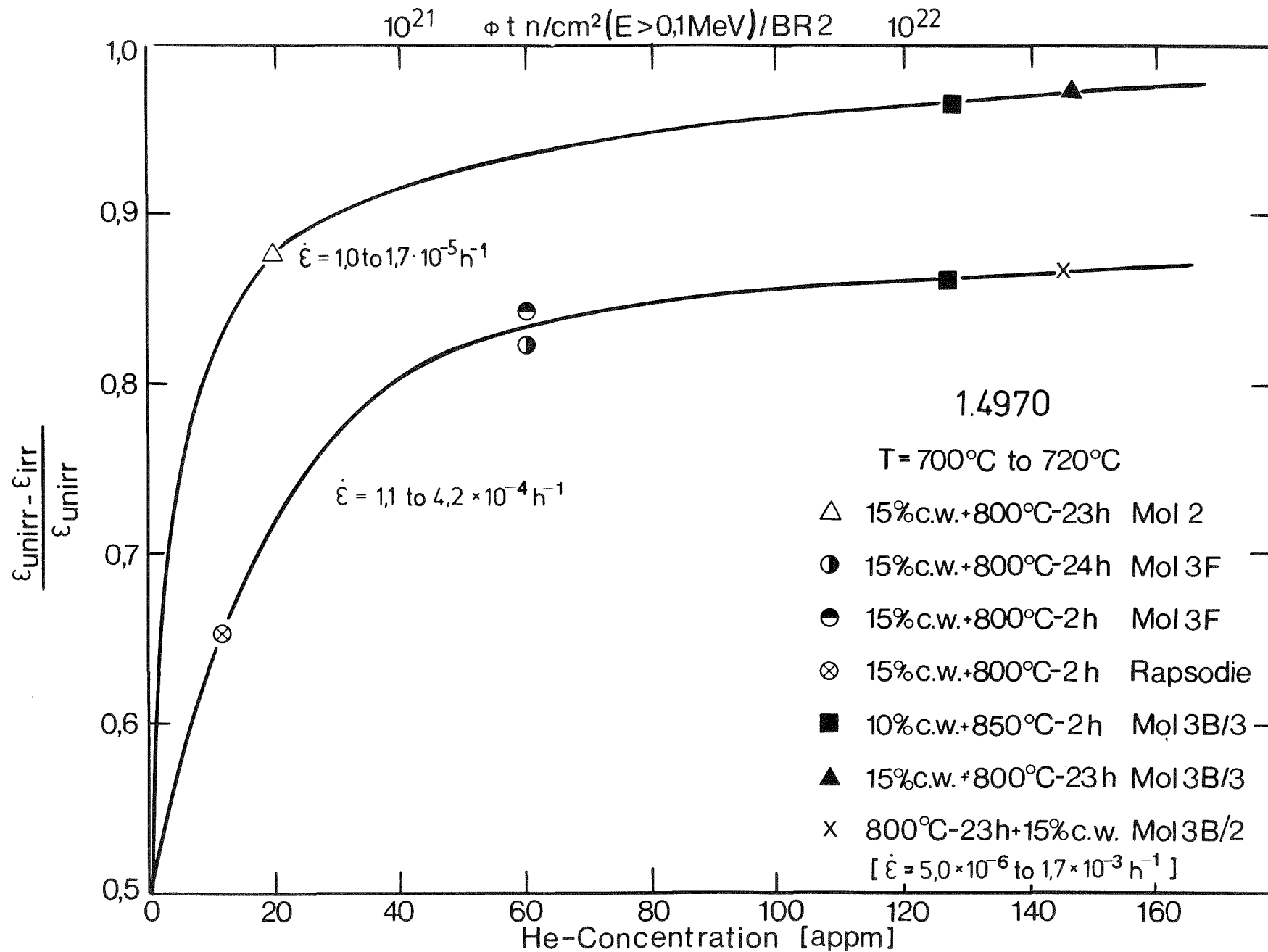
Quellen: Q 1 Fish and Holmes, J.Nuclear Mat. 46, 1973, 113-120

Q 2 Bloom and Stiegler, ASTM-STP 529, 1973, 360-380

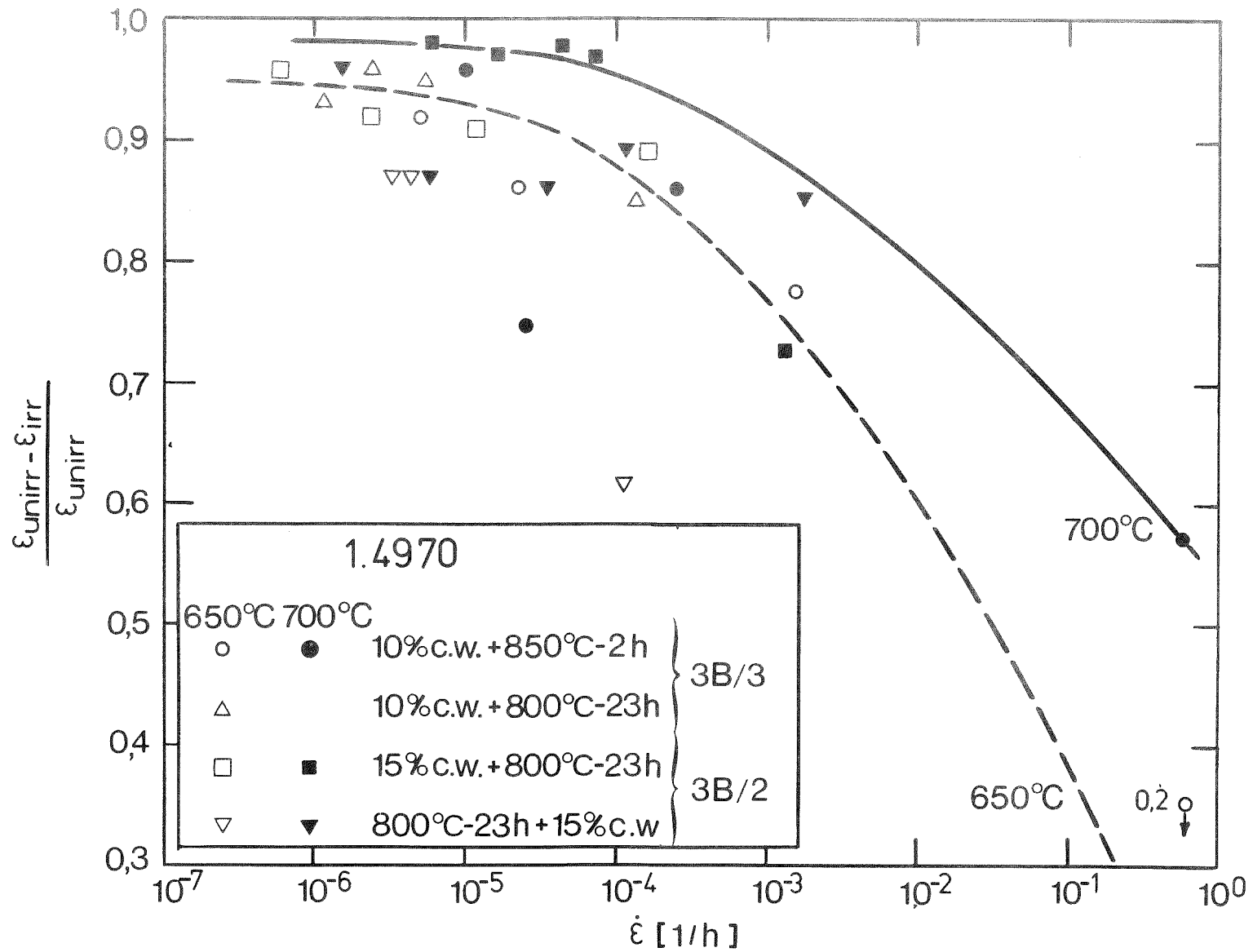
Q 3 Fish et. al., ASTM-STP 529, 1973, 149-164



Dosisabhängigkeit von 0,2-Dehngrenze und Gleichmaßdehnung bei lösungsgeglühten bzw. kaltverformten stabilisierten austenitischen Stählen

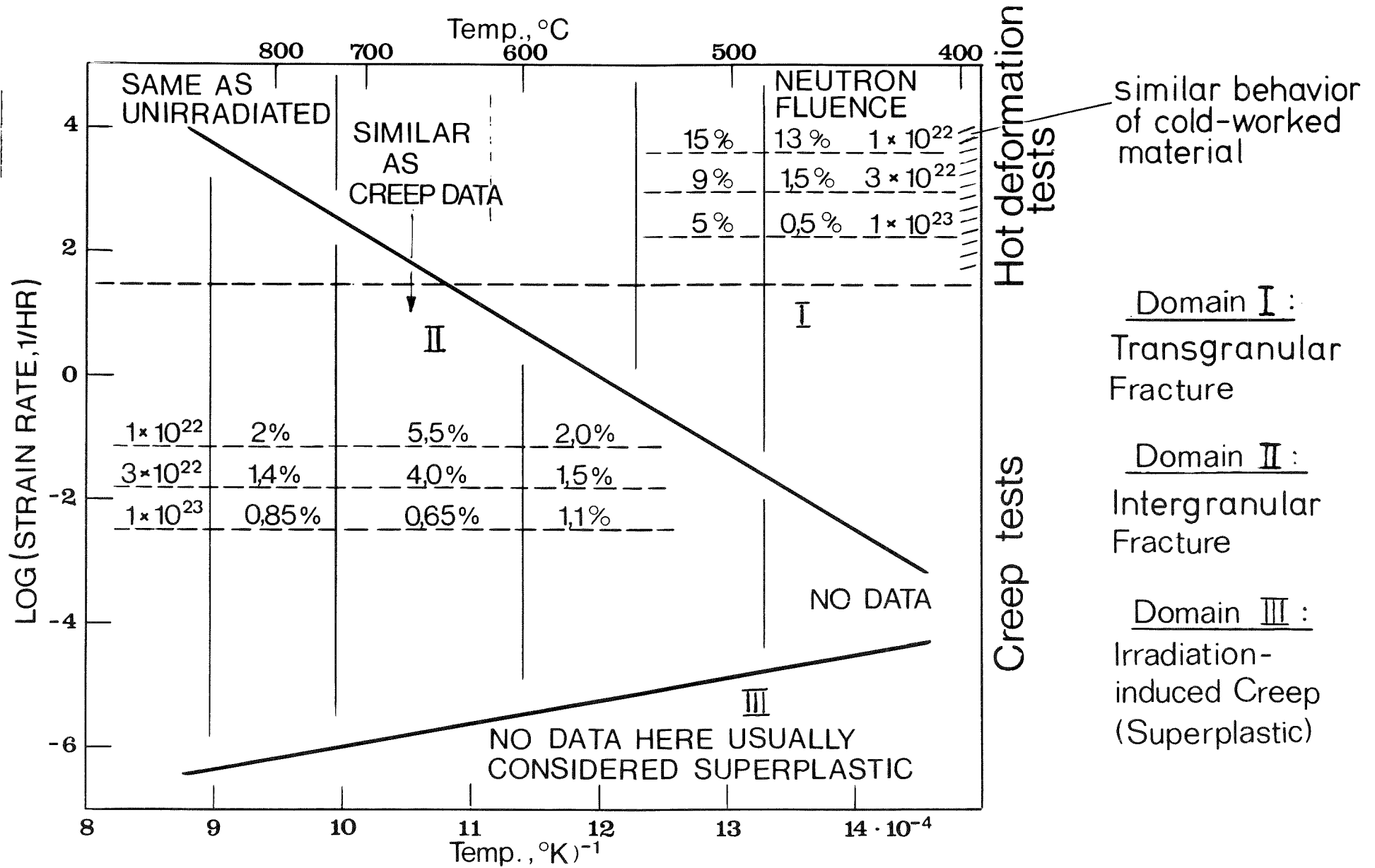


Versprödung von 1.4970-Proben in Abhängigkeit von der Heliumkonzentration



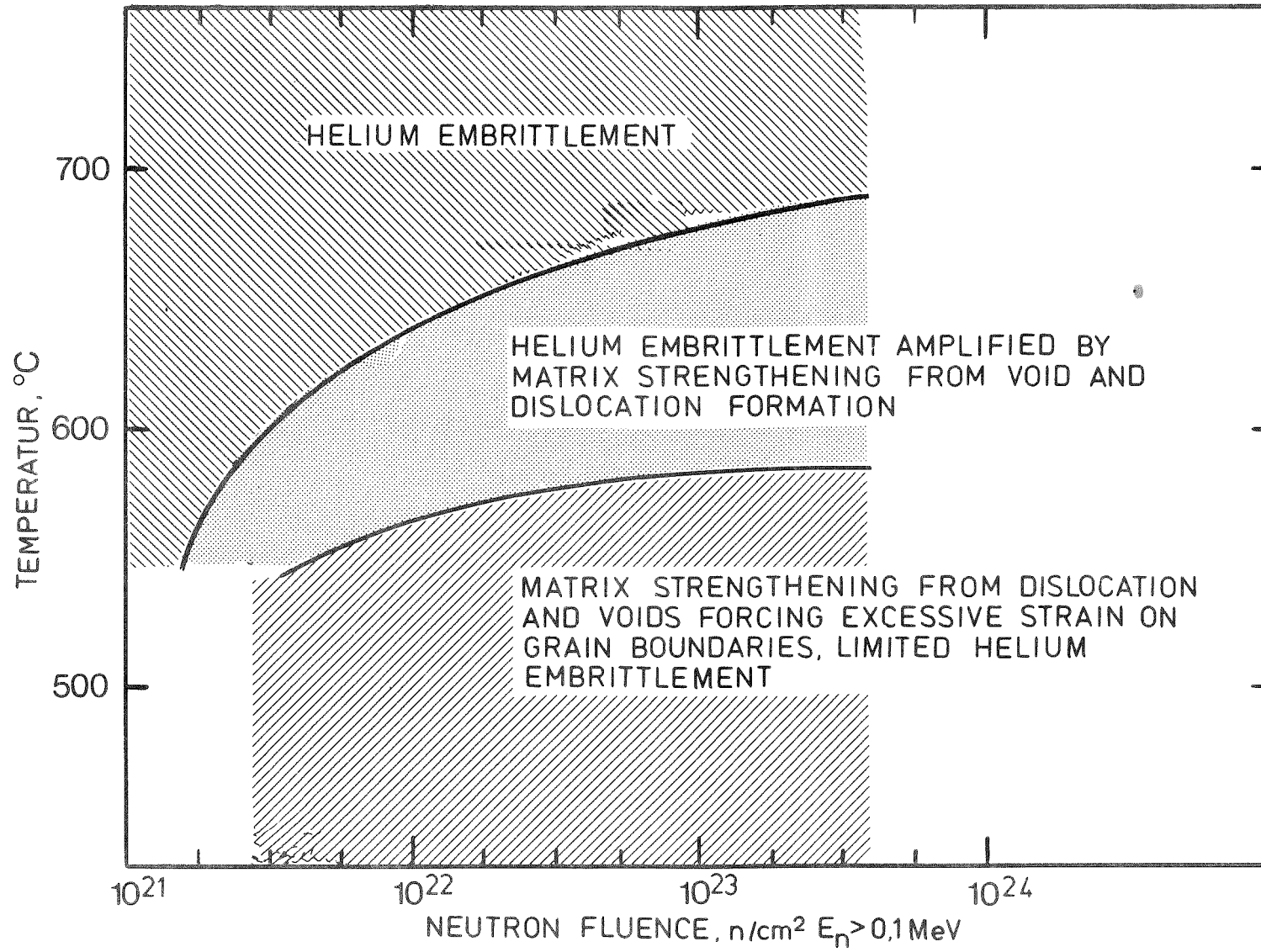
Versprödung von bestrahlten Flachproben aus 1.4970 in  
Abhängigkeit von der Deformationsrate

BILD 14



Summary of the ductility of annealed AISI Type 316 stainless steel as a function of strain rate, temperature, and neutron fluence.





Schematic representation of the range of operation of various ductility degradation processes in domain II . (Holmes et al., ASTM-STP 529,383)