



Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 5550

Bestrahlungsprogramm MANITU

**Ergebnisse der
Voruntersuchungen
und der Kerbschlagbiege-
versuche mit den
unbestrahlten Werkstoffen**

M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer

**Institut für Materialforschung
Hauptabteilung Versuchstechnik
Projekt Kernfusion**

Association Forschungszentrum Karlsruhe/EURATOM

April 1995

Forschungszentrum Karlsruhe

Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 5550

Bestrahlungsprogramm MANITU

Ergebnisse der Voruntersuchungen
und der Kerbschlagbiegeversuche
mit den unbestrahlten Werkstoffen

M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer

Institut für Materialforschung

Hauptabteilung Versuchstechnik

Projekt Kernfusion

Association Forschungszentrum Karlsruhe / EURATOM

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

1995

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

**Forschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe**

ISSN 0947-8620

KURZFASSUNG

Das Bestrahlungsprojekt MANITU wurde im Rahmen des europäischen Langzeitprogramms für Materialentwicklung für die Kernfusion geplant. Die daraus gewonnenen Ergebnisse werden das weitere Vorgehen bei der Materialentwicklung entscheidend beeinflussen. Das Problem der bestrahlungsinduzierten Versprödung bei den in Frage kommenden martensitischen Werkstoffen ist nach wie vor ungelöst. Eine erste Tendenz zeichnet sich nach der Auswertung der Kerbschlagbiegeversuche an den unbestrahlten miniaturisierten Referenzproben des MANITU-Programms ab. Die neu entwickelten niedrig aktivierbaren 7-10% Cr-WVTa-Legierungen weisen gegenüber den modifizierten kommerziellen 10-11% Cr-NiMoVNb-Stählen deutlich bessere Kerbschlageigenschaften auf. Im vorliegenden Bericht werden die Voruntersuchungen dokumentiert und die Ergebnisse aus den Kerbschlagbiegeversuchen der unbestrahlten Referenzproben analysiert und bewertet.

ABSTRACT

Irradiation Programme MANITU: Results of Pre-examinations and Charpy Tests with the unirradiated Materials

The irradiation project MANITU was planned in the frame of the European Long-term Fusion Materials Development Programme. The results of MANITU will have a lasting influence on the future actions within the materials development programme. The problem of the irradiation induced embrittlement of possible martensitic alloy candidates is still unsolved. But after the evaluation of sub-size Charpy tests with the unirradiated reference specimens of MANITU a first tendency is recognizable. The Charpy properties of the newly developed low activation 7-10% Cr-WVTa alloys are clearly better compared with the modified commercial 10-11% Cr-NiMoVNb steels. In the present report the pre-examinations are documented and the Charpy test results with unirradiated reference specimens are analysed and assessed.

1	EINLEITUNG.....	1
2	VERSUCHS- UND AUSWERTETECHNIK.....	2
3	VORUNTERSUCHUNG	3
3.1	ZIELSETZUNG	3
3.2	PROBENHERSTELLUNG	4
3.3	UNTERSUCHUNGSERGEBNISSE.....	7
3.3.1	OPTIFER-IA (CHG. 664)	7
3.3.2	OPTIFER-IB (CHG. 667)	12
3.3.3	OPTIFER-II (CHG. 668).....	13
3.3.4	OPTIFER-III (CHG. 666).....	13
3.4	BEWERTUNG	14
4	DAS BESTRAHLUNGSPROGRAMM MANITU	16
4.1	ÜBERBLICK, INTENTION, AKTUELLER STAND.....	16
4.2	VERSUCHSMATERIALIEN	18
4.2.1	CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG	18
4.2.2	BEARBEITUNGSSCHRITTE.....	19
4.3	PROBENHERSTELLUNG	20
5	VERSUCHSERGEBNISSE	20
5.1	K-CHARGE	20
5.2	OPTIMAR.....	21
5.3	MANET-I	22
5.4	MANET-II	23
5.5	OPTIFER-IA.....	23
5.6	OPTIFER-II	24
5.7	OPTIFER-IV	25
5.8	F82H	25
5.9	ORNL 3791	27
5.10	GA3X	27

6	DISKUSSION	28
6.1	10-11% CR-NiMoVNB-LEGIERUNGEN	29
6.2	7-10% CR-WVTA-LEGIERUNGEN.....	29
6.3	DESIGNORIENTIERTE DEFINITION EINER FÜR DIE VERSPRÖDUNG CHARAKTERISTISCHEN TEMPERATUR.....	32
7	ZUSAMMENFASSUNG.....	34
8	DANKSAGUNG	35
9	LITERATURVERZEICHNIS	36
10	ANHANG.....	38
10.1	DOKUMENTATION DER MATERIALBEARBEITUNG	38
10.1.1	KALTVERFORMUNG, WÄRMEBEHANDLUNG	38
10.1.2	METALLOGRAPHIE	39
10.2	VERSUCHSERGEBNISSE UND PROBENZUORDNUNG	55
10.2.1	K-CHARGE.....	55
10.2.2	OPTIMAR.....	56
10.2.3	MANET-I	57
10.2.4	MANET-II	58
10.2.5	OPTIFER-IA	59
10.2.6	OPTIFER-IB	61
10.2.7	OPTIFER-II	62
10.2.8	OPTIFER-III	64
10.2.9	OPTIFER-IV.....	65
10.2.10	F82H	66
10.2.11	ORNL 3791	67
10.2.12	GA3X	68

1 EINLEITUNG

Mit dem MANITU-(Manet Irradiation for Fusion Applications)-Bestrahlungsprogramm werden innerhalb der Materialforschung für Anwendungen auf dem Gebiet der Kernfusion mehrere Ziele verfolgt.

Grundsätzlich wird in der als Niederdosisexperiment konzipierten Bestrahlung die Materialversprödung bei unterschiedlichen martensitischen Stahllegierungen in einem Temperaturbereich von 250°C bis 450°C untersucht. Dabei soll die Datenbasis der kommerziellen 10-11% Cr-NiMoVNb, die bei früheren Bestrahlungsprogrammen äußerst unbefriedigende Ergebnisse lieferten, vervollständigt werden. Der Schwerpunkt des MANITU-Programms liegt jedoch bei der Untersuchung der bestrahlungsinduzierten Versprödung von niedrig aktivierbaren 7-10% Cr-WVTa-Legierungen. Diese Stahltypen könnten außer den Vorteilen, die sich durch die niedrige Aktivierung ergeben, ein wesentlich besseres Versprödungsverhalten aufweisen und damit für Kernfusionsanwendungen ideale Strukturwerkstoffe abgeben. Inwieweit diese Vermutungen zutreffen, soll mit dem MANITU-Programm nachgewiesen werden. Die dabei zu erwartenden Ergebnisse bilden dann eine wichtige Entscheidungsgrundlage für das weitere Vorgehen innerhalb des europäischen Long-term Fusion Materials Programme.

Der erste Schritt bei einem Bestrahlungsprojekt besteht jedoch in der ausgiebigen Charakterisierung des nicht bestrahlten Referenzmaterials. Mit dem vorliegenden Bericht sollen die Ergebnisse von Voruntersuchungen und Untersuchungen an den unbestrahlten Werkstoffen dokumentiert werden.

Aufgrund dieser Daten kann dann später der Bestrahlungseinfluß bestimmt werden. Als Prüfverfahren wird der instrumentierte Kerbschlagbiegversuch mit miniaturisierten Proben eingesetzt. Um sämtliche Einflüsse, die die Versprödungsuntersuchungen negativ beeinflussen könnten auszuschalten, wurde ein nicht unerheblicher Aufwand bei der Probenherstellung und Prüfung betrieben. Dadurch kann u.a. ein direkter internationaler Vergleich ohne die Berücksichtigung unterschiedlicher Prüfnormen und Probenformen von einigen aussichtsreichen Legierungskandidaten angestellt werden.

2 VERSUCHS- UND AUSWERTETECHNIK

Die Kerbschlagbiegeversuche wurden mit einem im IMF-II entwickelten Prüfsystem durchgeführt. Im Hinblick auf die noch ausstehenden Prüfungen der bestrahlten Proben wurden alle Versuche mit derselben Anlage in den Heißen Zellen geprüft. Dadurch werden bei der zukünftigen Auswertung der Bestrahlungseinflüsse anlagenspezifische Einflüsse auf die Meßergebnisse unterdrückt.

Die Kerbschlagbiegeversuche wurden instrumentiert durchgeführt, d.h., zu jedem Versuch wurde ein Kraft-Durchbiegungs-Verlauf aufgezeichnet. Die im vorliegenden Bericht angegebenen

Schlagenergiewerte wurden über die Integration dieser Kraft-Durchbiegungs-Verläufe ermittelt.

Die Auslegung der Prüfanlage übertrifft die Anforderungen in DIN 50115, DIN 51222, DVM 001 und EN DIN 10045. Die technischen Daten sind im nebenstehenden Kasten zusammengefaßt.

Technische Daten

15 J Pendelschlagwerk
 Hammerfinnenradius 2 mm
 Widerlagerabstand 22 mm
 Schlaggeschwindigkeit 3,85 m/s
 Kraftmeßeinrichtung in der Hammerfinne
 Meßwerterfassungsrate 1 MHz
 Meßverstärkerbandbreite 1 MHz (-3dB)
 A/D-Wandlungsaufösung 1,2 mV
 Halbautomatische Probenbeladevorrichtung
 Beladeverzugszeit max. 2 sec
 PC-gesteuerte Versuchsdurchführung
 Prüftemperaturbereich -180°C bis +600°C

Für die Charakterisierung der Kerbschlageigenschaften werden die experimentell ermittelten Schlagarbeit-Prüftemperatur-Kurven herangezogen. Daraus werden zwei Kenngrößen ermittelt. Zum einen die Schlagarbeit in der Hochlage (Upper Shelf Energy, USE); das ist der höchste Wert der Schlagarbeit bei vollständig duktilem Materialverhalten. Zum anderen die Sprödbruchübergangstemperatur (Ductile-to-Brittle Transition Temperature, DBTT). Dieser Temperaturwert charakterisiert für jeden Werkstoff die Materialversprödung in Abhängigkeit von der Temperatur. Im vorliegenden Bericht wurden die DBTT-Werte an den Stellen aus den Schlagarbeit-Prüftemperatur-Diagrammen entnommen, an denen die Schlagarbeit genau die Hälfte der Hochlagenenergie aufwies. Bei dieser Temperatur treten Mischbrüche auf. Dabei ist der Anteil von Sprödbrüchen und Brüchen durch duktile Rißverlängerung ungefähr gleich.

3 VORUNTERSUCHUNG

3.1 ZIELSETZUNG

Von den vier bei der Fa. Saarstahl gefertigten Versuchschargen aus der OPTIFER-Reihe (s. Tabelle 1) sollten im Rahmen des Bestrahlungsprojekts MANITU die bestrahlungsinduzierte Versprödung an zwei der OPTIFER-Legierungen untersucht werden. Als Entscheidungsgrundlagen für die Materialelek-

Tabelle 1: OPTIFER-Chargen

Bezeichnung	Charge
OPTIFER Ia	664
OPTIFER Ib	667
OPTIFER II	668
OPTIFER III	666

tion sollten die Kerbschlageigenschaften der unbestrahlten Legierungen nach einer Standardwärmebehandlung dienen. Die Kerbschlageigenschaften sollten anhand von Miniaturproben (KLST-Geometrie) ermittelt werden.

Üblicherweise werden die Miniatur-Kerbschlagbiegeproben aus gewalzten Blechen

hergestellt. Die OPTIFER-Chargen wurden jedoch in Form geschmiedeter Vierkantstangen angeliefert. Deshalb mußte erstmals ein neues Fertigungskonzept ausgearbeitet und angewandt werden. In diesem Zusammenhang sollte bei den geplanten Kerbschlagbiegeuntersuchungen eine Homogenitätsprüfung der Vierkantstangen stattfinden.

Bei der Herstellung von Kerbschlagproben ist die Fertigung der Kerben der entscheidende Bearbeitungsschritt. Dies gilt aufgrund der geringen Abmessungen in besonderem Maße für die Miniaturproben. Kerbtiefe, Kerbradius, Kerbwinkel, Oberflächenbeschaffenheit und -rauigkeit im Kerbgrund sowie Symmetrie, parallele und rechtwinklige Ausrichtung zum Probenkörper sind dabei die wichtigsten Kriterien, die möglichst eng bemessen, bei allen Proben reproduzierbar gefertigt und exakt eingehalten werden sollten. In den letzten Jahren wurden die Kerben mit Fräsmaschinen unter Verwendung spezieller Fräser hergestellt. Diese Fertigungstechnik war durch die kontinuierlich erforderlichen Fräserabnutzungskontrollen und entsprechenden Korrekturmaßnahmen kosten- und zeitintensiv. Außerdem sind beim Fräsen sowohl feine Riefen auf der Bearbeitungsoberfläche als auch geringe Kaltverformungen unvermeidlich. Die Auswirkungen dieser Riefen und Kaltverformungsstellen auf die Rißinitiierung

sind schwer abzuschätzen, die Materialeigenschaften könnten dadurch verfälscht werden. Eine Alternative zum Fräsen ist das Drahterodieren. Hierbei kann eine höhere Präzision und beim Einsatz computergesteuerter Maschinen eine hervorragende Wiederholgenauigkeit erreicht werden. Die Oberflächenrauigkeit ist allerdings stark vom Maschinentyp abhängig. Denn durch den Funkenabbrand entstehen an der Bearbeitungsoberfläche "Mikrokrater", deren Größe und Tiefe wiederum von den Betriebsparametern abhängen.

Die Einflüsse dieser beiden Fertigungsmethoden auf die Kerbschlageigenschaften sollten im Vorfeld des Bestrahlungsprojekts MANITU untersucht und vor Beginn der Gesamtprobenherstellung endgültig geklärt werden.

3.2 PROBENHERSTELLUNG

Der verwendete Probentyp (s. Abbildung 1) ist in der DIN 50115 unter der Bezeichnung KLST spezifiziert.

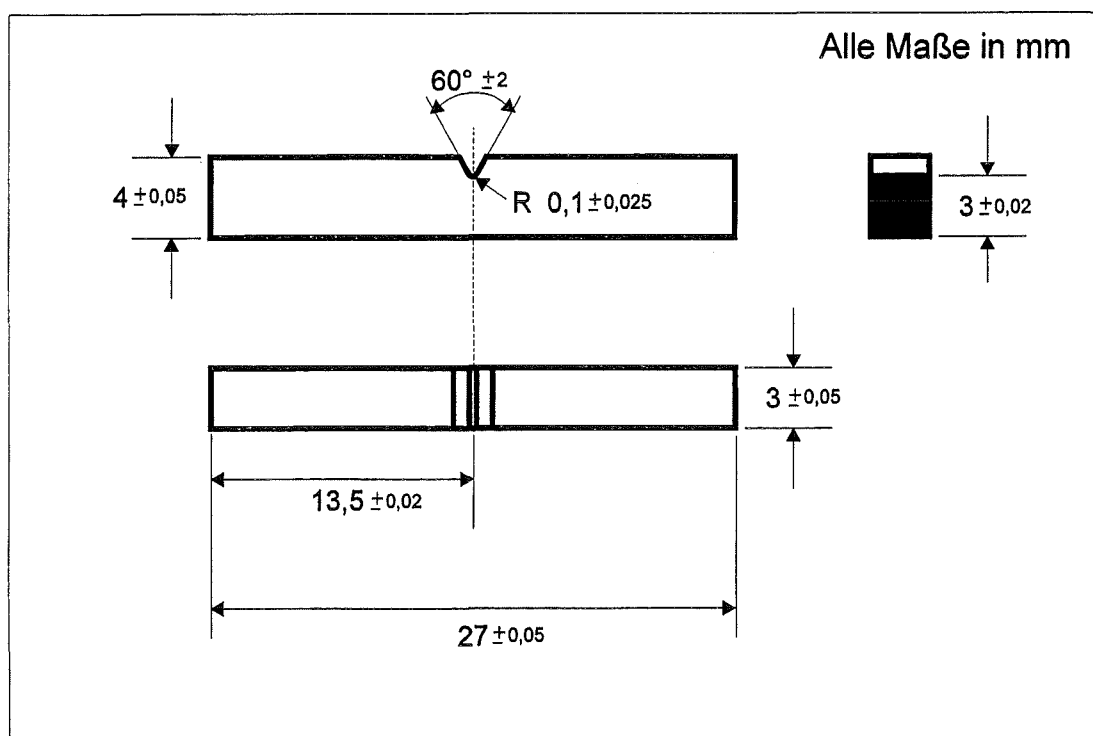


Abbildung 1: Probengeometrie

Alle Legierungen wurden einheitlich der Standardwärmebehandlung 965°C, 2h + 1075°C, 30min + 750°C, 2h unterzogen. Das für die Probenherstellung verwendete Materialstück ist in Abbildung 2a abgebildet. Die Maße nach Abtragung der Zunderschicht sowie der Schnittplan ist in Abbildung 2b angegeben. Anhand dieses Schnittplans wurden die Probenkörper heraserodiert.

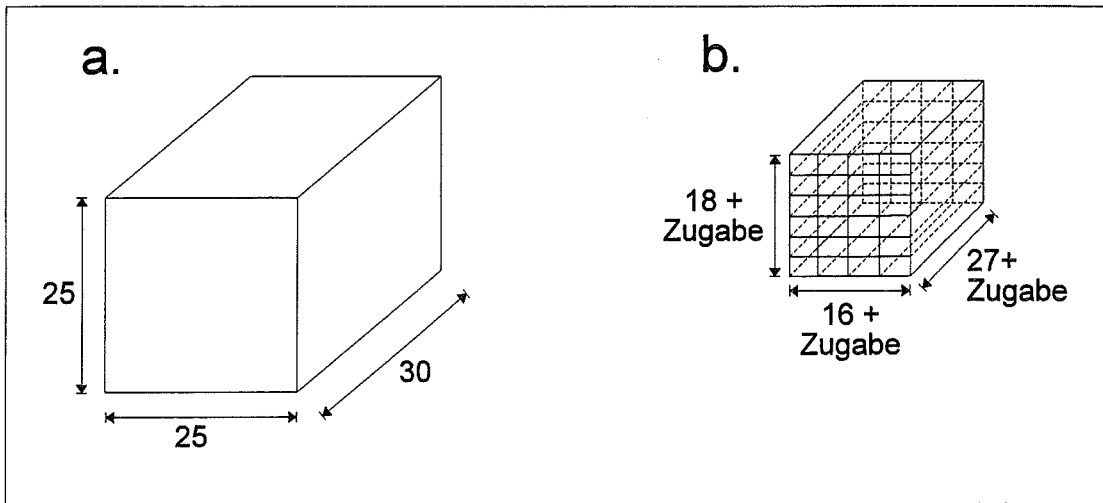


Abbildung 2: a.) Ausgangsstück
b.) Schnittplan nach Entfernung der Zunderschicht

Da die Lage der einzelnen Proben innerhalb des Vierkantstücks bei den nachfolgenden Untersuchungen berücksichtigt werden sollte, wurden die Probenkörper der Charge 664 (OPTIFER-1a) an den Stirnflächen mit fortlaufenden Nummern versehen. Die Numerierung ist in der Abbildung 3 dargestellt. Außerdem ist noch die Orientierung der in Richtung des Vierkantinneren eingebrachten Kerben zu sehen.

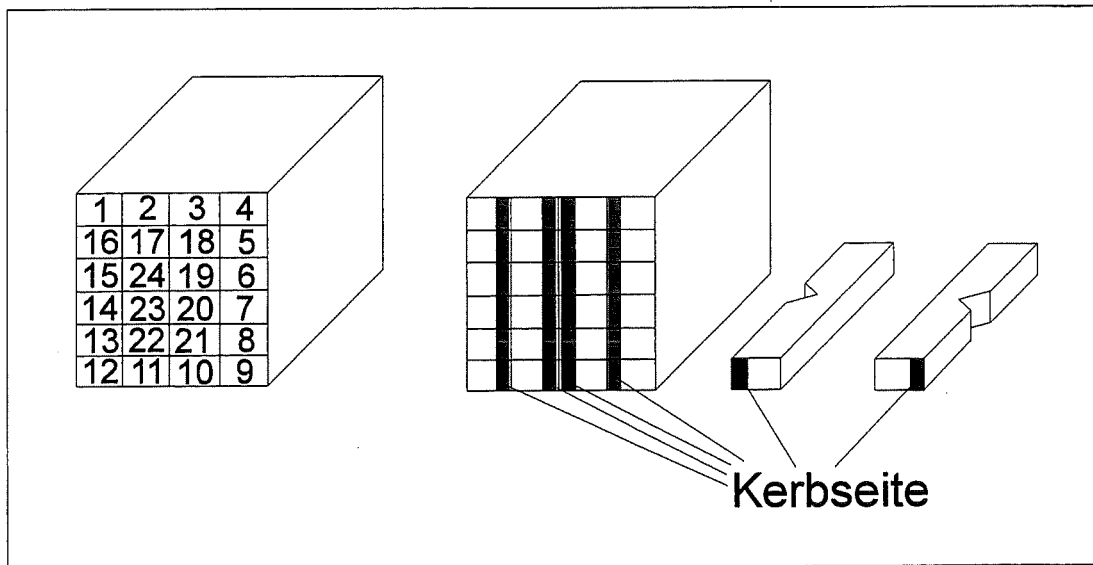


Abbildung 3: Numerierung der Proben und Orientierung der Kerben

Die Probenkörper in der äußeren Lage (Probennr. 1-16) wurden mit gefrästen Kerben versehen.

Bei den Probenkörpern in der Kernlage wurden die Kerben für eine direkte Gegenüberstellung von Nummer 18 bis 21 gefräst und bei den Nummern 17, 22, 23 und 24 drahterodiert.

Eine anschließende Qualitätskontrolle lieferte folgende Ergebnisse:

- Bei allen Kerben wurde die maximale Rauhtiefe von 4 μm eingehalten. Die erodierten Kerben wiesen eine gleichmäßige Oberfläche auf, die gefrästen Kerben waren mit leichten Riefen behaftet (vgl. Abbildung 4 und 5).
- Die Kerbmaße wurden bei den erodierten Kerben exakt und ohne Streuung eingehalten. Bei den gefrästen Kerben traten etwas größere Toleranzen und Abweichungen zwischen den einzelnen Proben auf.

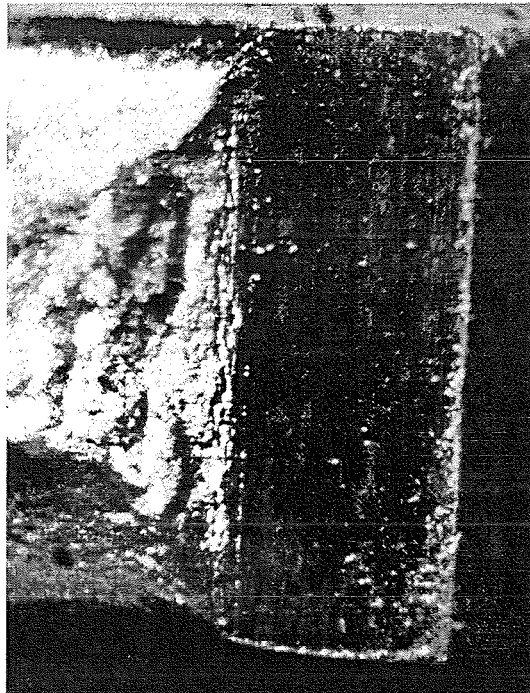


Abbildung 4: Bruchflächenaufnahme einer gefrästen Probe (20)

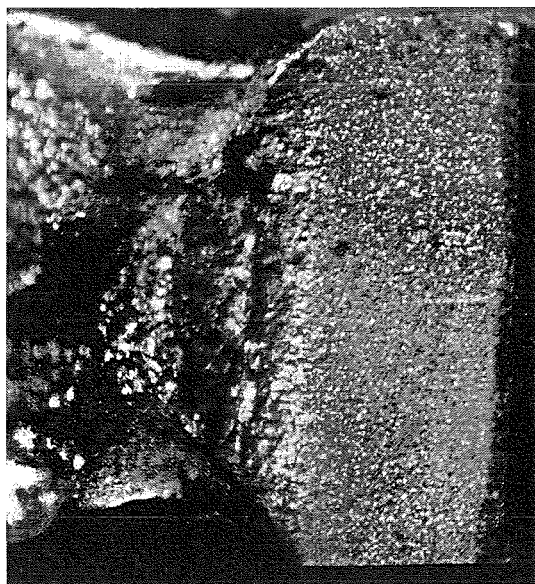


Abbildung 5: Bruchflächenaufnahme einer erodierten Probe (23)

3.3 UNTERSUCHUNGSERGEBNISSE

3.3.1 OPTIFER-Ia (Chg. 664)

Zur Ermittlung der Spröbruchübergangstemperatur (DBTT) und der Schlagarbeit in der Hochlage (USE) wurden die Proben 1 bis 16 (Randlage) mit gefräster Kerbe verwendet. Das entsprechende Schlagarbeit-Temperatur-Diagramm ist in Abbildung 6 dargestellt.

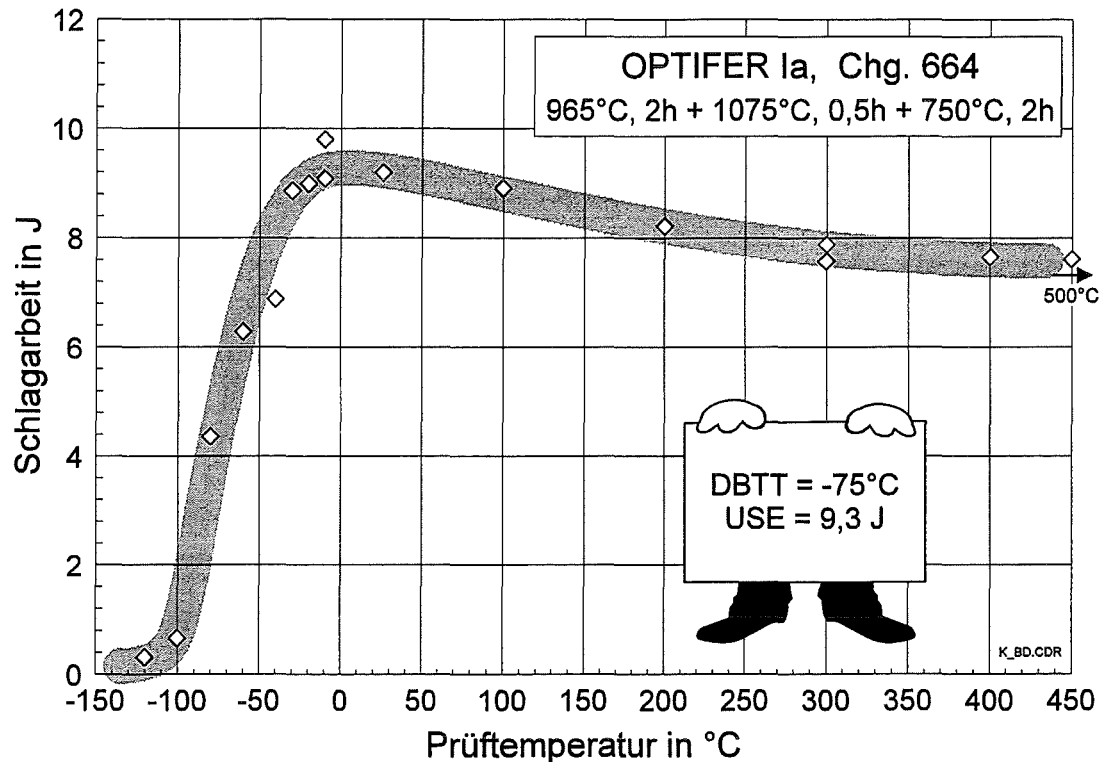


Abbildung 6: Tieftemperaturversprödung der OPTIFER-Ia Legierung

Die Hochlage nimmt zwischen -20°C und $+20^{\circ}\text{C}$ den Maximalwert von 9,3 J an und sinkt bei hohen Temperaturen von über 300°C auf 7,6 J ab. Die Spröbruchübergangstemperatur liegt bei -75°C .

Die Steigung im Übergangsbereich von ca. $0,18 \text{ J/K}$ liegt im Bereich der MANET-I-Werte [1]. Bei der ermittelten Schlagenergie treten vereinzelt Streuungen von maximal $\pm 0,5 \text{ J}$ auf. Auch dies ist mit den MANET-I-Werten vergleichbar und deutet auf ein homogenes Ausgangsmaterial hin.

In Abbildung 7 werden die Ergebnisse der gefrästen Proben mit den Erodieren verglichen.

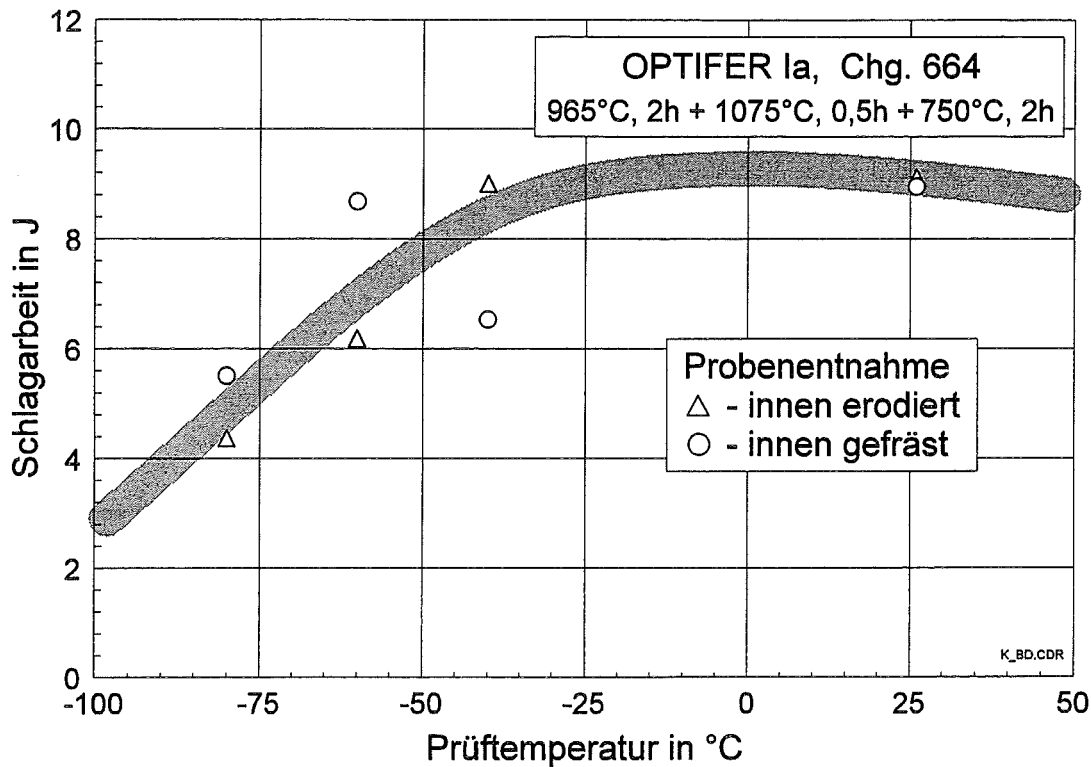


Abbildung 7: Vergleich des Herstellungsverfahrens

Die Versuche wurden im Übergangsbereich vom duktilen zum spröden Materialverhalten bei Raumtemperatur, -40°C , -60°C und -80°C durchgeführt. In der Abbildung sind die Versuchspunkte mit der entsprechenden Probennummer gekennzeichnet. Die eingezeichnete Schlagarbeit-Temperaturkurve orientiert sich an den Ergebnissen aus Abbildung 6.

Man erkennt deutlich, daß die Schlagarbeiten, die aus Versuchen mit erodierten Proben ermittelt wurden, eine äußerst geringe Streubreite aufweisen. Bei den gefrästen Proben treten dagegen im Übergangsbereich vom duktilen zum spröden Materialverhalten Streuungen von $\pm 2\text{ J}$ auf. Für eine Untersuchung des Einfluß des Herstellungsverfahrens auf diese Streuungen müssen die Kraft-Durchbiegungs-Kurven herangezogen werden.

Als Ausgangspunkt eignen sich die Proben mit den Nummern 17 und 18. Hier herrscht bei Raumtemperatur (Hochlage) eine sehr gute Übereinstimmung zwischen der Schlagarbeit der erodierten (Nummer 17) und gefrästen Probe (Nummer 18). Dies drückt sich auch in den nahezu deckungsgleichen Kraftverläufen in der Abbildung 8 aus.

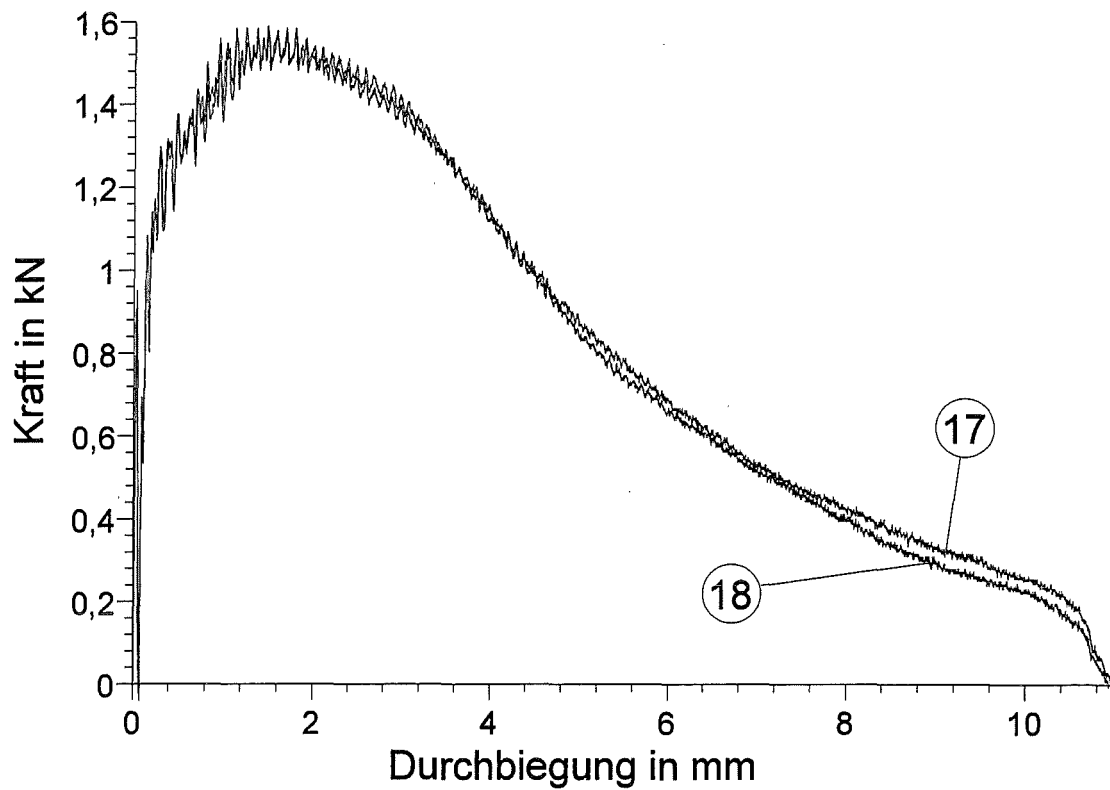


Abbildung 8: Kraft-Durchbiegung in der Hochlage (Raumtemperatur)

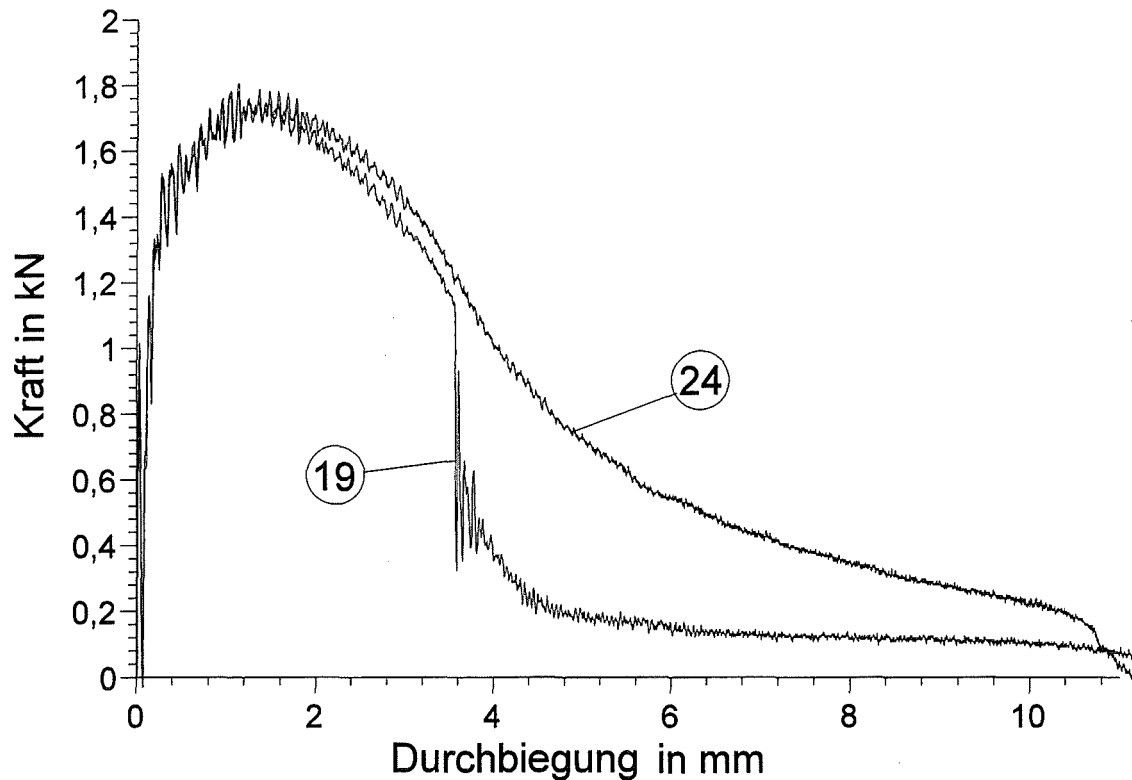


Abbildung 9: Kraft-Durchbiegung im oberen Übergangsbereich (-40°C)

Bei -40°C tritt dagegen erwartungsgemäß ein erheblicher Unterschied beim Vergleich der Kraft-Durchbiegungskurven auf (s. Abbildung 9). Während die erodierte Probe (Nummer 24) denselben Verlauf wie bei Raumtemperatur zeigt,

setzt bei der gefrästen Probe (Nummer 19) nach einer Durchbiegung von 3,5 mm ein Sprödbbruch ein. Dadurch sinkt die Schlagarbeit gegenüber der erodierten Probe um ca. 3 J.

Bei -60°C ist der umgekehrte Fall zu beobachten (s. Abbildung 10). Hier bricht die erodierte Probe (Nummer 23) spröde, die gefräste Probe (Nummer 20) bleibt duktil und nimmt deshalb eine um ca. 2 J höhere Schlagenergie auf.

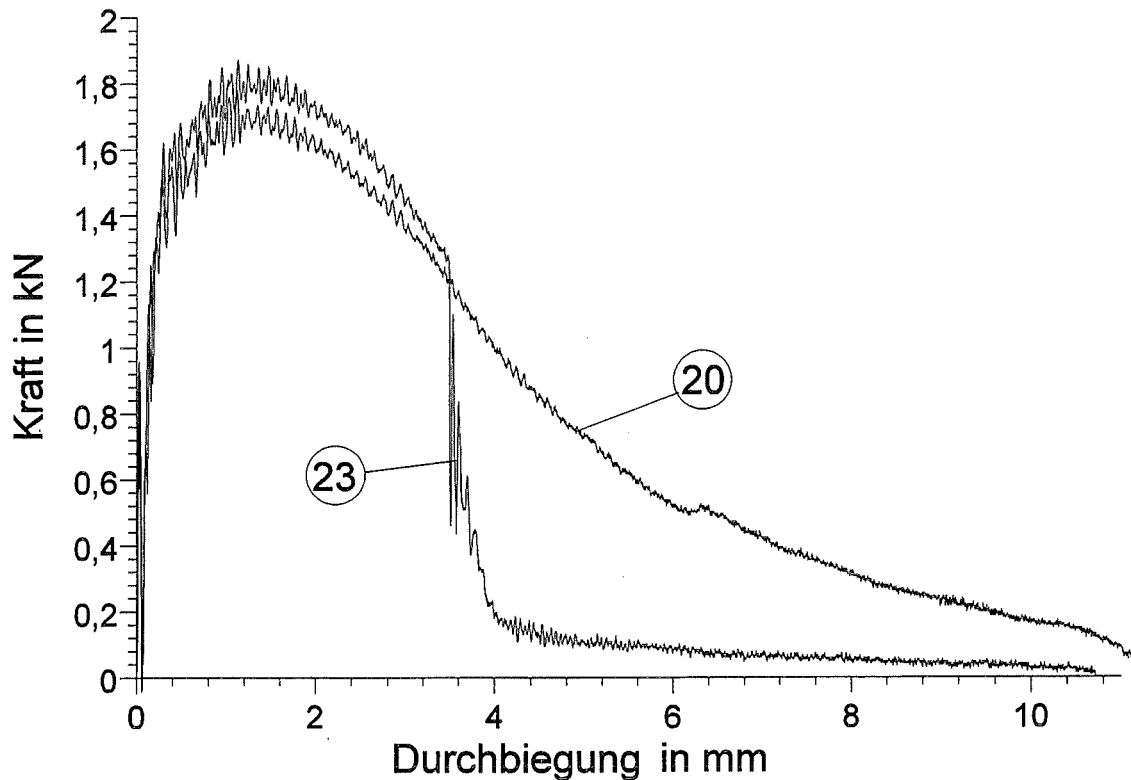


Abbildung 10: Kraft-Durchbiegung im Übergangsbereich (-60°C)

Die Ursache der unterschiedlichen Schlagarbeitswerte liegt somit im Auftreten eines Sprödbruchs nach einem ausgeprägten duktilen Reißverlängerungsvorgang. In [2] wird festgestellt, daß trotz guter Versuchsführung und Temperierung und trotz homogenen Werkstoffs die starke Streuung der Versuchsergebnisse dadurch zustande kommt, daß im Übergangsbereich sowohl unmittelbarer, niederenergetischer Spaltbruch als auch höherenergetischer duktiler Bruch (bei eventuellem späterem Umschlag in Spaltbruch) mit ähnlicher Wahrscheinlichkeit möglich ist. Danach können die Streuungen nicht auf unterschiedliche Kerbherstellungsverfahren zurückgeführt werden.

Der Vollständigkeit halber sind in Abbildung 11 die Kraftverläufe bei einer Prüftemperatur von -80°C aufgetragen. Der Unterschied in der Schlagarbeit

(ca. 1 J) zwischen der Probe 21 (gefräst) und 22 (erodiert) kommt durch den geringfügig früheren Sprödbrucheinsatz der gefrästen Probe zustande.

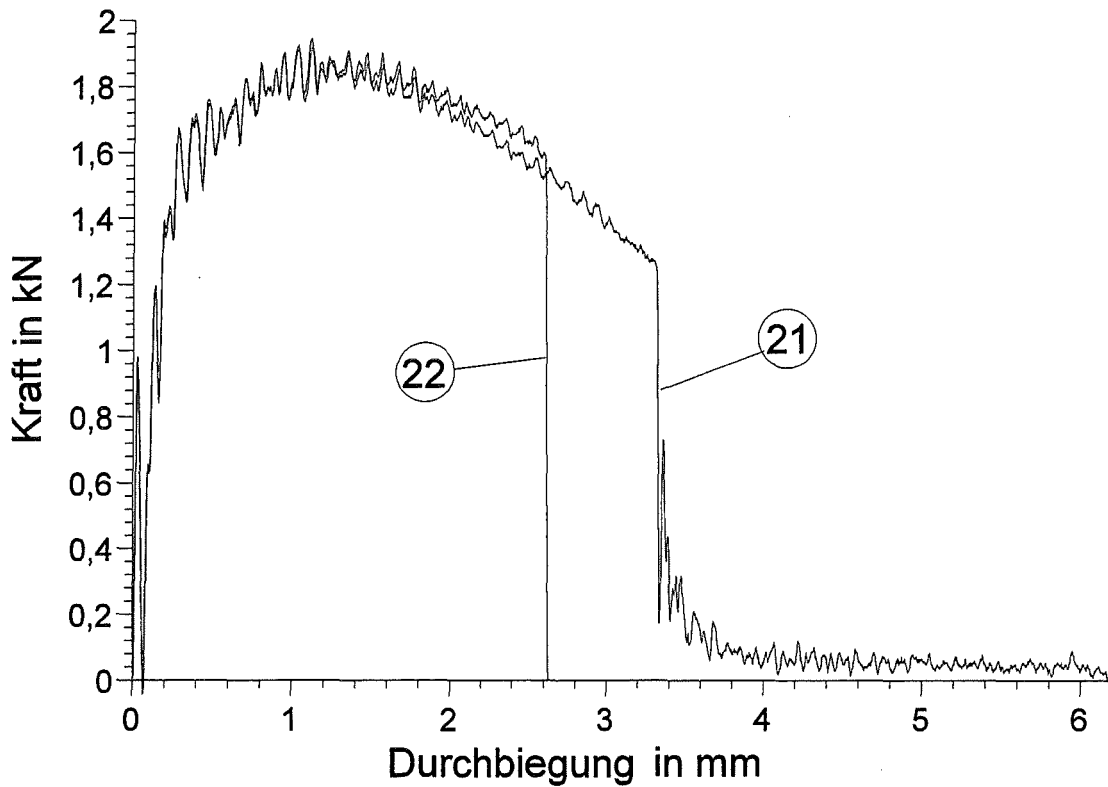


Abbildung 11: Kraft-Durchbiegung im unteren Übergangsbereich (-80°C)

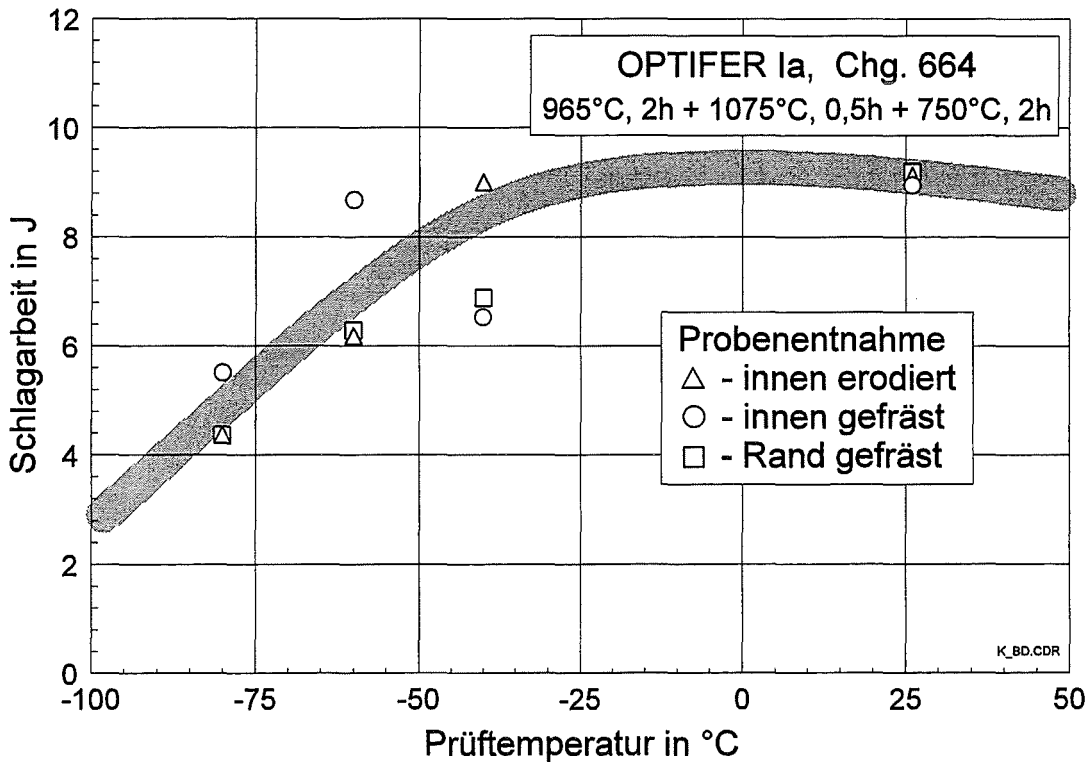


Abbildung 12: Homogenitätsprüfung

Zur Homogenitätskontrolle des Vierkantmaterials werden in der Abbildung 12 die Ergebnisse der Proben aus dem Rand mit denen aus dem Vierkantinnern verglichen. Zusätzlich sind noch die Ergebnisse der erodierten Proben dargestellt. In der Hochlage bei Raumtemperatur liegen alle drei Schlagarbeitswerte auf fast genau demselben Punkt. Die im Übergangsbereich bei -40°C , -60°C und -80°C erzielten Ergebnisse unterliegen einer zufälligen Streuung, unabhängig vom Herstellungsverfahren und der Probenlage innerhalb des Vierkantmaterials. Somit fällt die Homogenitätsprüfung der OPTIFER-Ia Legierung aufgrund der Kerbschlagergebnisse positiv aus.

3.3.2 OPTIFER-Ib (Chg. 667)

Bei der OPTIFER-Ib-Legierung erreicht die Schlagarbeit oberhalb -20°C den Hochlagenwert von 9,2 J. Der Spröbruchübergang spielt sich in einem sehr engen Temperaturbereich ab (-55°C bis -35°C). Dadurch erreicht die Steigung im Übergangsbereich den hohen Wert von 1,0 J/K. Die Meßergebnisse sind in der Abbildung 13 dargestellt.

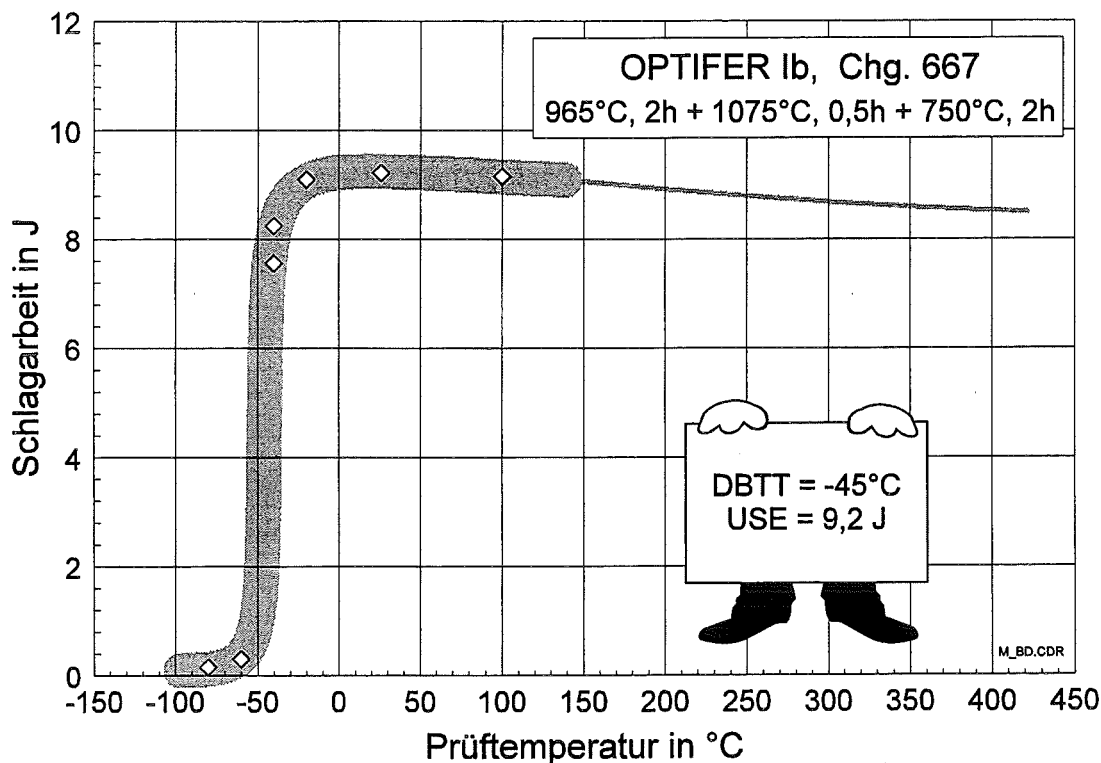


Abbildung 13: Tieftemperaturversprödung der OPTIFER-Ib Legierung

3.3.3 OPTIFER-II (Chg. 668)

Die Abbildung 14 zeigt, daß beim OPTIFER-II Stahl die Hochlage bei 9 J liegt und erst ab Temperaturen oberhalb von 20°C erreicht wird. Die Sprödbbruchübergangstemperatur liegt bei -35°C, wobei der Übergang eine Steigung von 0,16 J/K aufweist.

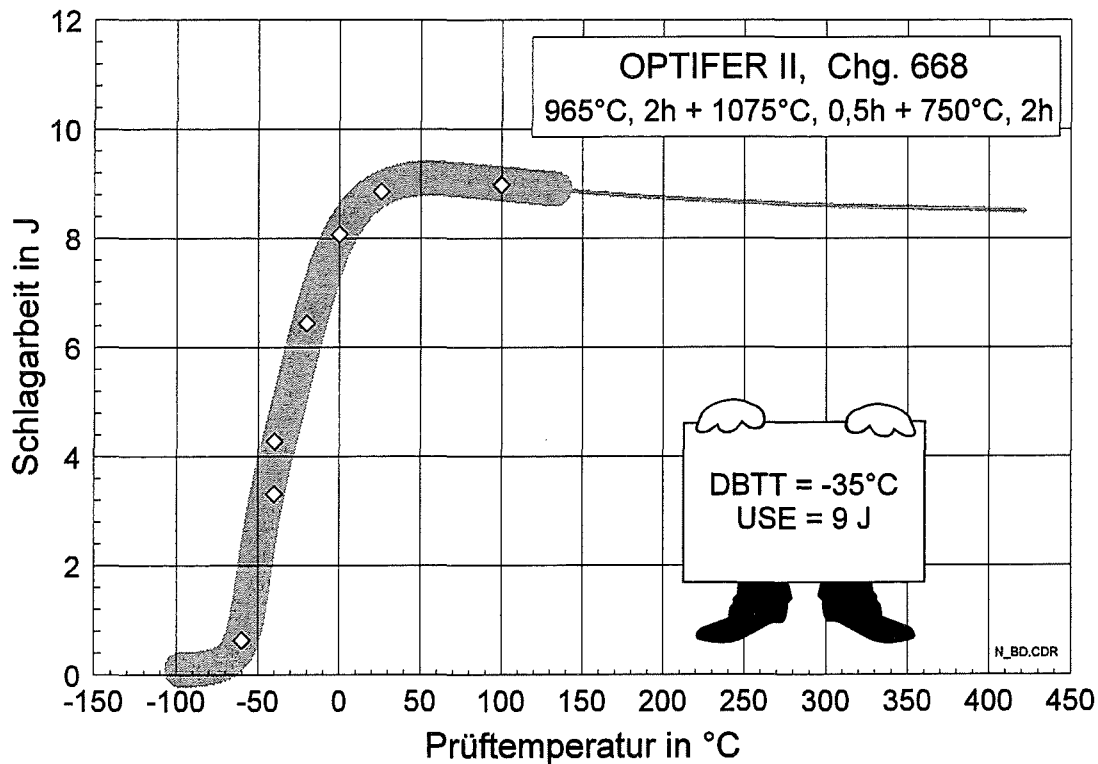


Abbildung 14: Tieftemperaturversprödung der OPTIFER-II Legierung

3.3.4 OPTIFER-III (Chg. 666)

Der Übergang vom spröden zum duktilen Werkstoffverhalten tritt bei der OPTIFER-III Legierung mit einer Steigung von 0,8 J/K abrupt ein (s. Abbildung 15). Die Sprödbbruchübergangstemperatur beträgt 15°C, die Hochlage wird ab 30°C erreicht und liegt bei 7,8 J.

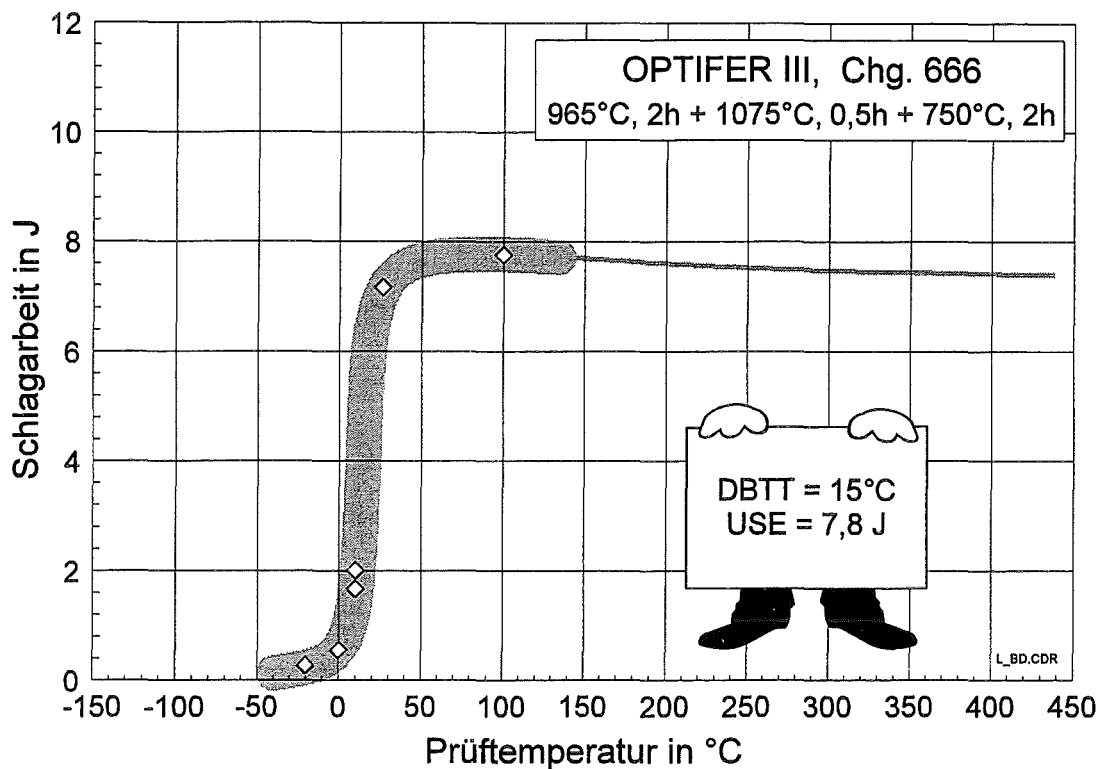


Abbildung 15: Tieftemperaturversprödung der OPTIFER-III Legierung

3.4 BEWERTUNG

Die Untersuchungen der Proben aus der OPTIFER-Ia-Charge zeigen, daß zwischen der herkömmlichen Probenherstellungsmethode durch Fräsen und der Drahterodierfertigung keine herstellungsbedingten Einflüsse auf die Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse festzustellen sind. Dieses Ergebnis läßt sich natürlich nicht generell für alle martensitische Werkstoffe und unterschiedliche Fertigungsmethoden verallgemeinern. Bei den zähen, niedrig aktivierbaren martensitischen 7-10%-Cr-W-Stählen, zu denen die OPTIFER-Ia-Legierung gehört, und bei dem angewandten Erodierverfahren kann man jedoch davon ausgehen, daß die Ergebnisse aus den Kerbschlagbiegeuntersuchungen mit den Ergebnissen gefräster Proben vergleichbar sind. Die zusätzlichen Vorteile beim Erodieren, wie einheitliche, reproduzierbare Oberflächen sowie äußerst geringe Toleranzen und Abweichungen der Probenmaße, waren somit für die Bewertung des Herstellungsverfahrens ausschlaggebend. Alle Proben des gesamten Bestrahlungsprogramms MANITU wurden im folgenden durch Drahterodieren gefertigt.

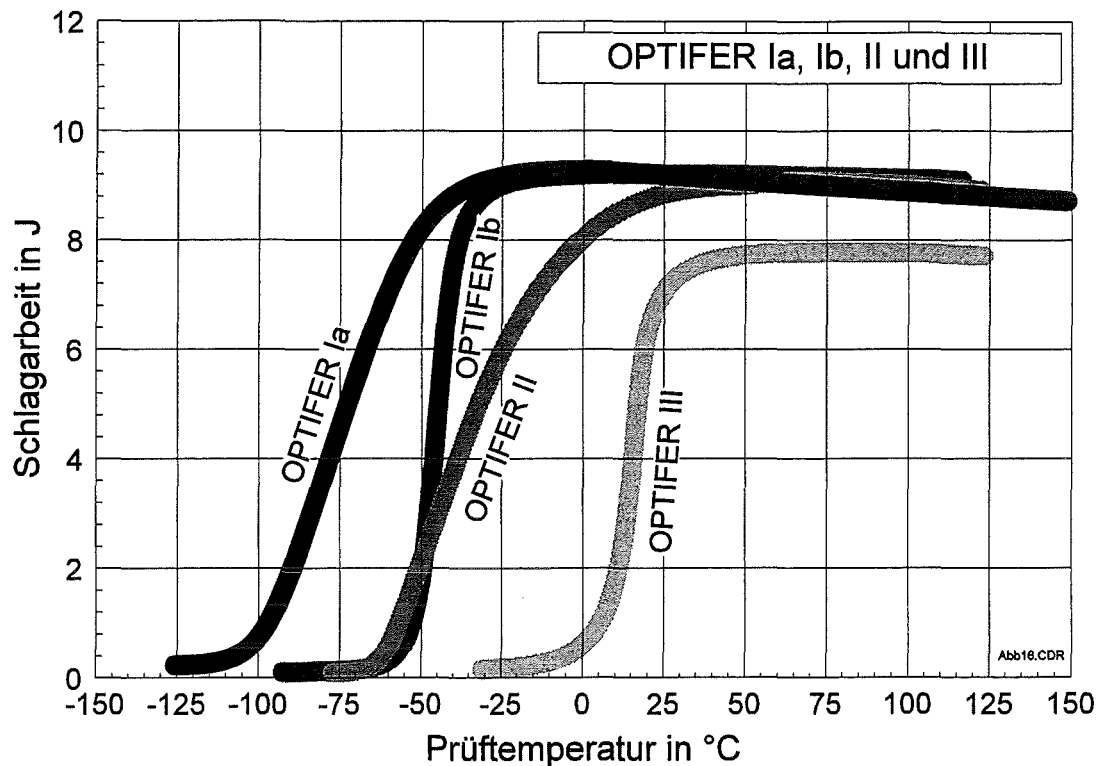


Abbildung 16: Die Ergebnisse der Voruntersuchung im Überblick

In der Abbildung 16 sind die ermittelten Schlagarbeit-Temperatur-Kurven der OPTIFER-Ia-, -Ib-, -II- und -III-Chargen zusammengestellt. Hiervon sollten zwei Legierungen für das Bestrahlungsprojekt ausgewählt werden.

Da die Legierung OPTIFER-III die schlechtesten Kerbschlageigenschaften aufweist, schied sie von vornherein aus. Die OPTIFER-Ib-Charge hat zwar im Vergleich zu OPTIFER-II einen tieferen Spröbruchübergang, die chemische Zusammensetzung der OPTIFER-II-Legierung führt jedoch zu einem besseren Aktivierungsverhalten bei Neutronenbestrahlung.

Somit wurden für das Bestrahlungsprogramm die OPTIFER-Ia-Legierung, die die besten Kerbschlageigenschaften zeigt, und die Charge OPTIFER-II ausgewählt.

4 DAS BESTRAHLUNGSPROGRAMM MANITU

4.1 ÜBERBLICK, INTENTION, AKTUELLER STAND

Im Rahmen des Bestrahlungsprogramms MANITU wird der Einfluß der Neutronenbestrahlung auf die Tieftemperaturmaterialversprödung bei verschiedenen neu entwickelten und modifizierten martensitischen Stählen untersucht. Die Untersuchungen sollen zeigen, in wie weit martensitische Stahllegierungen für den Einsatz als Erste-Wand- und Strukturwerkstoffe bei zukünftigen Fusionskraftwerken geeignet sind. Trotz einiger wesentlichen Vorteile der Martensite gegenüber anderen Werkstoffen gibt es bei den kommerziellen martensitischen Stählen einen erheblichen Nachteil. Sie verspröden, verstärkt durch Neutronenbestrahlung bei Temperaturen unterhalb von ca. 370°C, so stark, daß sie bei Fusionsanwendungen nur sehr begrenzt einsetzbar wären.

Bei dem vorangegangenen Bestrahlungsprojekt FRUST/SIENA [1] wurden an einer Legierung (MANET-I) der Einfluß der Wärmebehandlung und der Bestrahlungstemperatur bei hohen Bestrahlungsdosen (5, 10 und 15 dpa) ermittelt. Dabei wurde festgestellt, daß die bestrahlungsinduzierte Verschiebung der Sprödbruchübergangstemperatur ($\Delta DBTT$) beim MANET-I-Stahl unabhängig von der Wärmebehandlung ist. Die Ergebnisse zeigten weiterhin, daß eine vorübergehende Sättigung der Materialversprödung in Abhängigkeit von der Bestrahlungsdosis schon bei sehr kleinen Werten (deutlich unter 5 dpa) erreicht wird. Bei Zugversuchen wurde eine Sättigungsgrenze bei Dosiswerten von ca. 2 dpa gefunden [3].

Das Bestrahlungsprogramm MANITU wurde ausgehend von diesen Ergebnissen als Niederdosisexperiment mit Dosiswerten von 0,2 sowie 0,8 und 2,4 dpa ausgelegt. Weiterhin wurde auf die Untersuchung von Wärmebehandlungseinflüssen verzichtet. Dadurch konnte die gesamte Bestrahlungskapazität für insgesamt 10 verschiedene Legierungen (s. Tabelle 2) ausgenutzt werden.

Die Untersuchung der niedrig aktivierbaren Legierungen soll zeigen, ob durch deren unterschiedlich modifizierte chemische Zusammensetzung die bestrahlungsinduzierte Verschiebung der Sprödbruchübergangstemperatur verringert werden kann und ob eine Absenkung der Sprödbruchübergangstemperaturen auf unter 200°C generell möglich ist.

Der MANET-I-Stahl wird zur Komplettierung der schon bestehenden Datenbank eingesetzt. Die MANET-II-Legierung und der Stahl OPTIMAR dienen zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Legierungselementgehalte während die K-Charge dahingehend wärmebehandelt wurde, daß sie die für kommerzielle 1.4914-Stähle maximal möglichen Kerbschlageigenschaften aufweist.

Tabelle 2: Legierungen bei MANITU

9-12% CrMoV(Nb) kommerziell	7-10% CrWVTa niedrig aktivierbar
MANET-I	OPTIFER Ia, II, IV
MANET-II	F82H
OPTIMAR	GA3X
K-Charge	ORNL 3791

Von den japanischen und amerikanischen Legierungen F82H, GA3X und ORNL 3791 wurden z.T. sensationelle Kerbschlaguntersuchungsergebnisse veröffentlicht [4, 5, 6]. Leider wurden diese Untersuchungen nicht nach europäischer Norm sondern nach ASTM durchgeführt.

Ein Vergleich der verschiedenen Stähle wäre jedoch äußerst aufschlußreich. Die Prüfanlagen- und Probengeometrien der beiden Normen unterscheiden sich aber so erheblich, daß für einen Vergleich alle Proben mit einem einheitlichen Verfahren geprüft werden müssen. Dies gilt insbesondere dann, wenn zusätzlich noch Bestrahlungseinflüsse untersucht werden. Deshalb wird im Rahmen des MANITU-Programms noch zusätzlich ein internationaler Vergleich der Kerbschlageigenschaften martensitischer Stähle vor und nach Neutronenbestrahlung angestellt.

Das Bestrahlungsprogramm umfaßt insgesamt 720 KLST Kerbschlagbiegeproben. Die Bestrahlung findet im High-Flux-Reactor (HFR) des European Joint Research Centre in Petten, Niederlande, statt und endet im 4. Quartal 1995.

4.2 VERSUCHSMATERIALIEN

Die vier verwendeten 9-12% CrMoVNb-Legierungen wurden im IMF aus dem kommerziellen Stahl X 18 CrMoVNb 12 1 (DIN 1.4914) weiterentwickelt. Die beiden MANET-Legierungen wurden speziell für Fusionszwecke konzipiert [1, 7, 8, 9], während die K-Charge und die OPTIMAR-Legierung jeweils für Spaltreaktor- bzw. konventionelle Anwendungen entwickelt wurden [10, 11, 12, 13, 14, 19]. Alle vier Chargen wurden bei der Firma ARBED-SAARSTAHL erschmolzen. Die MANET- und K-Chargen wurden zu Blechen in unterschiedlicher Dicke verarbeitet. Der Anlieferung des OPTIMAR-Stahls erfolgte in Form von Vierkantstangen.

Vom Oak Ridge National Laboratory (Dr. R. Klueh) wurde für das MANITU-Programm ein 6,4 mm starkes Blech des 9Cr-2WVTa Stahls ORNL 3791 zur Verfügung gestellt. Mit dieser Legierung wurden schon einige Kerbschlagbiegeversuchsreihen nach ASTM durchgeführt [15, 16]. Außerdem wurde der Stahl in den USA in einem anderen Bestrahlungsprogramm eingesetzt.

Ein Blech der GA3X-Legierung (Hersteller: MITSUBISHI Corporation) wurde uns von den BATTELLE Pacific Northwest Laboratories (Dr. D.S. Gelles) geliefert. Kerbschlagergebnisse nach ASTM sind auch vom GA3X-Stahl bekannt [5]. Momentan werden Proben von dieser Legierung im FFTF und EBR-II bestrahlt.

Der von Japan für Fusionsanwendungen favorisierte Werkstoff ist die F82H-Legierung. Hiervon wurde 1994 eine modifizierte Großcharge (F82H mod.) weltweit für die Fusionsforschung verteilt. Uns wurde vorab vom Japan Atomic Energy Research Institute (Dr. A. Hishinuma) ein Blech einer F82H-Charge, die nur geringfügig von der modifizierten Großcharge abweicht, für die MANITU-Bestrahlung zur Verfügung gestellt. Über die mechanischen Eigenschaften des F82H gibt es zahlreiche Veröffentlichungen (z.B. [17, 18]). Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse mit Miniaturproben wurden bis jetzt jedoch noch nicht veröffentlicht.

4.2.1 Chemische Zusammensetzung

Die exakte chemische Zusammensetzung der OPTIFER-Legierungen kann aus patentrechtlichen Gründen nicht angegeben werden. Die anderen Stähle wur-

den entweder im IMF oder vom Hersteller analysiert. Die entsprechenden Angaben sind in der Tabelle 3 aufgeführt.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der einzelnen Legierungen

	K-Chg. ¹	OPTIMAR ¹	MANET-I ²	MANET-II ²	OPTIFER	F82H ²	ORNL ¹	GA3X ²
Chg.	51482	699	53645	50805			3791	
C	0,17	0,11	0,14	0,1	0,11 - 0,13	0,092	0,11	0,159
Si	0,31	0,31	0,37	0,14			0,21	
Mn	0,64	1,22	0,76	0,79	0,4-0,8	0,083	0,44	0,042
P	0,005	0,004	0,005	<0,006	<0,005		0,015	
S	0,005	0,003	0,004	<0,007	<0,005		0,008	
Cr	10,5	10,5	10,8	9,94	9,3 - 9,7	7,73	8,9	9,17
Ni	0,87	0,60	0,92	0,66		0,032	<0,01	0,021
Mo	0,56	0,63	0,77	0,59		0,0053	0,01	0,0077
V	0,25	0,21	0,2	0,22	0,2 - 0,3	0,189	0,23	0,314
Nb	0,2	0,21	0,16	0,14		0,0057		0,011
Al	0,05	0,014	0,054	<0,02		0,01	0,017	0,015
B	0,002	0,0072	0,0085	0,007	0,005-0,007		<0,001	
N	0,003	0,033	0,02	0,023	0,02-0,04	0,0027	0,0215	0,0018
Co	0,02	0,003	0,01	<0,02		0,0024	0,012	0,003
Cu	0,01		0,015	<0,01		0,0059	0,03	0,0017
Zr			0,059	0,034			<0,001	
W					0,8 - 1,2	2,06	2,01	2,12
Ta					0,1	0,018	0,06	0,011
Ti	0,007					0,0104	<0,01	<0,001
Fe	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest

¹ Hersteller Analyse

² IMF Analyse

4.2.2 Bearbeitungsschritte

Je nach Ausgangsmaterial waren vor der Probenherstellung noch einige Kaltwalzschritte mit nachfolgender Glühung notwendig. Die Endwärmebehandlung wurde bei allen Stählen im IMF durchgeführt.

Die letzten Bearbeitungsschritte sowie der Gefügestand der einzelnen Legierungen vor der Probenherstellung sind im Anhang 10.1 und 10.2 dokumentiert.

4.3 PROBENHERSTELLUNG

Die Herstellung der KLST-Kerbschlagbiegeproben erfolgte unabhängig von der Form des Ausgangsmaterials einheitlich mittels Drahterodieren längs zur Walzrichtung in L-T-Orientierung. Die Vorteile gegenüber herkömmlichen Herstellungsverfahren wurden durch Voruntersuchungen bestätigt und sind im Kapitel 3 ausführlich dargestellt.

5 VERSUCHSERGEBNISSE

Die Versuchsdurchführung und Auswertung der Ergebnisse erfolgte gemäß den Ausführungen im Kapitel 2.

Sämtliche Versuchsergebnisse sind in tabellarischer und graphischer Form detailliert und unter Angabe der Probenzuordnung im Anhang 10.2 dargestellt.

5.1 K-CHARGE

Abbildung 17 zeigt das mit Proben aus der K-Charge gewonnene Schlagarbeit-Temperatur-Diagramm. Dabei sind die bis zu hohen Temperaturen konstante Schlagarbeiten typisch für diese Legierung [11].

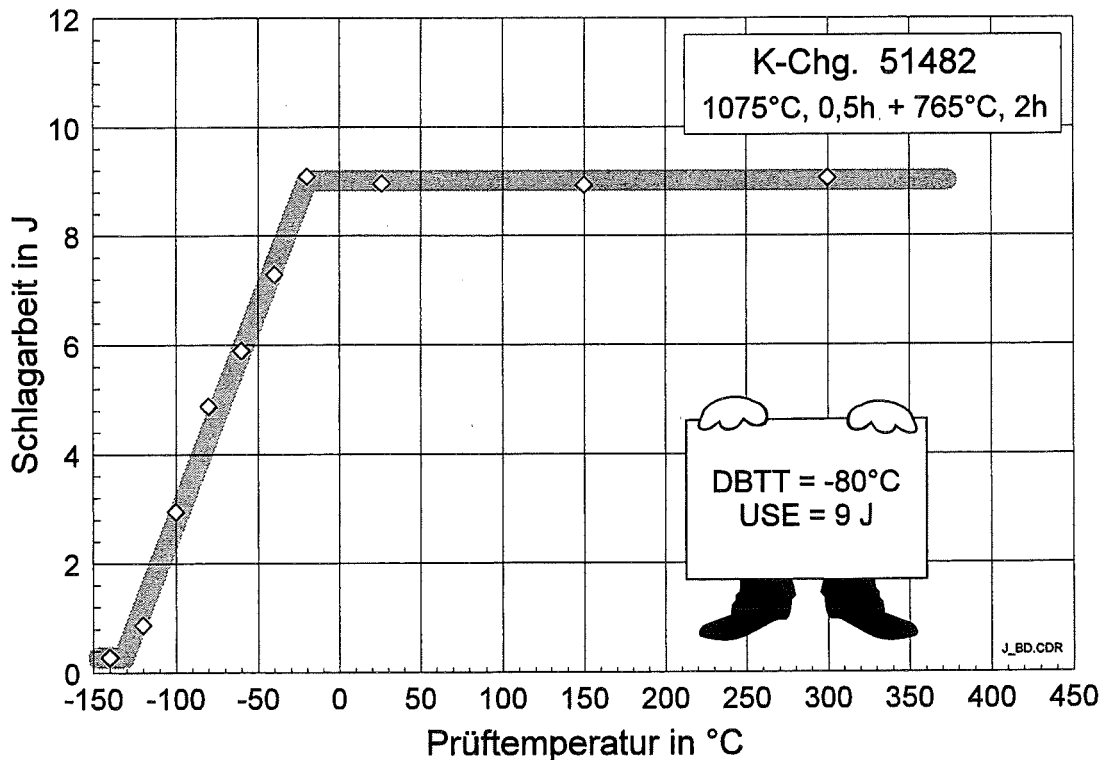


Abbildung 17: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der K-Charge

Die Anlaßwärmebehandlung wurde mit 765°C an der technisch zulässigen Grenze durchgeführt, da die α - γ -Umwandlungstemperatur bei den 1.4914-Stählen bei 780°C liegt. Da die K-Charge weiterhin die besten Kerbschlageigenschaften unter den vier untersuchten 10-11%Cr-NiMoVNB-Stählen aufweist, können die ermittelten Werte für die Hochlagenenergie von 9 J und für die Spröbruchübergangstemperatur von -80°C als das maximal Erreichbare in dieser Werkstoffgruppe angesehen werden.

5.2 OPTIMAR

Die OPTIMAR-Legierung wurde für die allgemeine Energie- und Prozeßtechnik entwickelt. Dabei wurde die chemische Zusammensetzung und die Wärmebehandlung im Hinblick auf hohe Zeitstandfestigkeitswerte bei möglichst guten Zähigkeitseigenschaften gewählt [19]. Aus diesen Gründen sind die Kerbschlageigenschaften des OPTIMAR-Stahls im Vergleich zu den anderen Legierungen am schlechtesten. Die Spröbruchübergangstemperatur beträgt -30°C, die Hochlagenenergie liegt bei 6,6 J und nimmt mit höheren Prüftemperaturen ab (s. Abbildung 18).

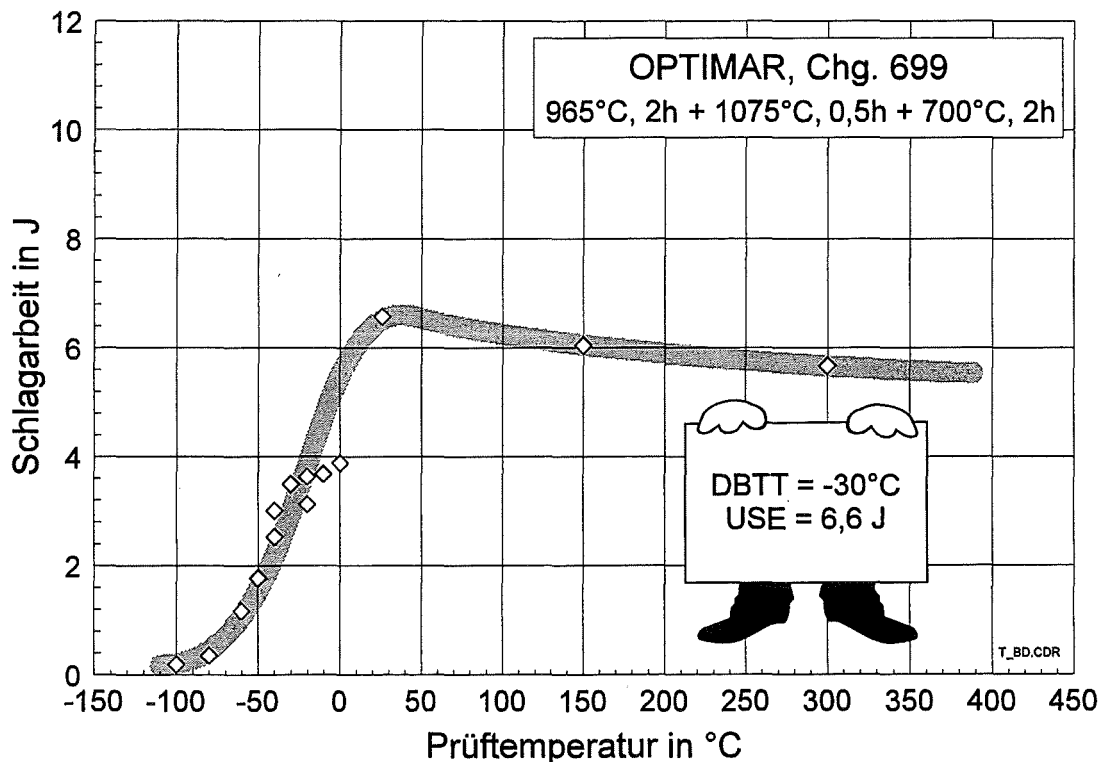


Abbildung 18: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse des OPTIMAR-Stahls

5.3 MANET-I

Der MANET-I-Stahl wurde im Bestrahlungsprogramm FRUST/SIENA ausgiebig untersucht. Deshalb ist bei dieser Legierung die für die Kerbschlageigenschaften optimale Wärmebehandlung bekannt. Die Proben aus dem FRUST/SIENA-Programm wurden allerdings durch Fräsen hergestellt. Die entsprechenden Versuchsergebnisse sind in der Abbildung 19 als weiße Rauten gekennzeichnet.

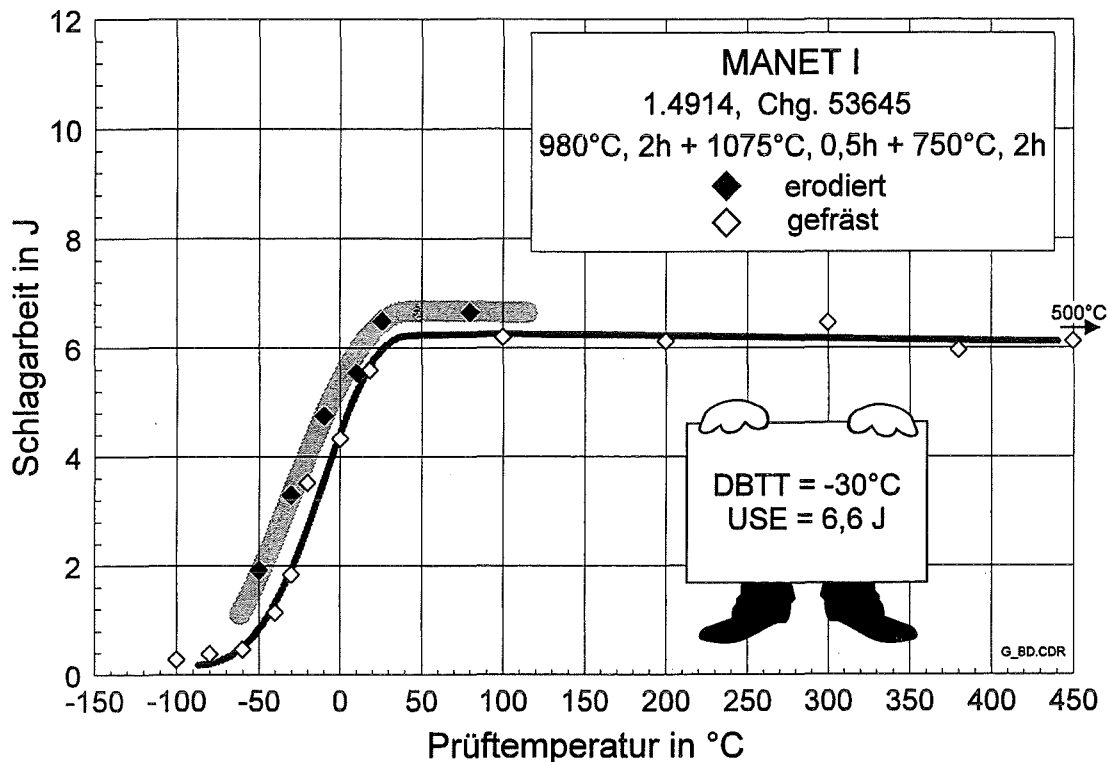


Abbildung 19: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der MANET-I-Legierung

Alle Proben für das Bestrahlungsprogramm MANITU wurden einheitlich durch Drahterodieren hergestellt. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit den erodierten Proben sind als schwarze Rauten dargestellt.

Man erkennt beim MANET-I-Stahl einen deutlichen Unterschied zwischen den beiden Fertigungsverfahren. Sowohl die Hochlagenenergie als auch die Sprödbruchübergangstemperatur verbessert sich bei den erodierten Proben gegenüber den gefrästen Proben um ca. 0,5 J bzw. um 15°C. Im Gegensatz zu den niedrig aktivierenden Chrom-Wolfram-Legierungen sind die 10-11%Cr-

NiMoVNb-Stähle bei Riefenbildung offenbar anfälliger gegen Rißausbildung (vgl. Kapitel 3, Voruntersuchung).

Die erodierten Proben liefern eine Spröbruchübergangstemperatur von -30°C und eine Schlagarbeit in der Hochlage von $6,6\text{ J}$. Bei den gefrästen Proben blieb die Hochlagenenergie auch bei hohen Temperaturen auf demselben Niveau. Gleiches Verhalten wird von den erodierten Proben erwartet.

5.4 MANET-II

Der MANET-II-Stahl liefert als Nachfolgelegierung von MANET-I erwartungsgemäß etwas bessere Kerbschlagergebnisse. Die Spröbruchübergangstemperatur liegt bei -45°C , die Schlagarbeit in der Hochlage beträgt $7,3\text{ J}$ und nimmt jedoch bei höheren Prüftemperaturen deutlich ab (s. Abbildung 20).

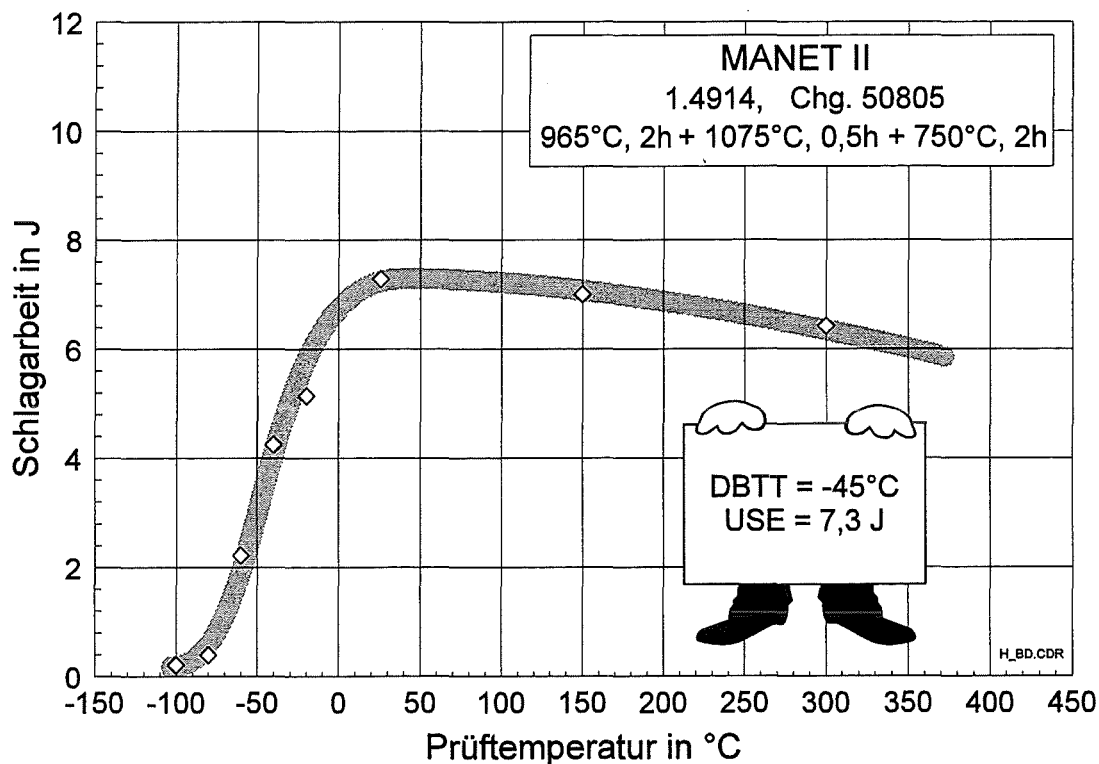


Abbildung 20: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der MANET-II-Legierung

5.5 OPTIFER-IA

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit den OPTIFER-Ia-Proben sind in der Abbildung 21 dargestellt. Im Vergleich zu den vorangegangenen Schlagarbeit-Temperatur-Kurven ergeben sich zwei auffällige Unterschiede. Zum ei-

nen ist die Hochlagenenergie mit 10 J deutlich höher und zum anderen findet der Spröbruchübergang abrupt (bei -80°C) statt.

Im Gegensatz zu den Proben aus der Voruntersuchung (s. Kapitel 3) wurde hier eine andere Wärmebehandlung angewandt. Dadurch erklären sich die verbesserten Kerbschlageigenschaften.

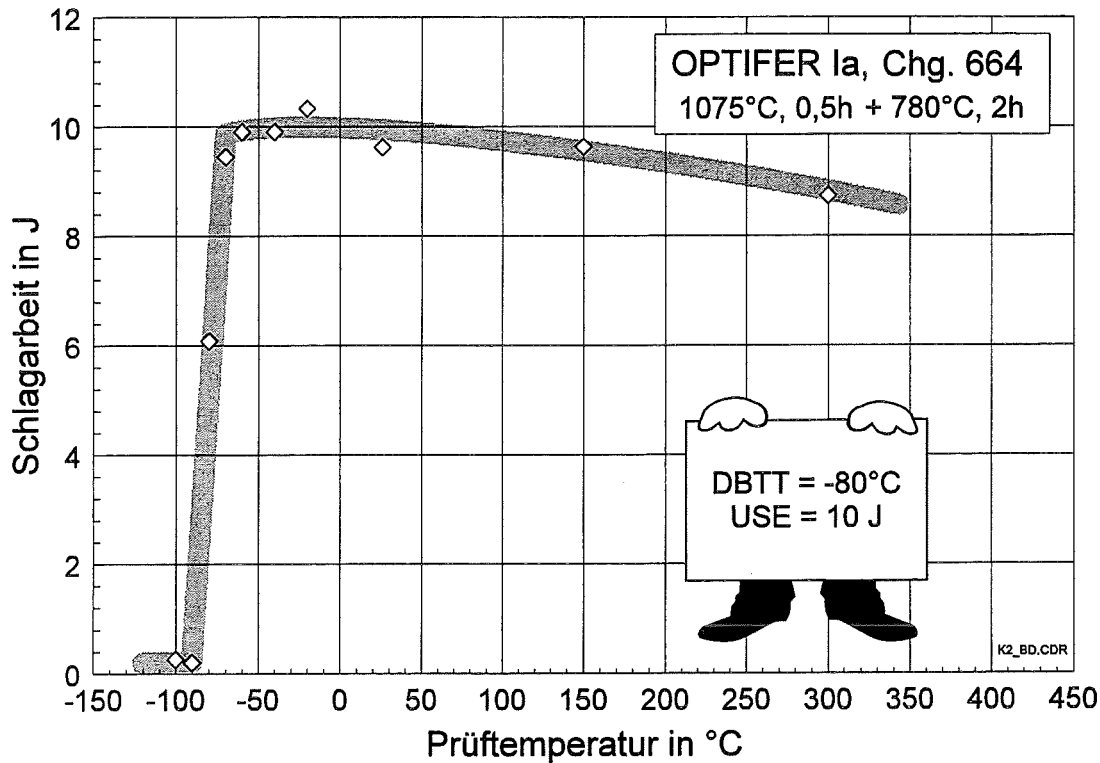


Abbildung 21: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der OPTIFER-Ia-Legierung

5.6 OPTIFER-II

Auch bei der OPTIFER-II-Legierung wurde die Wärmebehandlung gegenüber der Voruntersuchung zur Verbesserung der Kerbschlageigenschaften geändert. Dadurch ergibt sich eine Schlagarbeit in der Hochlage von 9,8 J. Bei höheren Prüftemperaturen sinken die Energiewerte auch hier ab. Der Spröbruchübergang liegt bei -70°C und fällt nicht so abrupt ab wie bei der OPTIFER-Ia-Legierung (s. Abbildung 22).

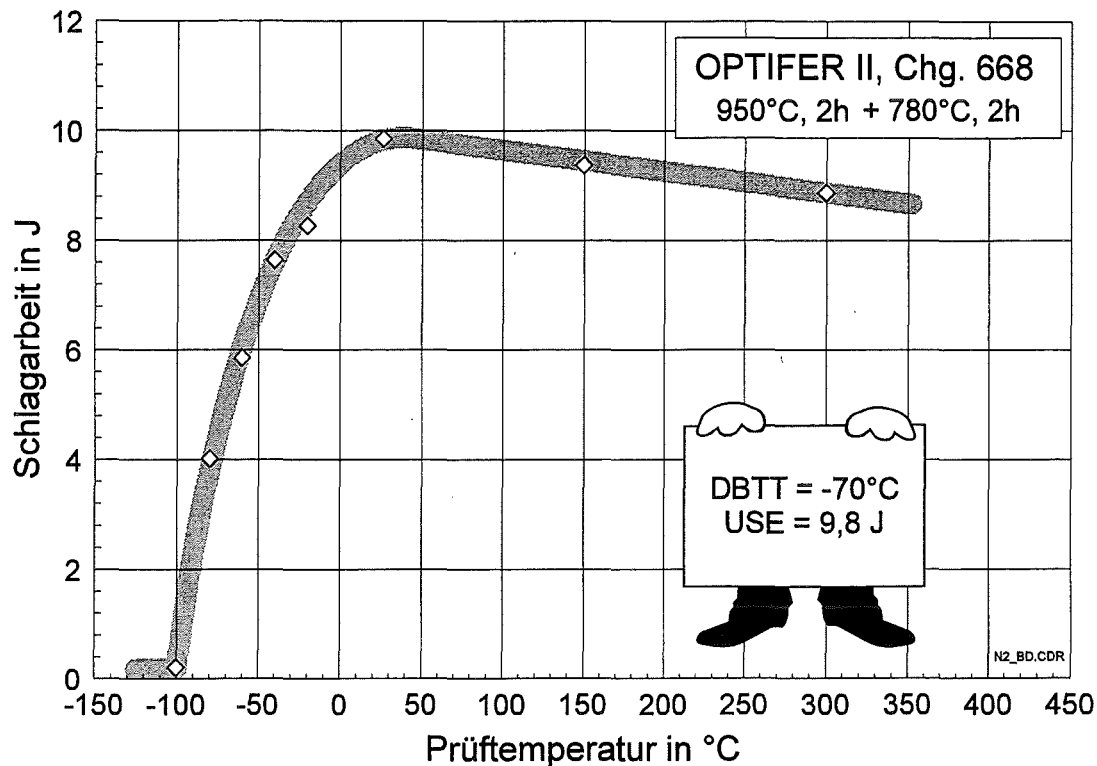


Abbildung 22: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der OPTIFER-II-Legierung

5.7 OPTIFER-IV

Die OPTIFER-IV-Legierung konnte innerhalb des MANITU-Programms lediglich in einer für die Kerbschlageigenschaften ungünstigen Wärmebehandlung untersucht werden. Trotz diesem Sachverhalt liegt die Spröbruchübergangstemperatur bei -85°C und die Hochlagenenergie bei 9 J (s. Abbildung 23). In [20, 21] wurden Untersuchungsergebnisse der mechanischen Eigenschaften des OPTIFER-IV-Stahls bei verschiedenen Variationen von Wärmebehandlungen veröffentlicht. Die Resultate zeigen deutlich, daß bei der OPTIFER-IV-Legierung mit entsprechender Wärmebehandlung unter denselben Voraussetzungen und Kriterien, die für das MANITU-Programm getroffen wurden, Spröbruchübergangstemperaturen von unter -120°C möglich sind.

5.8 F82H

Die Wärmebehandlung des F82H-Stahls erfolgte nach den Lieferantenvorgaben. Das Schlagarbeit-Temperatur-Diagramm ist in der Abbildung 24 dargestellt. Der Spröbruchübergang erfolgt schlagartig bei -70°C . Die Energie in der

Hochlage liegt mit 10,7 J auf einem sehr hohen Niveau und fällt bei höheren Prüftemperaturen relativ stark ab.

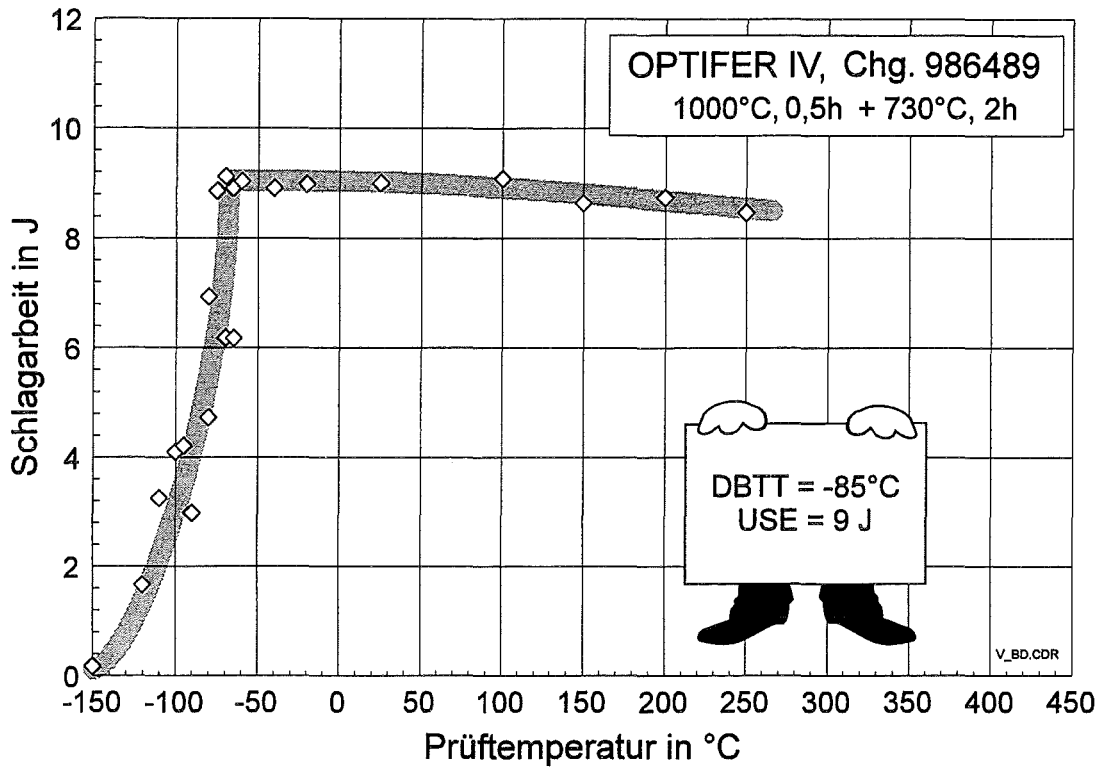


Abbildung 23: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der OPTIFER-IV-Legierung

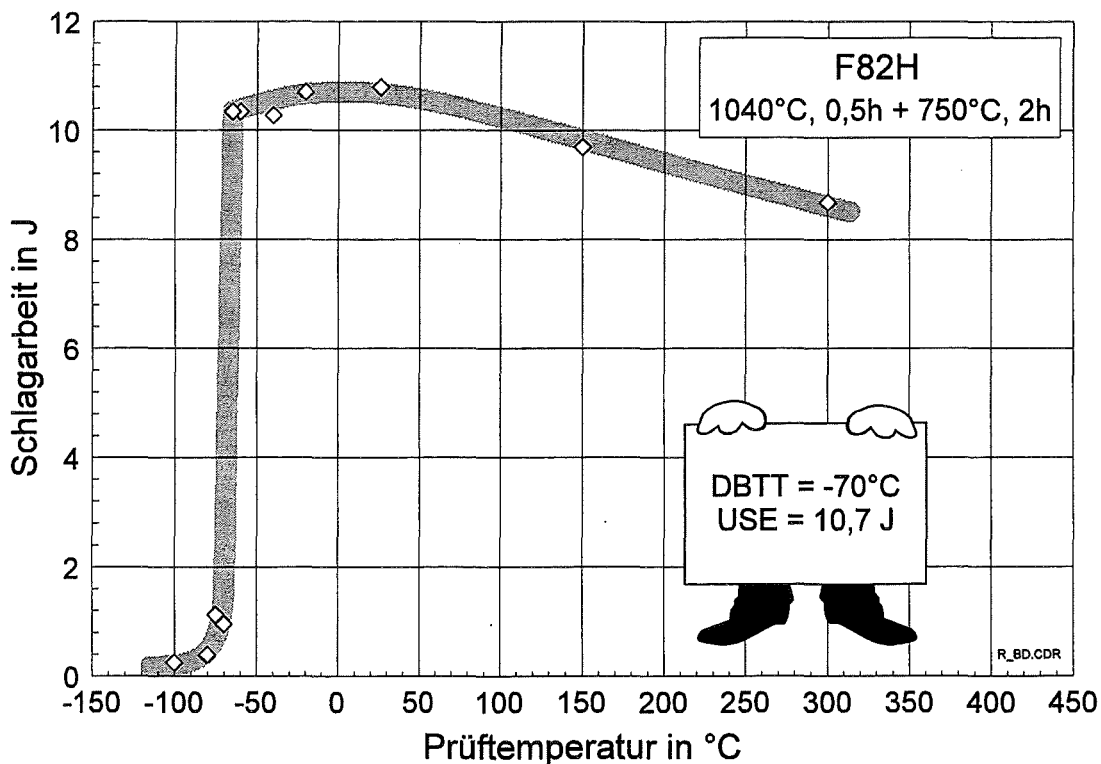


Abbildung 24: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse des F82H-Stahls

5.9 ORNL 3791

Auch bei der 9Cr-2WVTa-Legierung (Chg. 3791) des ORNL wurde die Wärmebehandlung nach den Herstellerempfehlungen durchgeführt. Aus den Kerbschlagprüfungen ergibt sich für die Spröbruchübergangstemperatur ein Wert von -80°C und die Schlagarbeit in der Hochlage beträgt 9,2 J. Der Spröbruchübergang verläuft zwar steil, setzt jedoch nicht schlagartig ein. Bei hohen Prüftemperaturen sinkt die Schlagarbeit etwas ab (s. Abbildung 25).

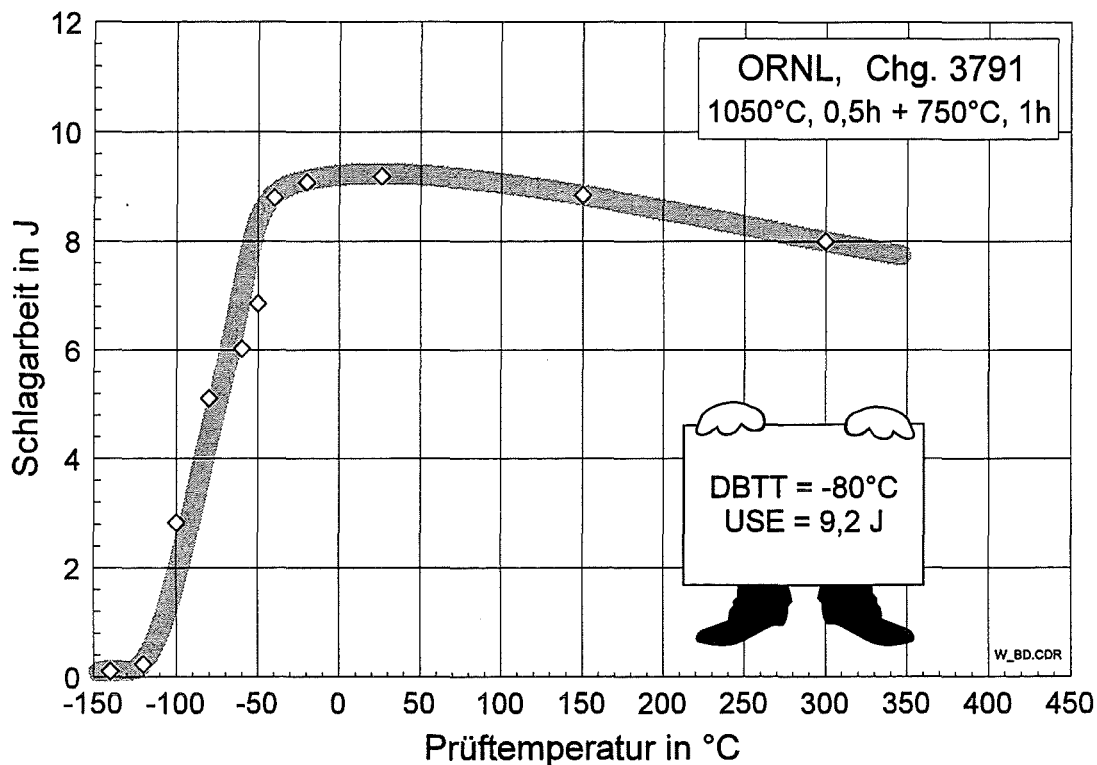


Abbildung 25: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der 9Cr-2WVTa-Legierung

5.10 GA3X

Die vom Hersteller für die GA3X-Legierung empfohlene Wärmebehandlung ist mit der bei dem OPTIFER-IV-Stahl angewandten Wärmebehandlung vergleichbar. Deshalb ist zu vermuten, daß sich auch beim GA3X bei etwas höheren Anlaßtemperaturen bessere Kerbschlageigenschaften ergeben könnten. Mit der Herstellerwärmebehandlung liegt die Spröbruchübergangstemperatur beim GA3X bei -65°C . Die Hochlagenenergie beträgt 9,7 J (s. Abbildung 26).

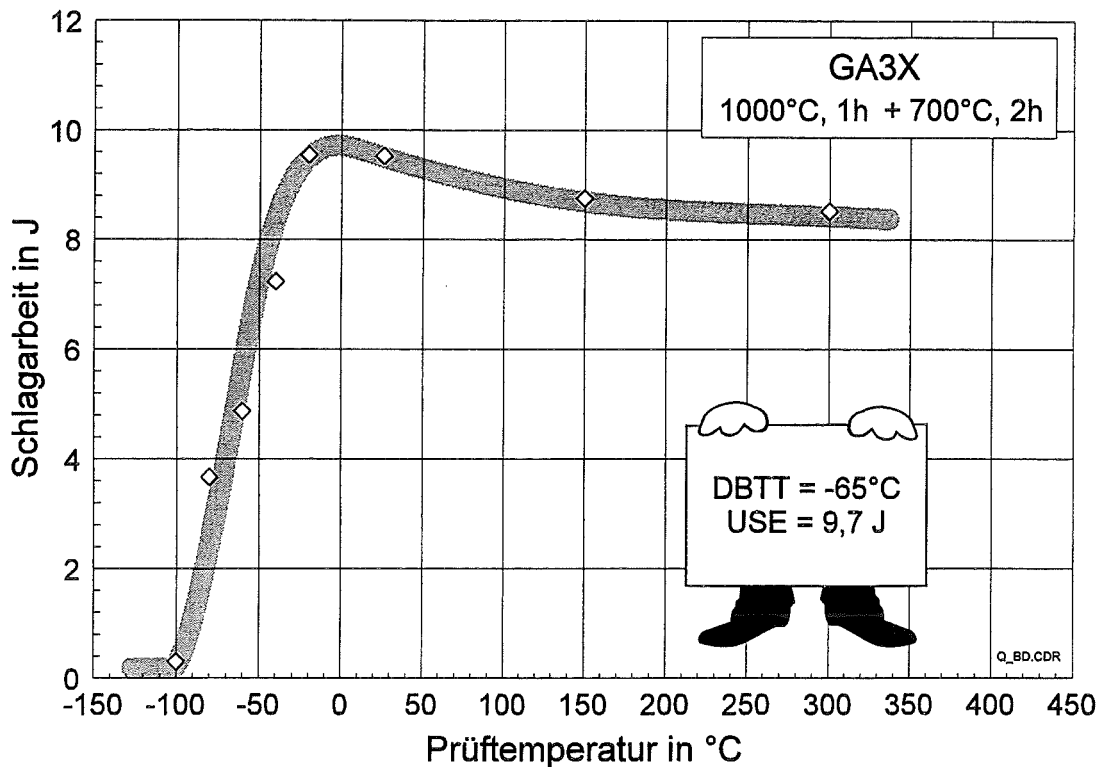


Abbildung 26: Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse des GA3X-Stahls

6 DISKUSSION

Im Rahmen des Bestrahlungsprogramms MANITU wird ausschließlich das Niedertemperaturversprödungsverhalten martensitischer Stahllegierungen untersucht. Die Martensite bieten gegenüber austenitischen Stählen vor allem unter Neutronenbestrahlung einige entscheidende Vorteile. Da in zukünftigen Fusionskraftwerken die Struktur- und Blanketwerkstoffe bei relativ niedrigen Temperaturen (ca. 200-400°C) einer intensiven Neutronenbestrahlung ausgesetzt sind, ist die bestrahlungsinduzierte Versprödung bei den Martensiten der entscheidende Schwachpunkt. Deshalb werden im folgenden die Kerbschlageigenschaften vorrangig bewertet und diskutiert. Man muß dabei jedoch beachten, daß die Kerbschlageigenschaften der einzelnen Werkstoffe durch entsprechende Wärmebehandlungen erheblich verbessert werden können, gleichzeitig verschlechtern sich dadurch aber andere Materialeigenschaften wie z.B. die Warmzugfestigkeit.

6.1 10-11% CR-NiMOVNB-LEGIERUNGEN

Die im Vergleich zu den MANET-Legierungen außergewöhnlich guten Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse der K-Charge sind neben der extremen Wärmebehandlung hauptsächlich auf den niedrigeren Stickstoffgehalt und das Fehlen von Zirkon zurückzuführen [11]. Die gemessene Schlagarbeit-Temperaturkurve der K-Charge liefert somit einen Anhaltspunkt für die obere Grenze der Kerbschlageigenschaften in der Gruppe der X 18 CrMoVNb 12 1 (bzw. DIN 1.4914) Stähle (s. Abbildung 27). Bei der OPTIMAR-Legierung wurden bei der chemischen Zusammensetzung und Wärmebehandlung in erster Linie Festigkeits- und Stabilitätseigenschaften berücksichtigt. Deshalb schneidet dieser Stahl in Bezug auf die Kerbschlageigenschaften vergleichsweise schlecht ab.

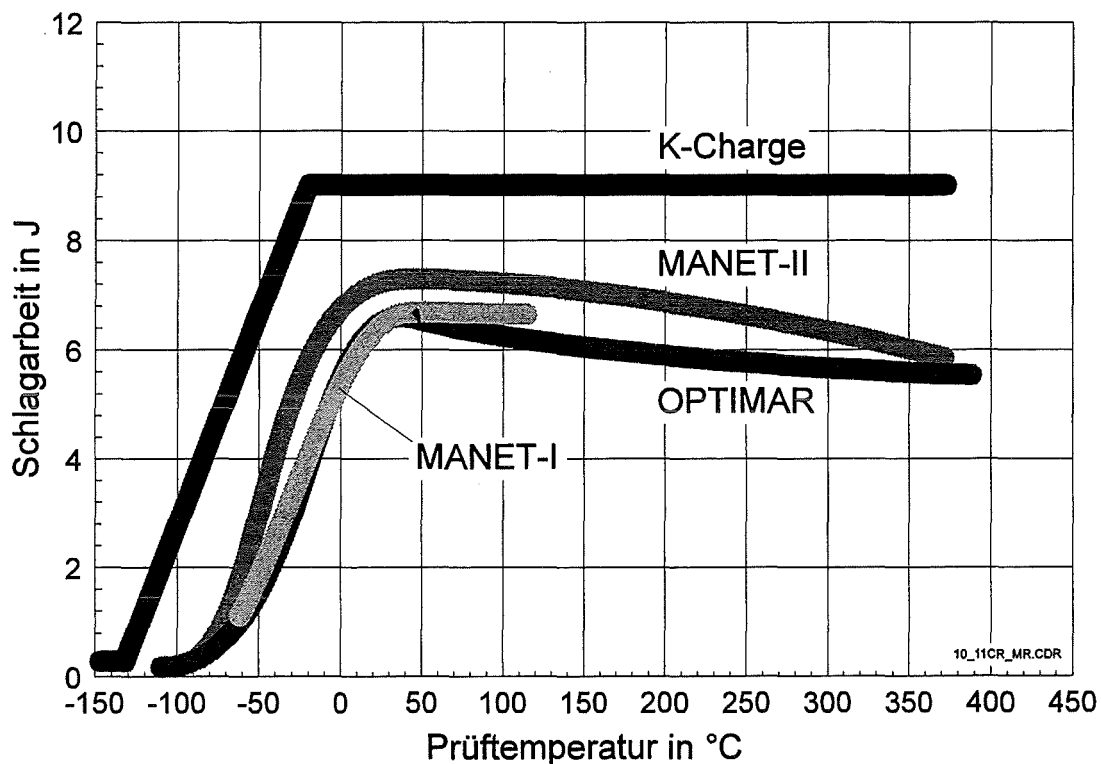


Abbildung 27: Schlagarbeit-Temperatur-Kurven der kommerziellen Legierungen

6.2 7-10% CR-WVTA-LEGIERUNGEN

Die niedrig aktivierenden Legierungen unterscheiden sich voneinander durch die Art des Spröbruchübergangs.

In der Abbildung 28 sind die Untersuchungsergebnisse der Stähle, die einen gewöhnlichen Spröbruchübergang mit mehr als ca. 50°C Temperaturunterschied zwischen der Hoch- und Tieflage aufweisen, zusammengefaßt. Signifikante Unterschiede zwischen den Legierungen GA3X, ORNL 3791 und OPTIFER-II treten dabei nicht auf. Die Schlagarbeit in der Hochlage liegt zwischen 9 und 10 J während die Spröbruchübergangstemperaturen Werte von -65°C bis -80°C annehmen.

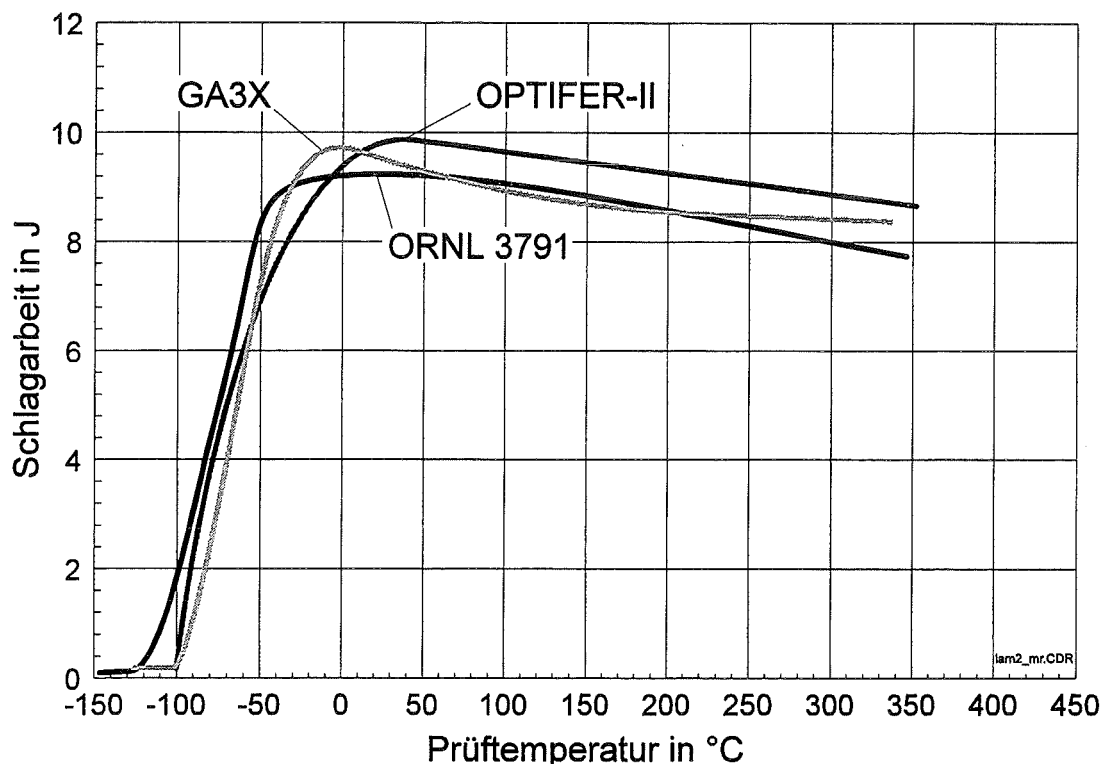


Abbildung 28: Schlagarbeit-Temperatur-Kurven der Cr-WVTa-Stähle mit gewöhnlichem Spröbruchübergang

Die Kerbschlagergebnisse der F82H-, OPTIFER-Ia- und -IV-Legierungen sind in der Abbildung 29 dargestellt. Bei diesen Stählen setzt die Tieftemperaturversprödung abrupt ein. Ein ausgeprägter Übergang zwischen Hoch- und Tieflage, bei dem Mischbrüche mit 10-90% Sprödanteil zu erkennen wären, fehlt hier völlig. Die Legierungen verhalten sich entweder völlig duktil oder völlig spröde innerhalb eines sehr schmalen Grenzbereichs von ca. 10-15°C.

Die OPTIFER-IV-Legierung weicht aufgrund der schon erwähnten niedrigen Anlaßwärmebehandlung etwas von diesem Verhalten ab. Untersuchungen an

OPTIFER-IV-Proben mit optimierter Wärmebehandlung zeigen jedoch dasselbe Resultat [22].

Die Hochlagenenergie der drei Stähle liegt zwischen 9 und 11 J, die Spröbruchübergangstemperaturen bewegen sich zwischen -70°C und -85°C . Auch in dieser Gruppe treten keine nennenswerte Unterschiede bei den klassischen Kerbschlageigenschaften auf.

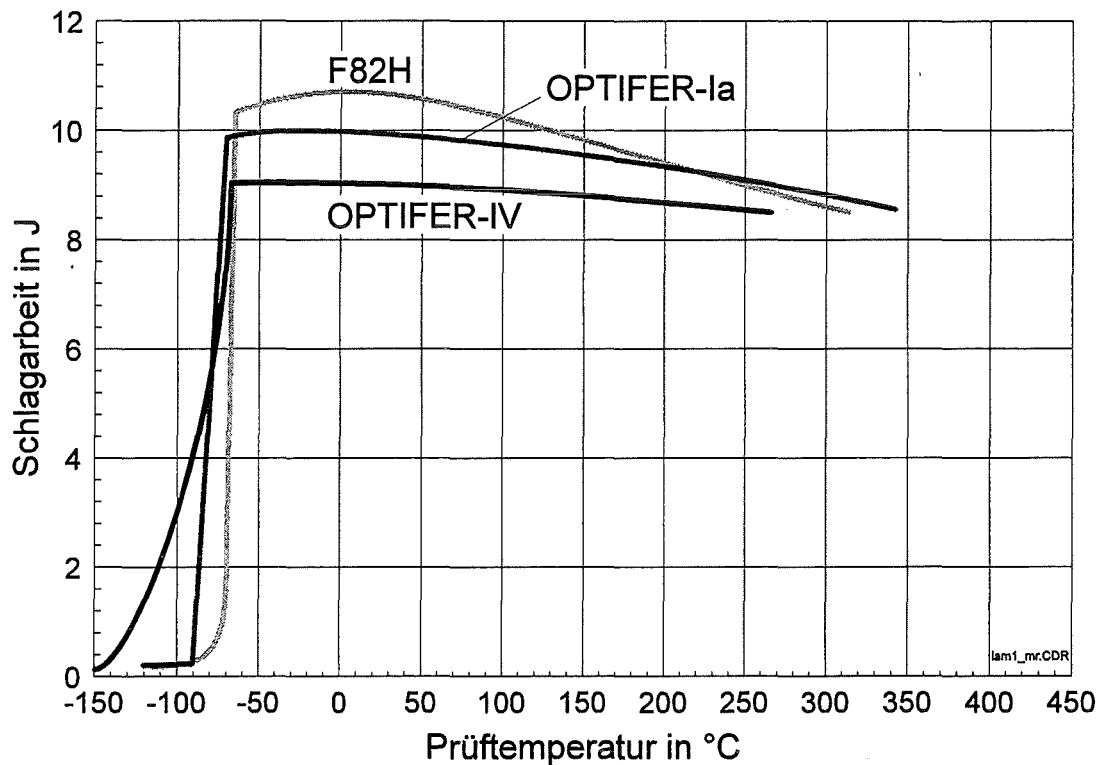


Abbildung 29: Schlagarbeit-Temperatur-Kurven der Cr-WVTa-Stähle mit extrem steilem Spröbruchübergang

Betrachtet man die Ergebnisse aller untersuchten Werkstoffe (s. Abbildung 30), so zeichnet sich in der Materialentwicklung eine deutliche Verbesserung bei der Spröbruchübergangstemperatur (DBTT) und der Hochlagenenergie (USE) ab. Die neuen Cr-WVTa-Stähle liegen im Vergleich zu den kommerziellen Cr-NiMoVNb-Legierungen durchweg auf einem höheren Niveau. Dabei muß man, wie schon erwähnt, beachten, daß die Ergebnisse der K-Charge als oberer Grenzwert für die 10-11% Cr-NiMoVNb-Legierungen zu betrachten sind und daß alle Cr-WVTa-Stähle in einem für die Kerbschlageigenschaften nicht optimierten Gefügestand vorlagen.

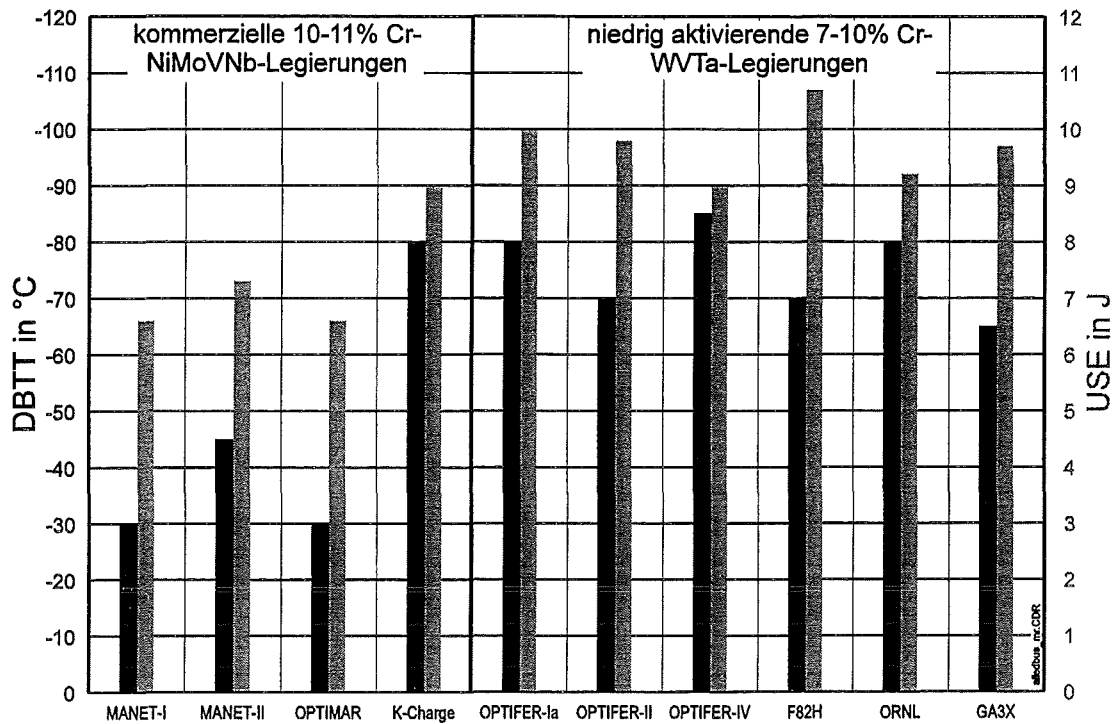


Abbildung 30: Die Kerbschlageigenschaften im direkten Vergleich

6.3 DESIGNORIENTIERTE DEFINITION EINER FÜR DIE VERSPRÖDUNG CHARAKTERISTISCHEN TEMPERATUR

Da bei der Materialauswahl für Kernfusionsanwendungen bei den martensitischen Werkstoffen das Versprödungsverhalten das entscheidende Kriterium darstellt, soll an dieser Stelle die Definition der Sprödbruchübergangstemperatur diskutiert werden.

Die DBTT wurde bisher, wie allgemein üblich, an der Stelle ermittelt, bei der die Schlagarbeit die Hälfte der Hochlagenenergie annimmt. Eine etwas aufwendigere Methode besteht darin, daß der kristalline Anteil in den Bruchflächen der Kerbschlagproben ausgewertet wird. Die DBTT wird dann mit der Prüftemperatur, bei der der kristalline Anteil 50% beträgt, gleichgesetzt. Beide Methoden liefern ungefähr dieselben Resultate. Die ermittelten Sprödbruchübergangstemperaturen sind um so genauer, je flacher der Übergang zwischen der Hoch- und Tieflage verläuft.

Bei der Auslegung von schlagartig belasteten Anlagenkomponenten aus martensitischen Werkstoffen wird in der Regel duktiler Materialverhalten vorausgesetzt und deshalb eine untere zulässige Betriebstemperatur vorgeschrieben.

Da bei der bisherigen Definition der Spröbruchübergangstemperatur jedoch kein duktiler Werkstoffverhaltensbereich vorherrscht, ist der in Abbildung 30 angestellte Vergleich der DBTT-Werte für Designüberlegungen nicht geeignet. Dies gilt in besonderem Maße für die Legierungen, die keinen abrupten Spröbruchübergang aufweisen.

Deshalb wird für alle im Rahmen des MANITU-Programms untersuchten Stähle eine anwendungsorientiertere Methode der Versprödungscharakterisierung angewandt. Anstelle der DBTT wird bei jeder Legierung die niedrigste Prüftemperatur angegeben, bei der unter den gegebenen Prüfbedingungen gerade noch duktiler Materialverhaltensbereich festzustellen ist. Durch die aufgezeichneten Kraftverläufe während des Kerbschlagbiegevorgangs ist dies leicht zu überprüfen. Die Genauigkeit dieser charakteristischen Temperatur hängt damit natürlich stärker als die bisher verwendete Spröbruchübergangstemperatur (DBTT) vom gewählten Raster der Prüftemperaturen ab. Andererseits liefert sie auch bei starken Materialstreuungen konservative Werte.

In der Abbildung 31 sind die so definierten, versprödungscharakteristischen Temperaturen der einzelnen Legierungen einander gegenübergestellt.

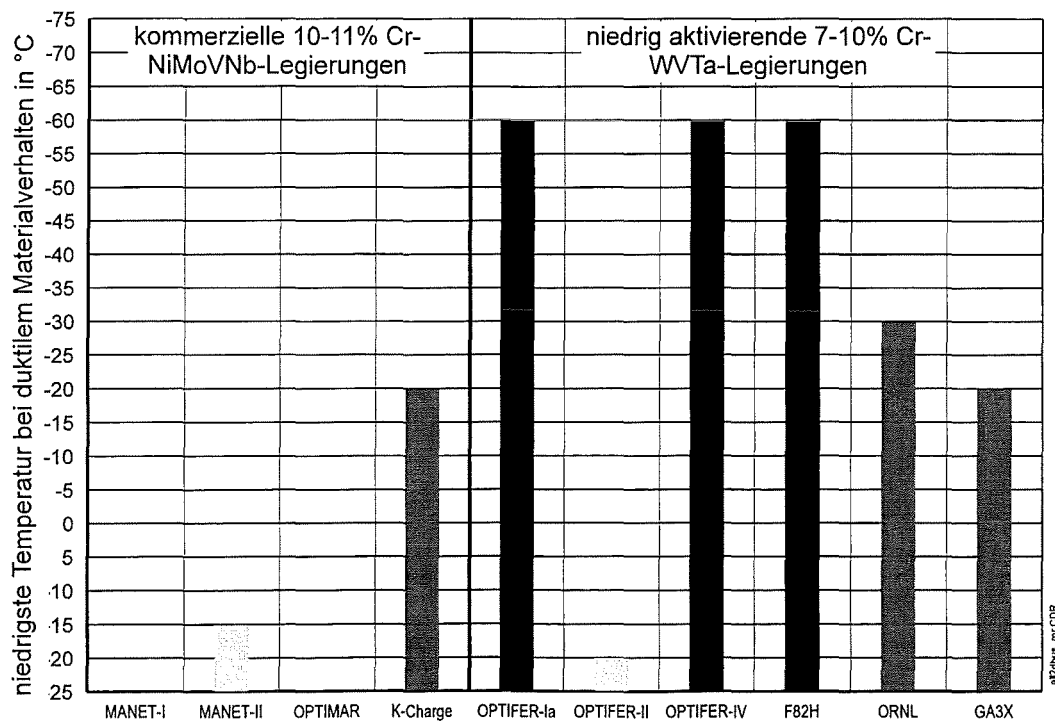


Abbildung 31: Vergleich der niedrigsten Prüftemperaturen bei duktilem Materialverhalten

Im Gegensatz zur Abbildung 30 zeichnen sich hier drei unterschiedliche Niveaus ab. Dies führt zu einer etwas anderen Bewertung der Einsatzmöglichkeiten der untersuchten Legierungen.

Das mit Abstand beste Versprödungsverhalten zeigen die OPTIFER-Ia- und OPTIFER-VI-Stähle sowie die japanische Legierung F82H. Die Stähle GA3X und ORNL 3791 bewegen sich bei diesem Kriterium nur auf einem mittleren Bereich von -20 bis -30°C. Dies ist gleichzeitig die mit der K-Charge ermittelte Obergrenze der 10-11% Cr-NiMoVNb-Stähle. Die Werte der niedrig aktivierbaren Legierung OPTIFER-II und der restlichen kommerziellen Stähle liegen ungefähr bei Raumtemperatur.

Betrachtet man nun die Verbesserung der Versprödungseigenschaften der OPTIFER-Ia und -IV-Legierungen gegenüber der MANET-I-Legierung und betrachtet man weiterhin die bisherigen Ergebnisse aus dem Bestrahlungsprogramm FRUST/SIENA [23], so zeichnet sich mit den niedrig aktivierbaren Cr-W-Stählen eine Lösung der Werkstoff-Frage bei zukünftigen Fusionskraftwerken ab.

7 ZUSAMMENFASSUNG

Während der Vorbereitungsphase des Bestrahlungsprogramms MANITU wurde ein Vergleich zwischen zwei unterschiedlichen Probenherstellungsverfahren (Fräsen und Drahterodieren) angestellt. Die Vorteile des Drahterodierverfahrens lagen bei der Einhaltung von kleineren Toleranzmaßen sowie bei einer guten Reproduzierbarkeit. Außerdem sind die Oberflächen vor allem im Kerbgrund der Kerbschlagbiegeproben homogen und ohne Kaltverformungsstellen, also frei von Eigenspannungen. Die Kerbschlageigenschaften bei Cr-W-Stählen sind bei beiden Herstellungsverfahren vergleichbar. Bei den 10-11% Cr-NiMoVNb-Legierungen wurden jedoch deutliche Unterschiede festgestellt. Die Kerbschlageigenschaften der erodierten Proben sind besser als die der gefrästen Proben. Aufgrund dieser Voruntersuchungen wurden alle Proben für das MANITU-Programm mittels Drahterodieren hergestellt.

Bei der Auswertung der Kerbschlagbiegeversuche mit den unbestrahlten Referenzproben aus dem MANITU-Programm zeichnete sich eine deutliche Verbes-

serung des Verspödungsverhaltens der niedrig aktivierbaren Cr-WVTa-Legierungen gegenüber den kommerziellen 10-11% Cr-NiMoVNb-Stählen ab. Bewertet man die Versprödung der martensitischen Stähle nach einem designgerechten Verfahren, so schneiden die im IMF entwickelten OPTIFER-Ia- und OPTIFER-IV-Chargen sowie die japanische Legierung F82H am besten ab.

Da aus anderen Untersuchungen bekannt ist, daß bei diesen Legierungen das volle Potential durch die angewandte Wärmebehandlungen noch lange nicht ausgeschöpft ist, kann man erwarten, daß das Werkstoffproblem bei der Kernfusionsforschung mit den neu entwickelten niedrig aktivierbaren Legierungen zu lösen ist. Eine weitere Bestätigung kann jedoch erst durch den Abschluß der Nachbestrahlungsuntersuchungen erfolgen.

8 DANKSAGUNG

Die Autoren danken Herrn Schweiger für die Durchführung der Wärmebehandlung der Materialstücke und den Herren Graf und Zimmermann für die metallographischen Untersuchungen.

Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen des Projekts Kernfusion des Forschungszentrums Karlsruhe durchgeführt und ist ein von den Europäischen Gemeinschaften geförderter Beitrag im Rahmen des Fusionstechnologieprogramms.

9 LITERATURVERZEICHNIS

- [1] M. Rieth, B. Dafferner, C. Wassilew, Der Einfluß von Wärmebehandlung und Neutronenbestrahlung auf die Kerbschlageigenschaften des martensitischen 10,6% Cr-Stahls MANET-I, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5243, September 1993.
- [2] W. Böhme, W. Klemm, Ergebnisse des Ringtests „Kerbform“ der DVM-Arbeitsgruppe „Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch“, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, IWM-Bericht W 7/93, November 1993.
- [3] K.K. Bae, K. Ehrlich and A. Möslang, Tensile behaviour and microstructure of the helium and hydrogen implanted 12% Cr steel MANET, J. Nucl. Mater. 191-194 (1992) 905-909.
- [4] R.L. Klueh, Irradiation effects on mechanical properties: U.S. Studies, Proceedings of the Workshop on Ferritic/Martensitic Steels, JAERI Tokyo, Japan, 26-28 October, 1992, 311-339.
- [5] N.S. Cannon and D.S. Gelles, Charpy impact test results from low activation alloys irradiated to 10 dpa at 365°C, J. Nucl. Mater. 186 (1991) 68-76.
- [6] Proceedings of the Second Fusion Reactor Materials Forum, held at Sendai and Zao, Sept. 28-29, 1990, 441.
- [7] M. Schirra, S. Heger, H. Meinzer, B. Ritter, W. Schweiger, Untersuchungen zum Vergütungsverhalten, Umwandlungsverhalten und der mechanischen Eigenschaften am martensitischen Stahl 1.4914 (NET-Charge MANET-I), Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 4561, Juni 1989.
- [8] M. Schirra, P. Graf, S. Heger, H. Meinzer, W. Schweiger, H. Zimmermann, MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5177, Mai 1993.
- [9] L.O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer, Zug- und Kerbschlageigenschaften des martensitischen Stahles MANET-II und deren Optimierung, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5245, Oktober 1993.
- [10] E. Materna-Morris, Mikrostrukturelle Untersuchungen und Fraktographie an einem Nb-haltigen martensitischen 12%-Chromstahl (DIN 1.4914) mit abgesenktem Stickstoffgehalt, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 4288, Juli 1989.
- [11] M. Rieth, B. Dafferner, C. Wassilew, Der Einfluß der chemischen Zusammensetzung verschiedener Hüllkastenwerkstoffe vom Typ 1.4914 auf die Kerbschlageigenschaften vor und nach Neutronenbestrahlung, Jahrestagung Kerntechnik, Deutsches Atomforum e.V., Stuttgart, Mai 1994, 347-350.
- [12] M. Schirra, Charakterisierende thermische und mechanische Untersuchungen an einem Nb-legierten martensitischen 12% Cr-Stahl (W.Nr. 1.4914) mit abgesenktem Stickstoffgehalt, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 3640, August 1984.

- [13] M. Schirra, S. Heger, Der Einfluß des δ -Ferrit-Gehaltes auf die Vergütungseigenschaften und das Zugfestigkeits- und Zeitstandverhalten eines Cr-Ni-Mo-V-Nb-Stahles mit 9-14 % Chrom, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5080, Februar 1994.
- [14] M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer, Bestrahlungsprogramm SAMARCANDE, Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5264, August 1994
- [15] R.L. Klueh, K. Ehrlich and F. Abe, Ferritic / martensitic steels: promises and problems, J. Nucl. Mater. 191-194 (1992) 116-124.
- [16] R.L. Klueh and D.J. Alexander, Charpy impact behavior of irradiated reduced-activation steels, J. Nucl. Mater. 212-215 (1994) 736-740.
- [17] A. Kohyama, Y. Kohno, K. Asakura, H. Kayano, R&D of low activation ferritic steels for fusion in Japanese universities, J. Nucl. Mater. 212-215 (1994) 684-689.
- [18] A. Kohyama, Y. Kohno, K. Asakura, M. Yoshino, C. Namba, C.R. Eiholzer, Irradiation creep of low-activation ferritic steels in FFTF / MOTA, J. Nucl. Mater. 212-215 (1994) 715-754.
- [19] M. Schirra, K. Ehrlich, OPTIMAR, ein hochfester martensitischer CrNi-MoVNb-Stahl mit 10.5% Chrom und 0.11% Kohlenstoff mit guten Zähigkeitseigenschaften, VDI-Werkstofftag, Aachen, 15.-16. März 1995, im VDI-Bericht 1151-95.
- [20] L. Schäfer, H. Kempe, OPTIFER-IV, a martensitic 9% Cr-steel with high impact toughness, 18th Symposium on Fusion Technology, Karlsruhe, August 22-26, 1994.
- [21] L. Schäfer, H. Kempe, Metallkundliche und mechanische Untersuchungen an dem schwach aktivierbaren martensitischen Chromstahl OPTIFER-IV, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5353, August 1994.
- [22] L. Schäfer, interne Mitteilung, Institut für Materialforschung, Forschungszentrum Karlsruhe, Januar 1995.
- [23] M. Rieth, B. Dafferner, H.D. Röhrig, C. Wassilew, The charpy impact properties of martensitic 10.6% Cr steel (MANET-I) before and after neutron exposure, 3rd Internat. Symp. on Fusion Nuclear Technology, Los Angeles, Calif., June 27 - Juli 1, 1994.

10 ANHANG

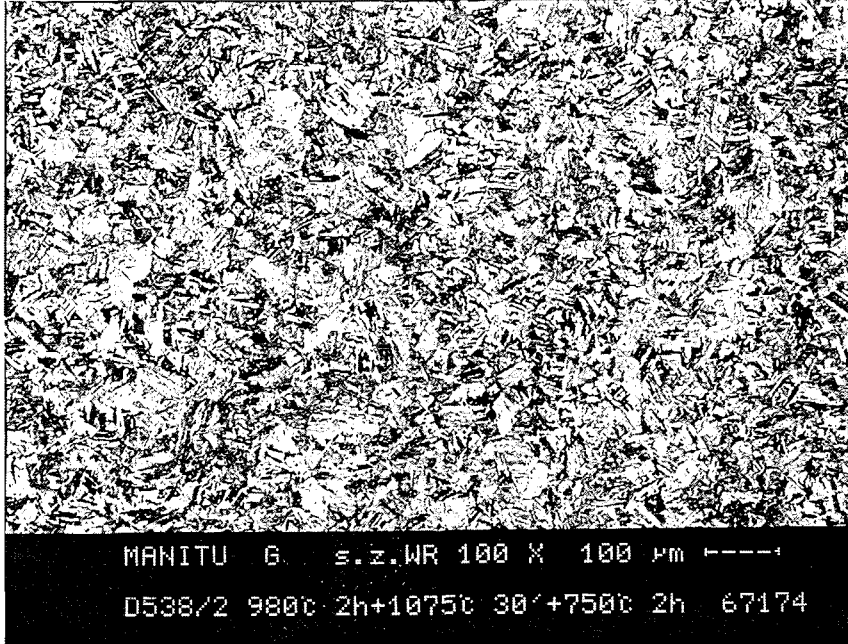
10.1 DOKUMENTATION DER MATERIALBEARBEITUNG

10.1.1 Kaltverformung, Wärmebehandlung

Die Legierungen, die in Blechform vorlagen, wurden auf ein einheitliches Endmaß kaltgewalzt. Dadurch ergab sich je nach Dicke des Ausgangsmaterials ein unterschiedlicher Kaltverformungsgrad vor der Endwärmebehandlung. Abschließend wurde von jedem Materialstück die Härte gemessen.

Werkstoff	Kaltverformungsgrad	Endwärmebehandlung	Metallographie Nr.	Härte HV2
K - Charge	27%	1075°C/ 0,5h + 765°C/2h	D495	238
OPTIMAR	--	965°C/2h + 1075°C/ 0,5h + 700°C/2h	D485	308
MANET I	23%	980°C/2h + 1075°C/ 0,5h + 750°C/2h	D464	279
MANET II	27%	965°C/2h + 1075°C/ 0,5h + 750°C/2h	D463	274
OPTIFER Ia	--	1075°C/ 0,5h + 780°C/2h	D575	199
OPTIFER II	--	950°C/2h + 780°C/2h	D576	206
OPTIFER IV	--	1000°C/ 0,5h + 730°C/2h		
F82H	20%	1040°C/ 0,5h + 750°C/2h	D493	227
ORNL	22%	1050°C/ 0,5h + 750°C/2h	D494	245
GA3X	25%	1000°C/1h + 700°C/2h	D465	256

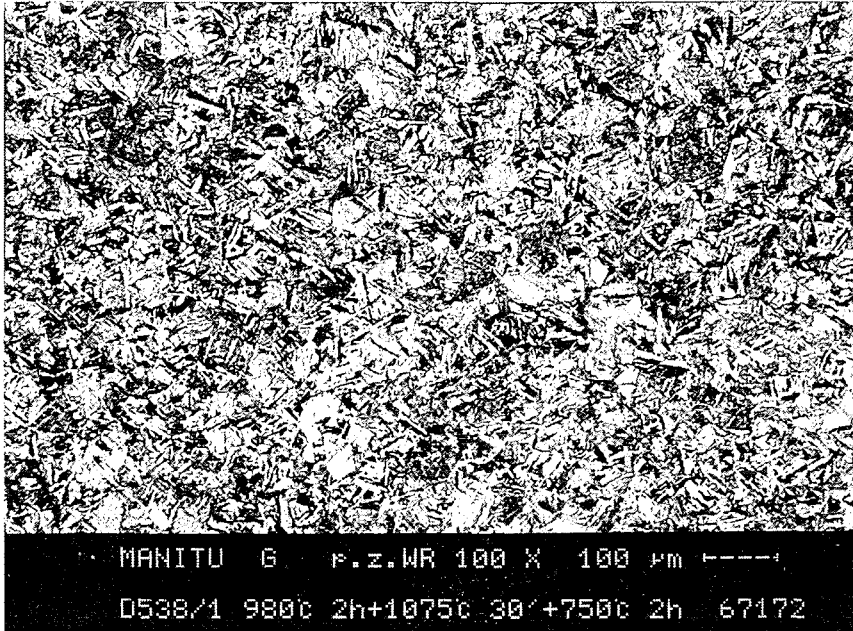
10.1.2 Metallographie



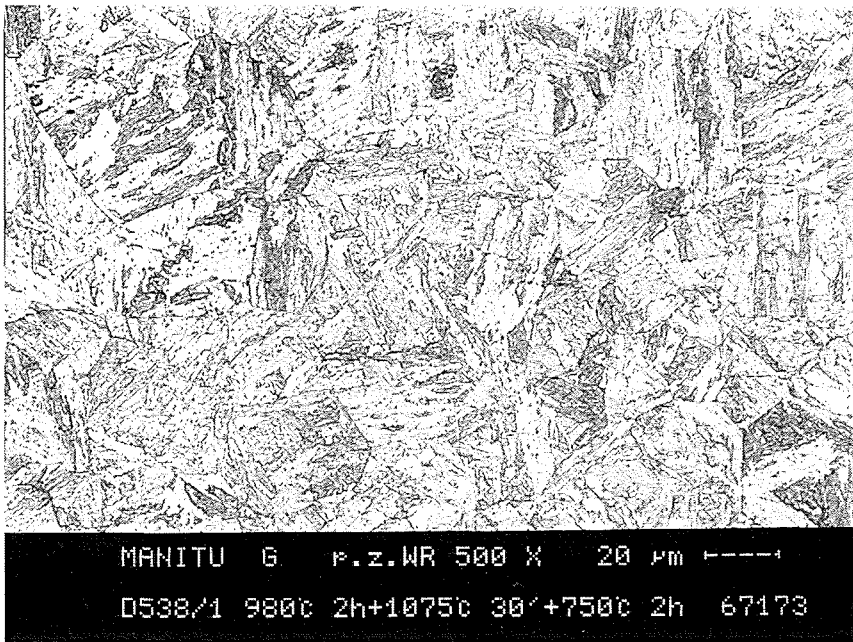
MANET-I, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



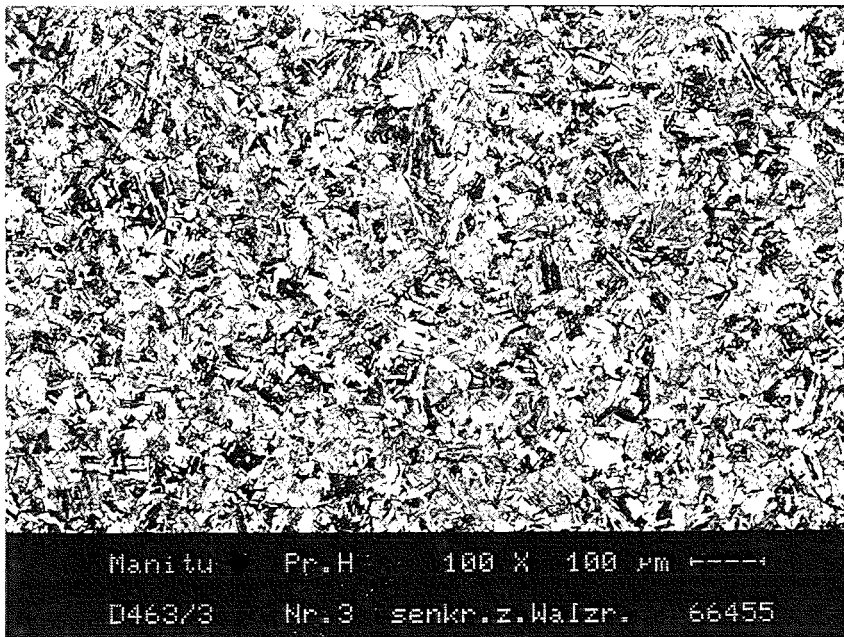
MANET-I, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



MANET-I, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



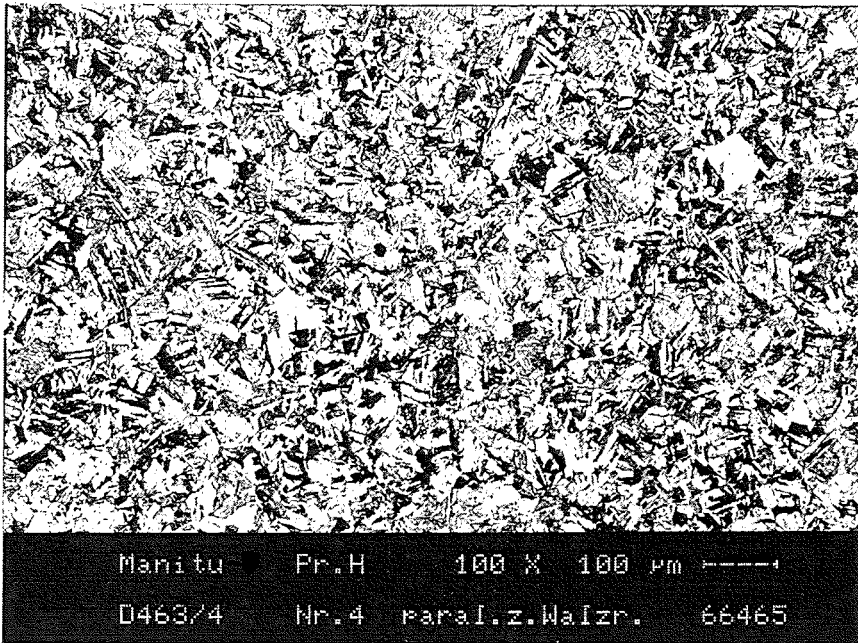
MANET-I, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



MANET-II, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



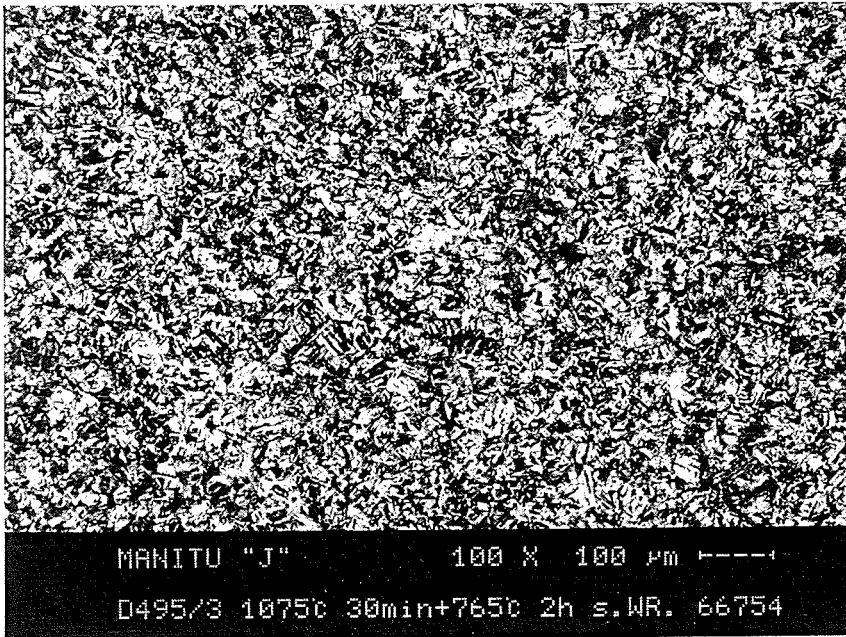
MANET-II, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



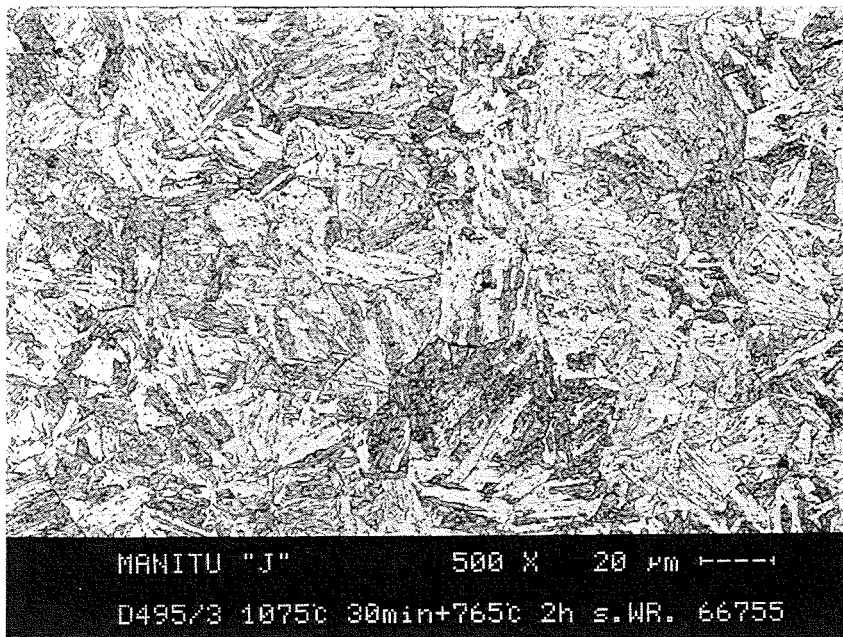
MANET-II, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



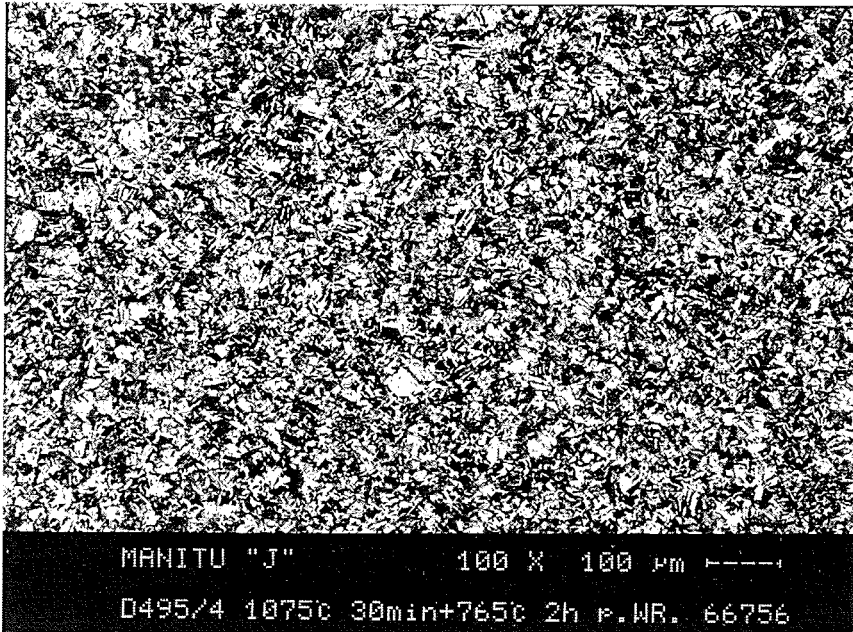
MANET-II, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



K-Charge, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



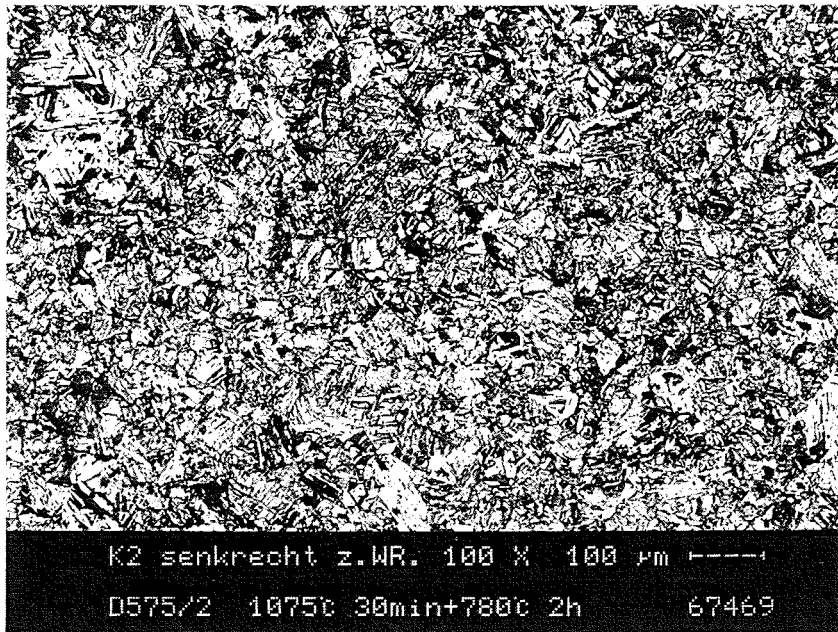
K-Charge, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



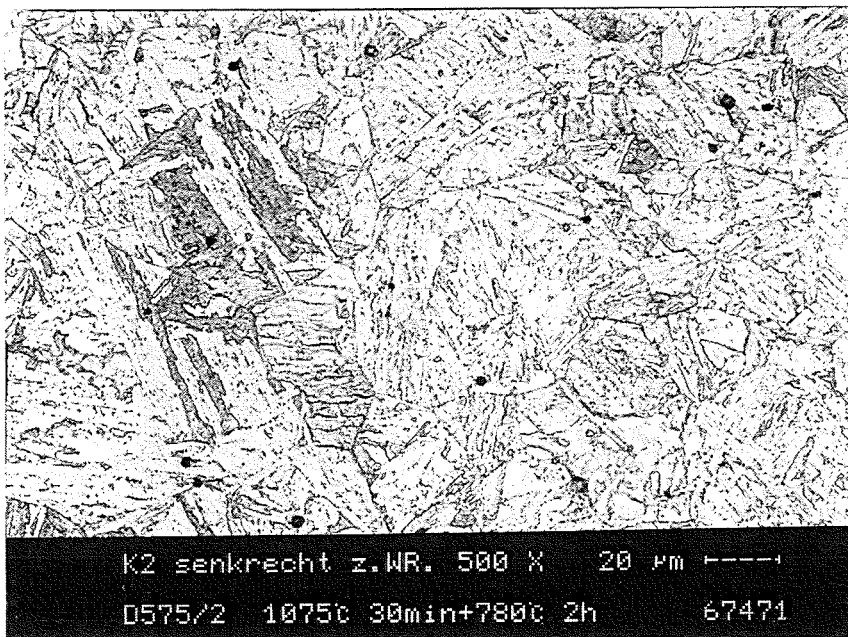
K-Charge, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



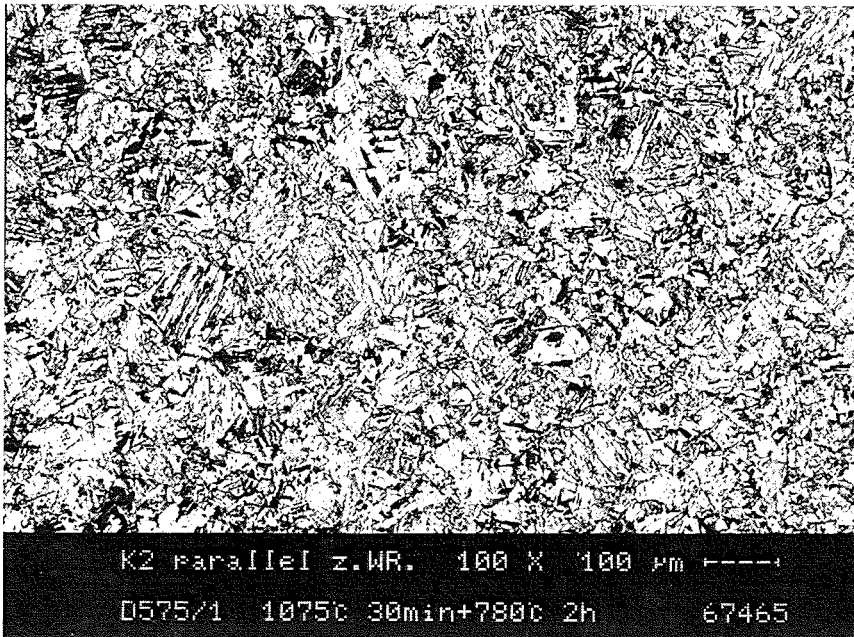
K-Charge, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



OPTIFER-Ia, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



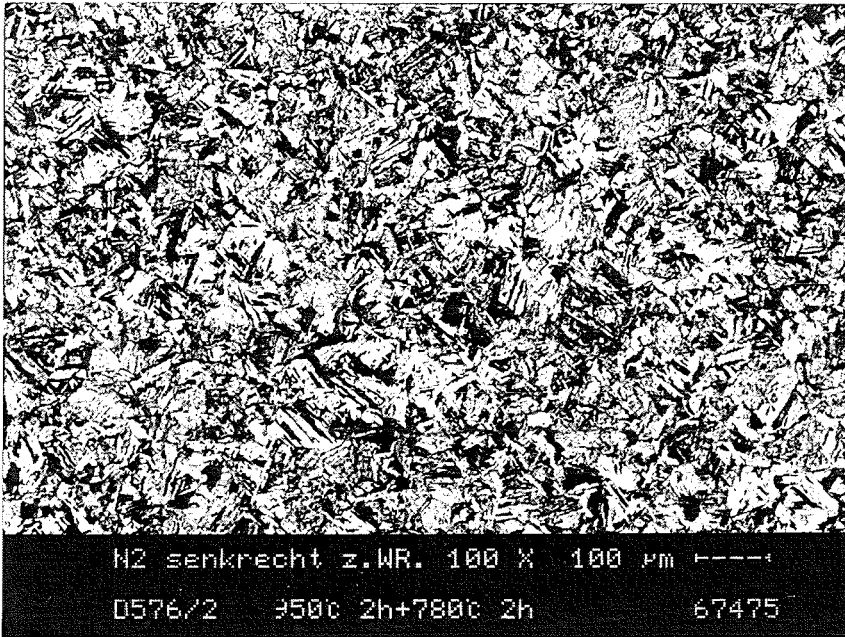
OPTIFER-Ia, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



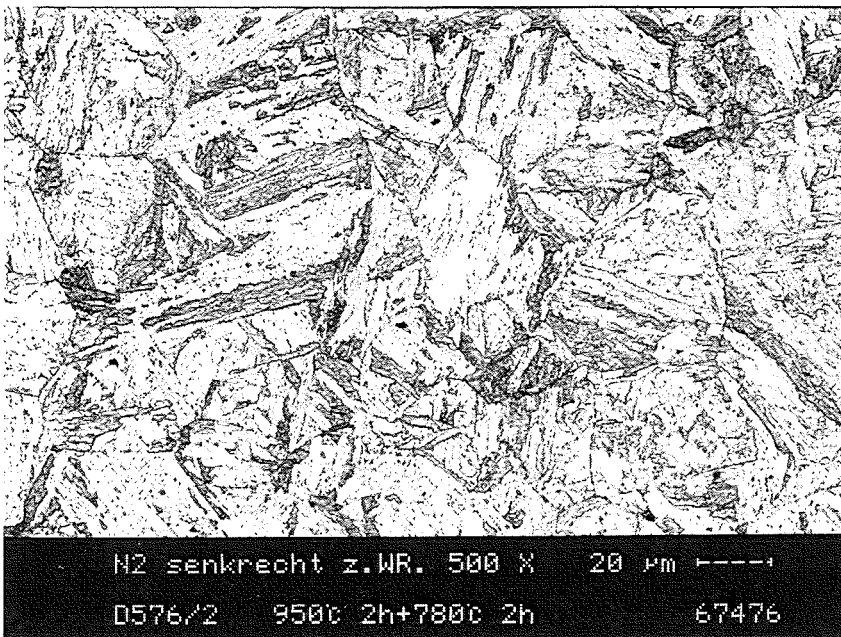
OPTIFER-1a, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



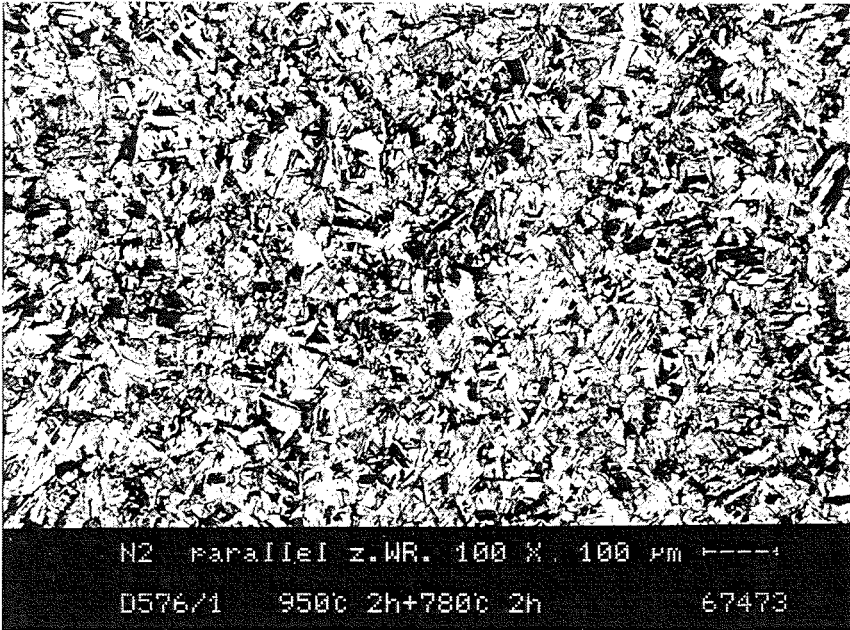
OPTIFER-1a, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



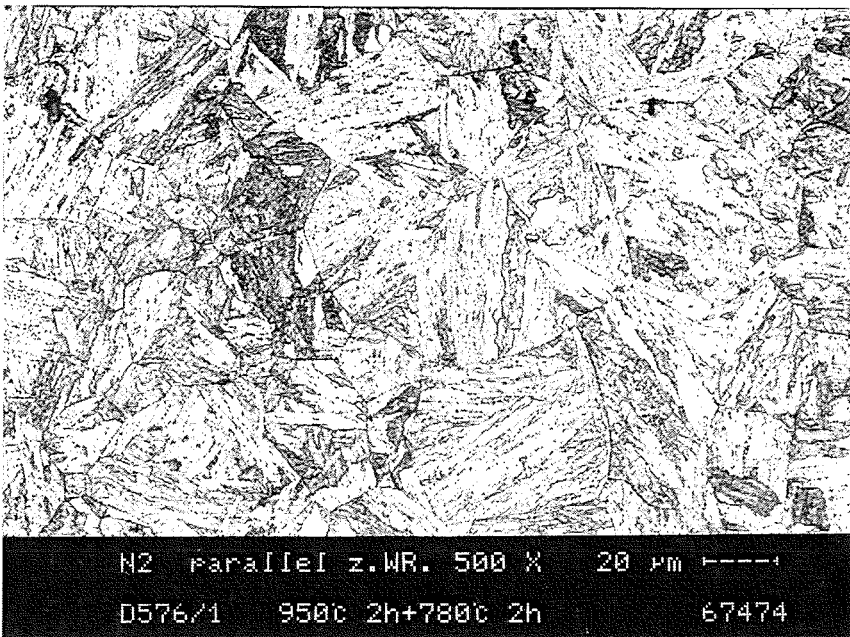
OPTIFER-II, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



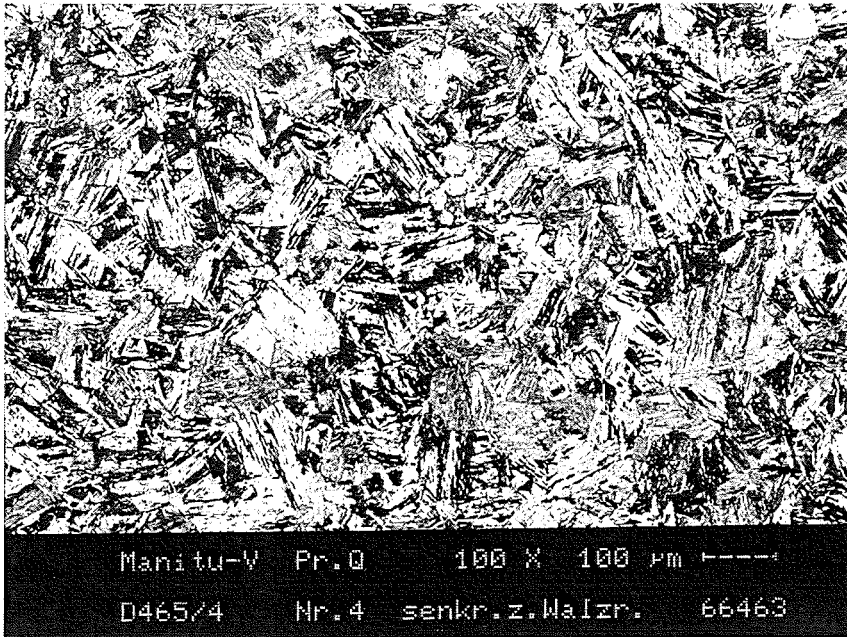
OPTIFER-II, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



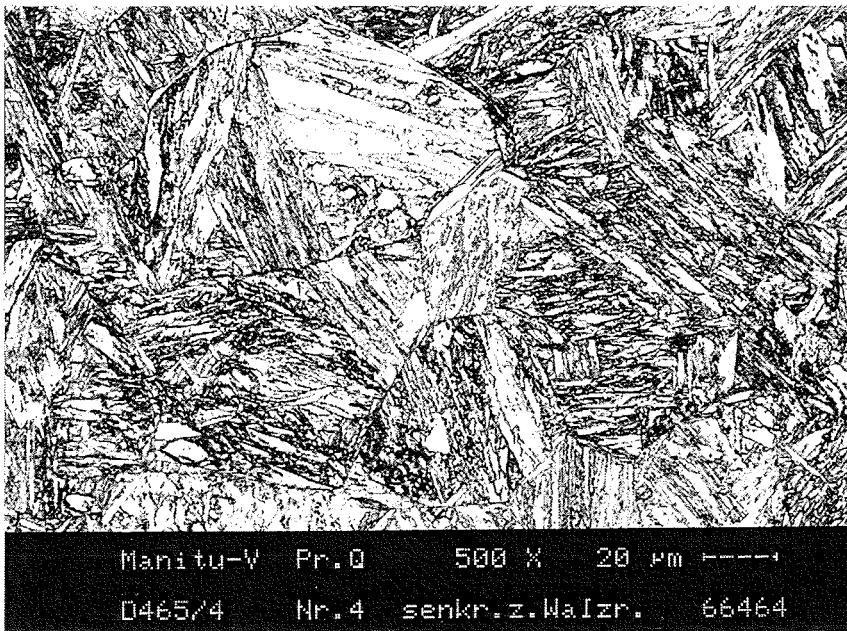
OPTIFER-II, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



OPTIFER-II, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



GA3X, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



GA3X, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



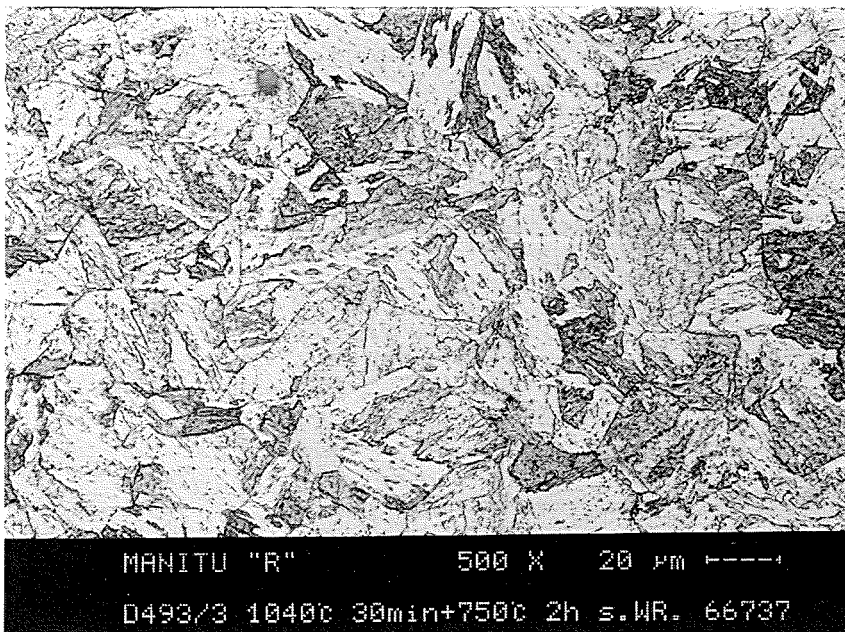
GA3X, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



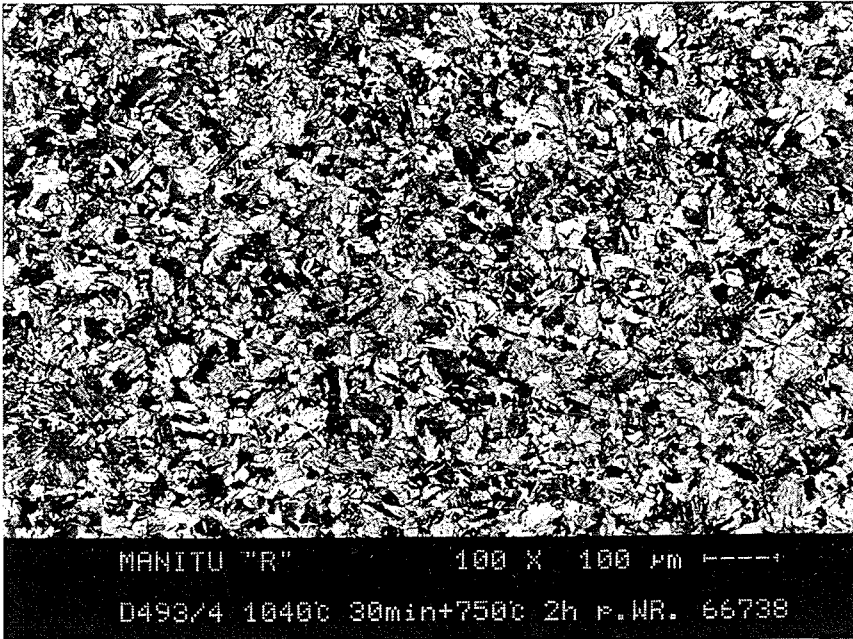
GA3X, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



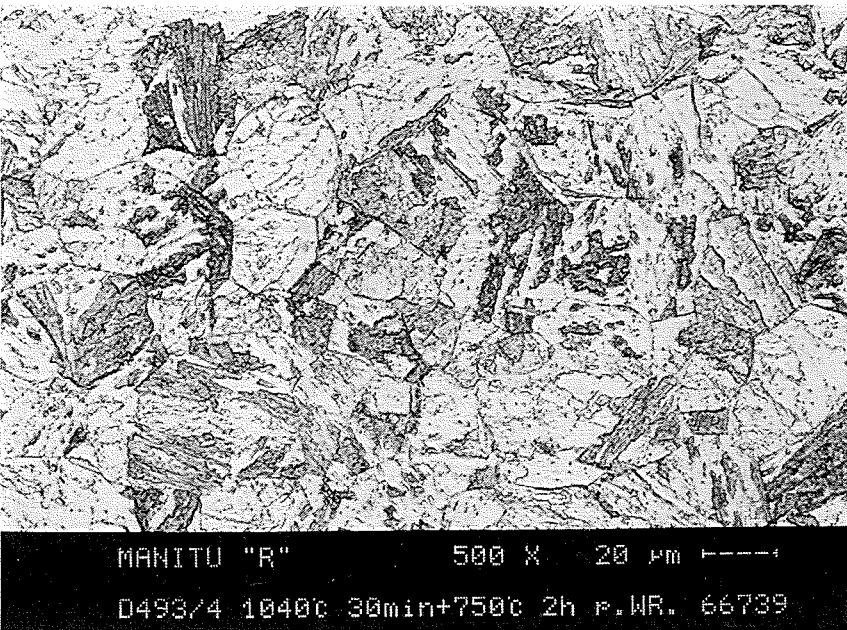
F82H, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



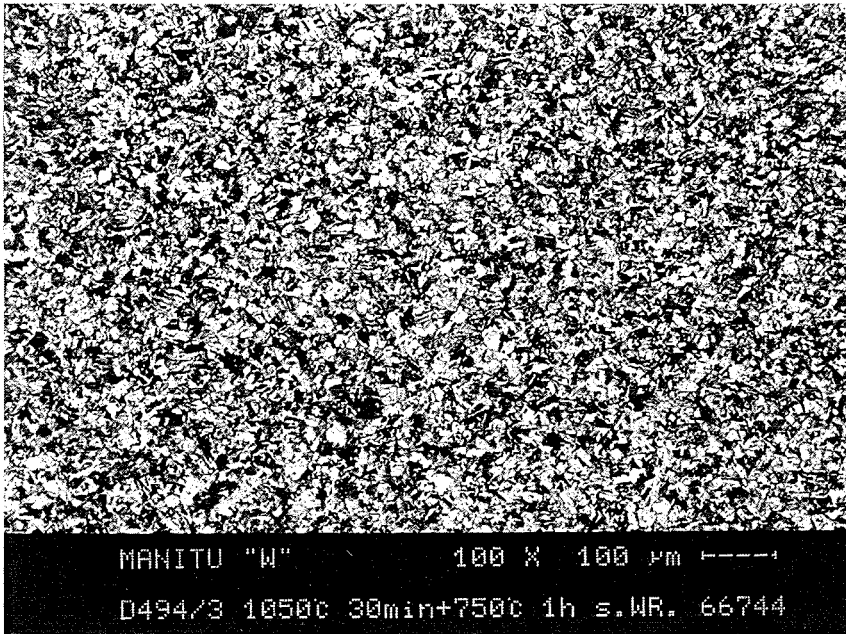
F82H, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



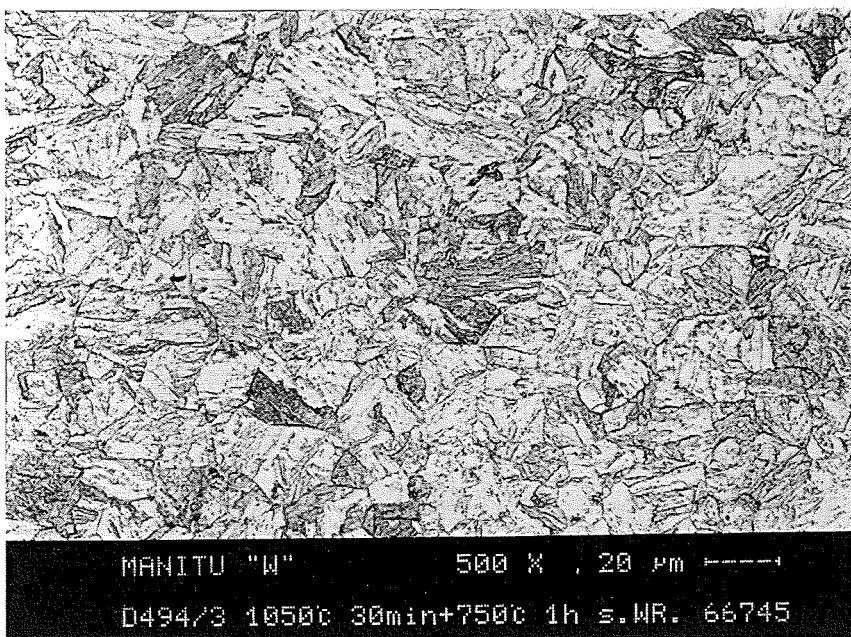
F82H, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



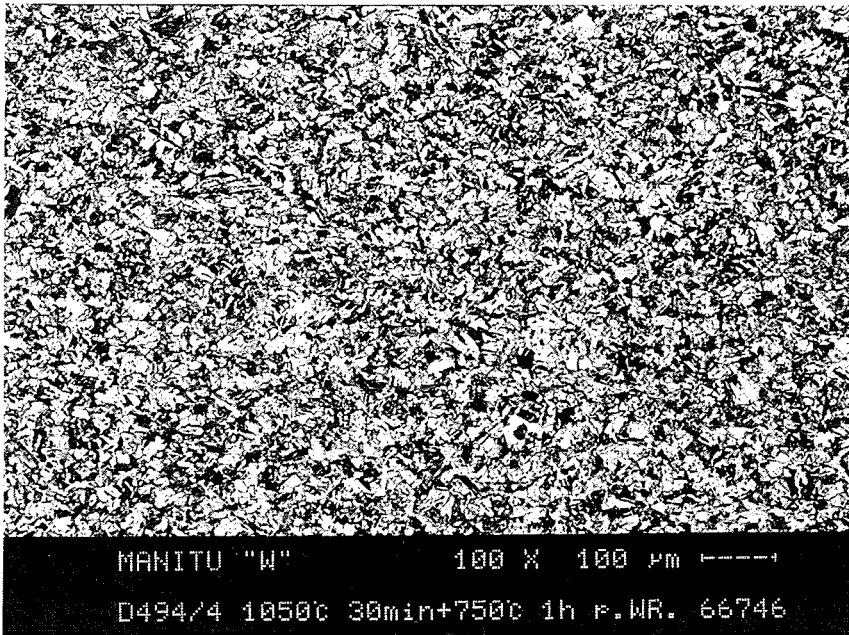
F82H, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



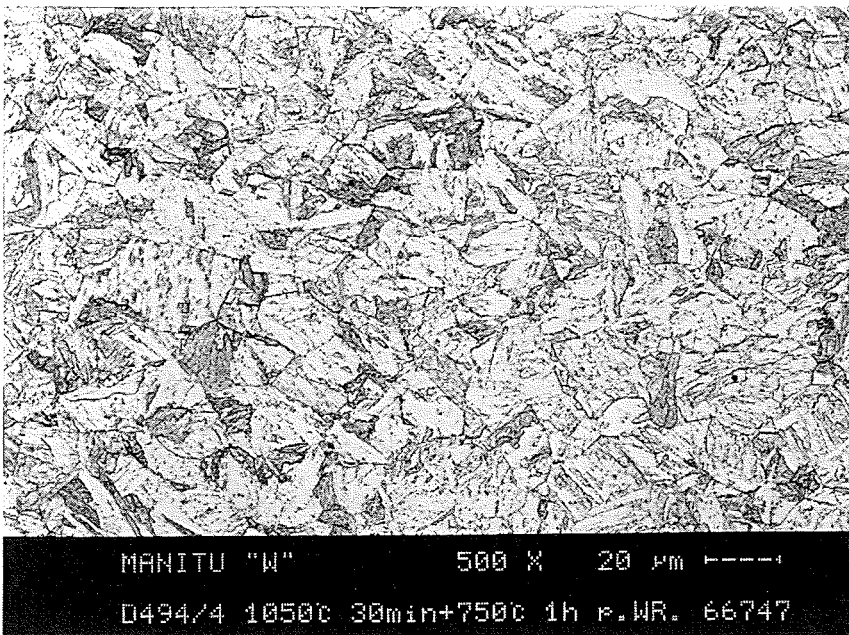
ORNL 3791, senkrecht zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



ORNL 3791, senkrecht zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung



ORNL 3791, parallel zur Walzrichtung, 100-fache Vergrößerung



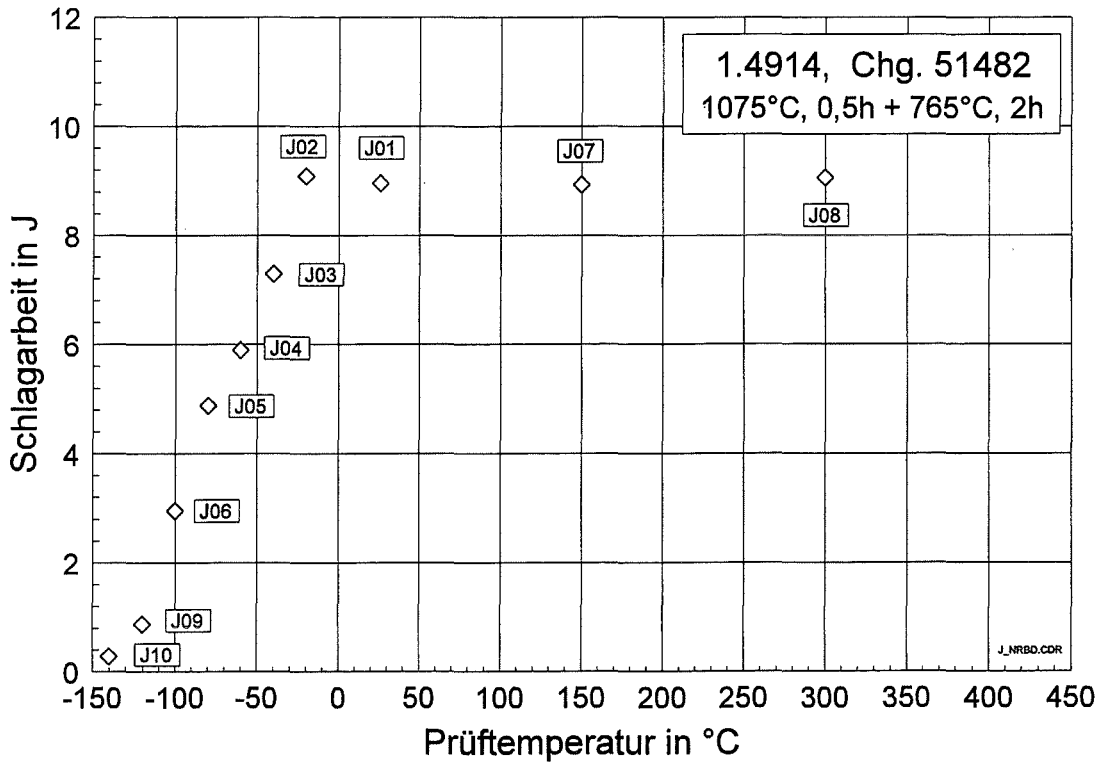
ORNL 3791, parallel zur Walzrichtung, 500-fache Vergrößerung

10.2 VERSUCHSERGEBNISSE UND PROBENZUORDNUNG

10.2.1 K-Charge

Wärmebehandlung: 1075°C/0,5h + 765°C/2h

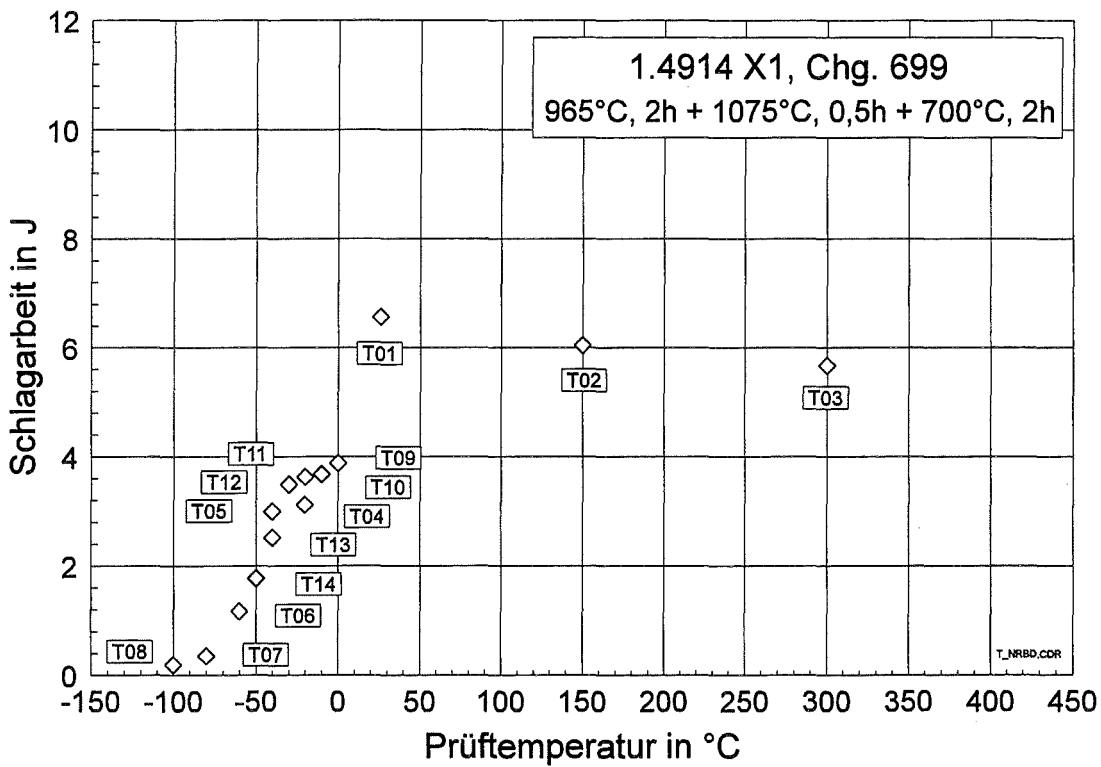
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
J01	26	8,96	J06	-100	2,95
J02	-20	9,09	J07	150	8,93
J03	-40	7,29	J08	300	9,06
J04	-60	5,89	J09	-120	0,87
J05	-80	4,88	J10	-140	0,28



10.2.2 OPTIMAR

Wärmebehandlung: 965°C/2h + 1075°C/0,5h + 700°C/2h

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
T01	26	6,57	T08	-100	0,19
T02	150	6,04	T09	±0	3,88
T03	300	5,67	T10	-10	3,68
T04	-20	3,13	T11	-20	3,63
T05	-40	3,00	T12	-30	3,49
T06	-60	1,17	T13	-40	2,52
T07	-80	0,35	T14	-50	1,77

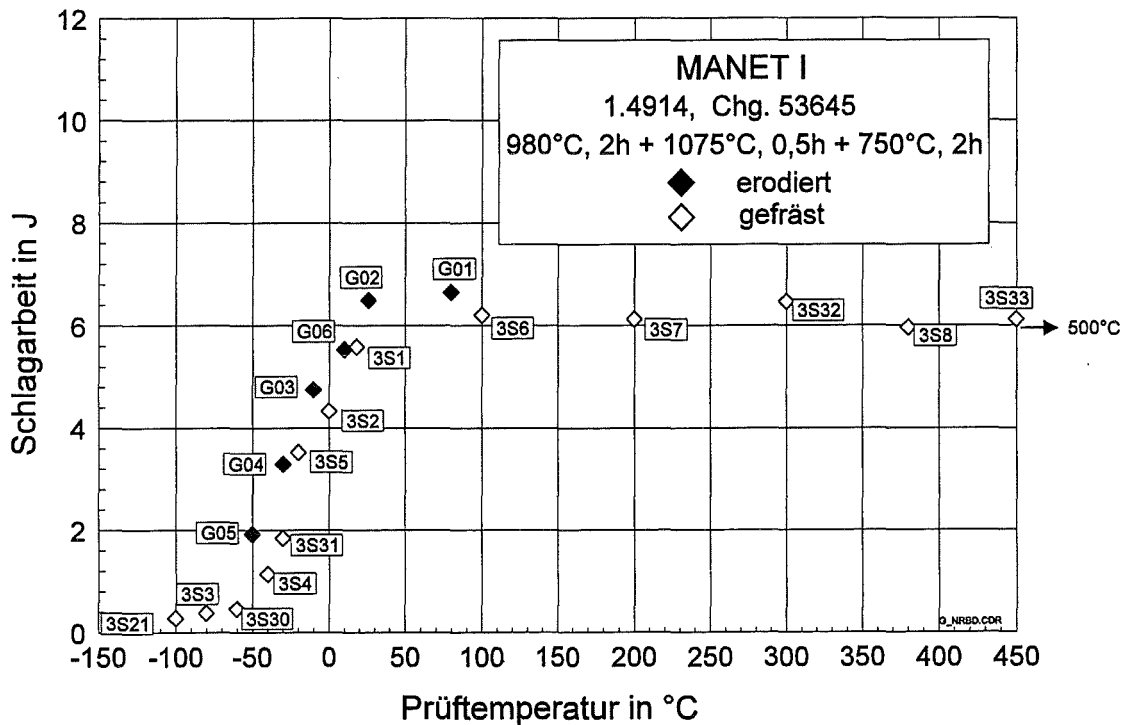


10.2.3 MANET-I

Wärmebehandlung: 980°C/2h + 1075°C/0,5h + 750°C/2h

Probenfertigung: 3Sxx durch Fräsen, Gxx durch Drahterodieren

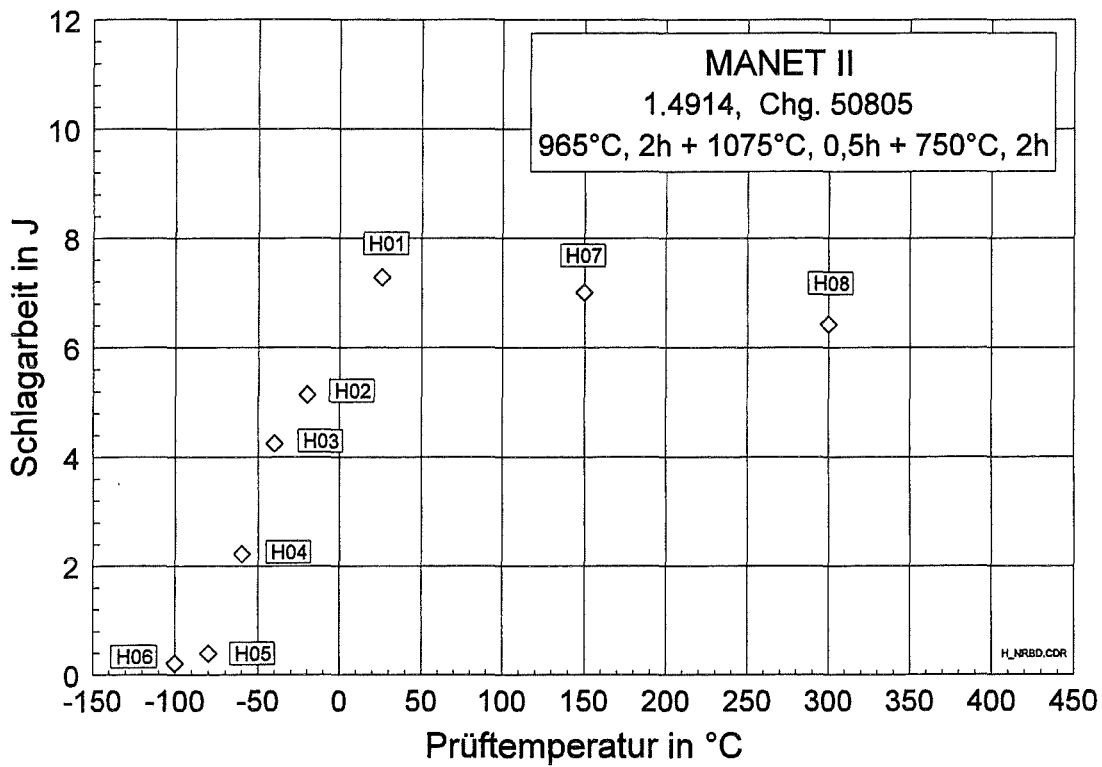
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
3S1	18	5,59	3S8	380	5,96
3S2	±0	4,33	3S21	-100	0,28
3S3	-80	0,38	3S30	-60	0,46
3S4	-40	1,14	3S31	-30	1,84
3S5	-20	3,52	3S32	300	6,46
3S6	100	6,20	3S33	500	6,12
3S7	200	6,12			
G01	80	6,65	G04	-30	3,29
G02	26	6,49	G05	-50	1,92
G03	-10	4,75	G06	10	5,54



10.2.4 MANET-II

Wärmebehandlung: 965°C/2h + 1075°C/0,5h + 750°C/2h

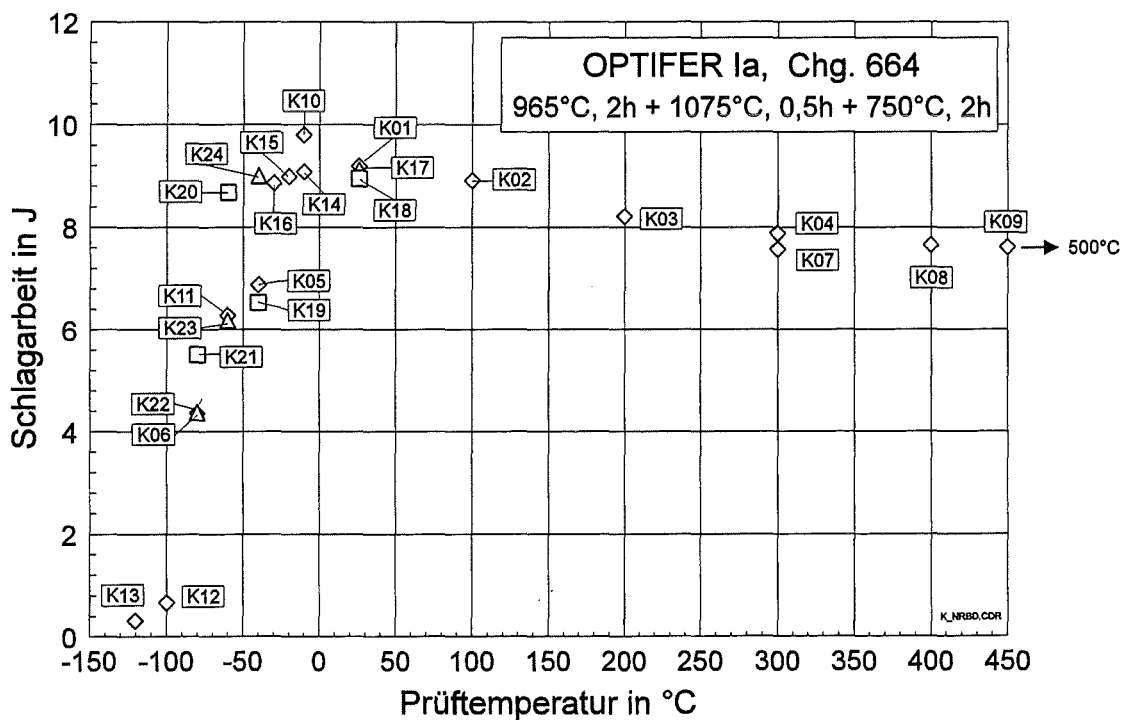
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
H01	26	7,28	H05	-80	0,39
H02	-20	5,14	H06	-100	0,21
H03	-40	4,25	H07	150	7,00
H04	-60	2,22	H08	300	6,42



10.2.5 OPTIFER-Ia

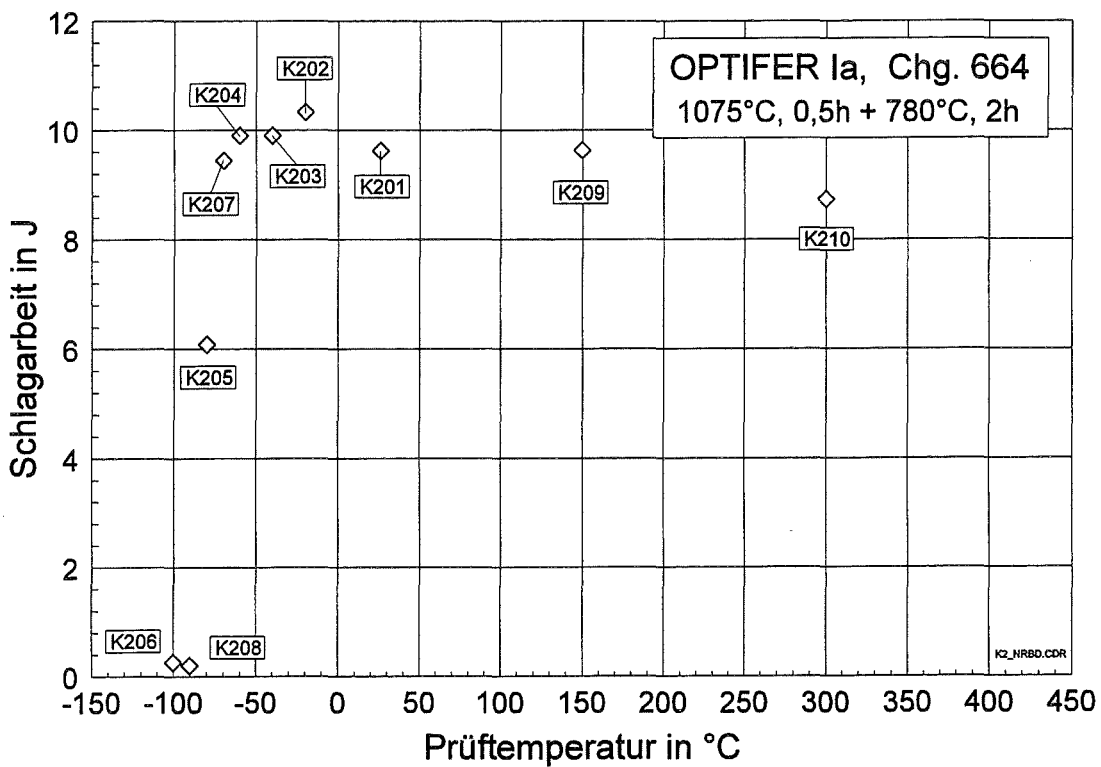
Wärmebehandlung: 965°C/2h + 1075°C/0,5h + 750°C/2h

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
K01	26	9,19	K09	500	7,61
K02	100	8,91	K10	-10	9,80
K03	200	8,21	K11	-60	6,28
K04	300	7,88	K12	-100	0,66
K05	-40	6,88	K13	-120	0,31
K06	-80	4,36	K14	-10	9,08
K07	300	7,57	K15	-20	8,99
K08	400	7,65	K16	-30	8,86
K17	26	9,12	K18	26	8,95
K24	-40	9,00	K19	-40	6,53
K23	-60	6,18	K20	-60	8,68
K22	-80	4,37	K21	-80	5,51



Wärmebehandlung: 1075°C/0,5h + 780°C/2h

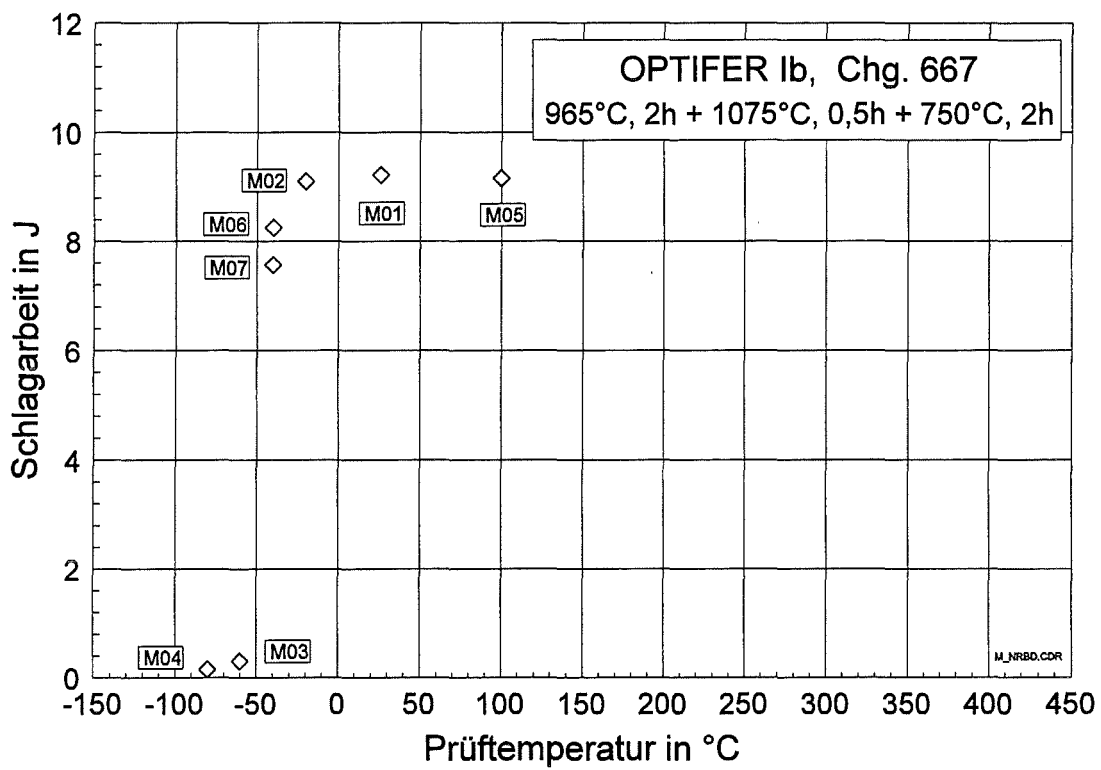
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
K201	26	9,62	K206	-100	0,26
K202	-20	10,33	K207	-70	9,44
K203	-40	9,90	K208	-90	0,20
K204	-60	9,90	K209	150	9,63
K205	-80	6,08	K210	300	8,73



10.2.6 OPTIFER-Ib

Wärmebehandlung: 965°C/2h + 1075°C/0,5h + 750°C/2h

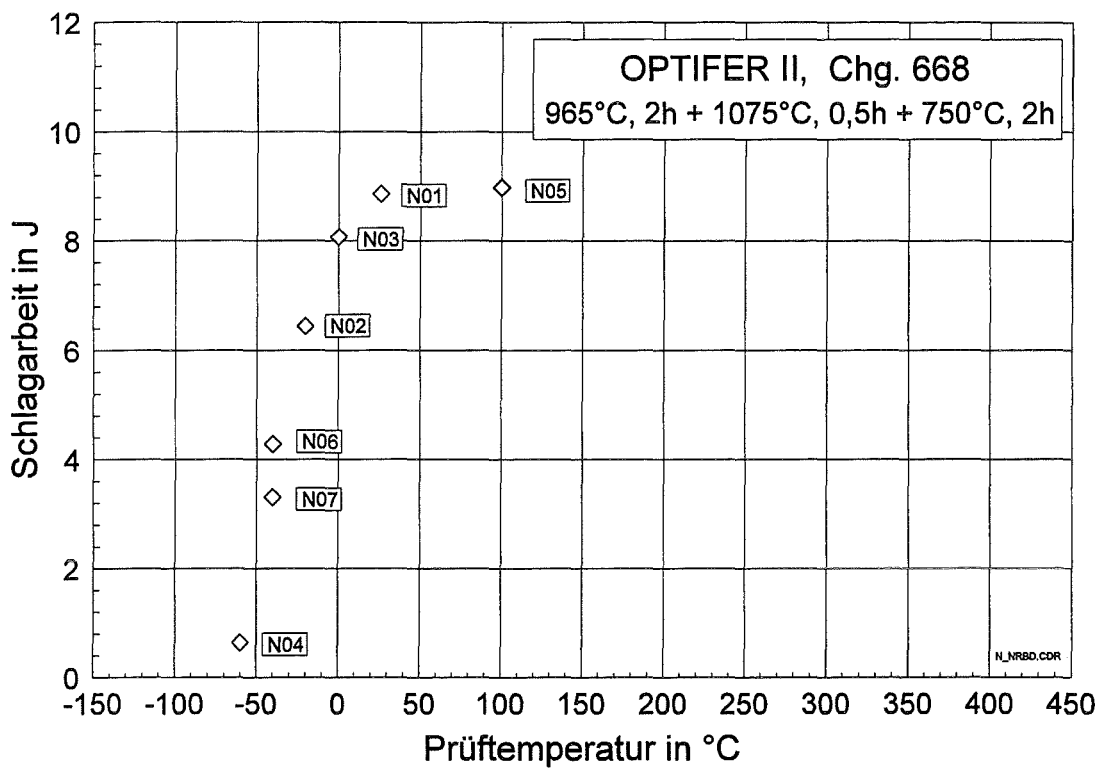
Proben-Nr.	Prüf-temperatur in °C	Schlag-arbeit in J	Proben-Nr.	Prüf-temperatur in °C	Schlag-arbeit in J
M01	26	9,22	M05	+100	9,16
M02	-20	9,10	M06	-40	8,25
M03	-60	0,30	M07	-40	7,56
M04	-80	0,15			



10.2.7 OPTIFER-II

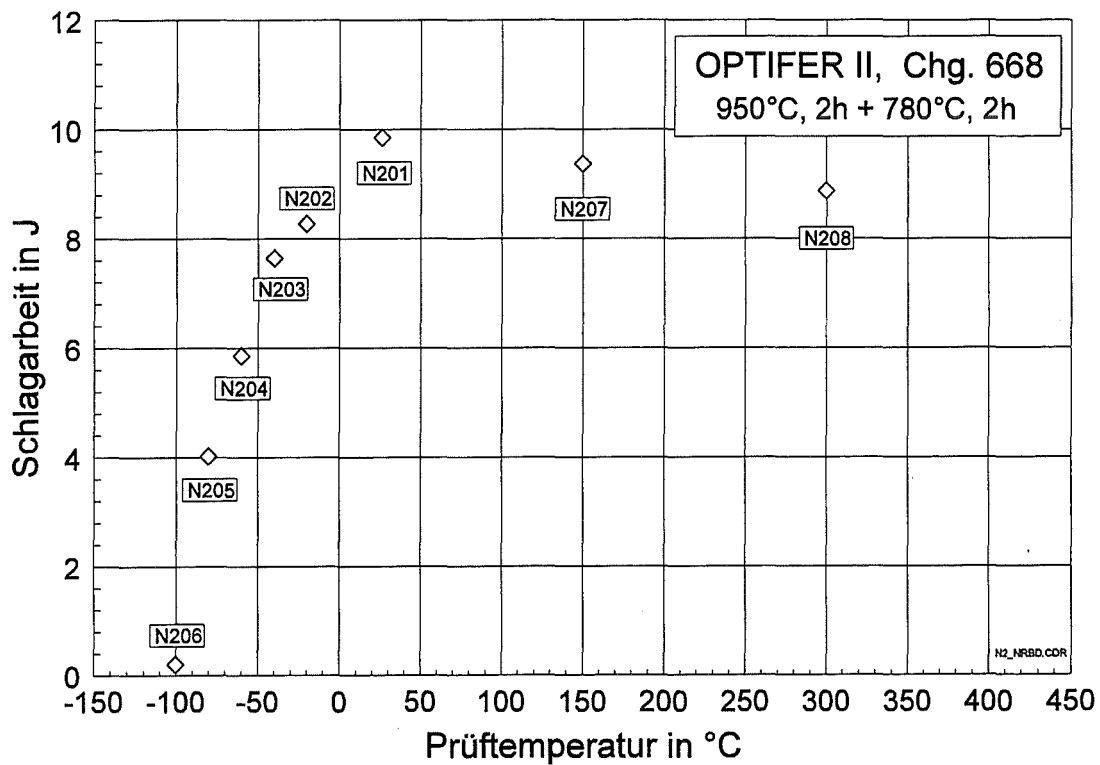
Wärmebehandlung: 965°C/2h + 1075°C/0,5h + 750°C/2h

Proben-Nr.	Prüf-temperatur in °C	Schlag-arbeit in J	Proben-Nr.	Prüf-temperatur in °C	Schlag-arbeit in J
N01	26	8,86	N05	+100	8,98
N02	-20	6,44	N06	-40	4,28
N03	±0	8,07	N07	-40	3,31
N04	-60	0,63			



Wärmebehandlung: 950°C/2h + 780°C/2h

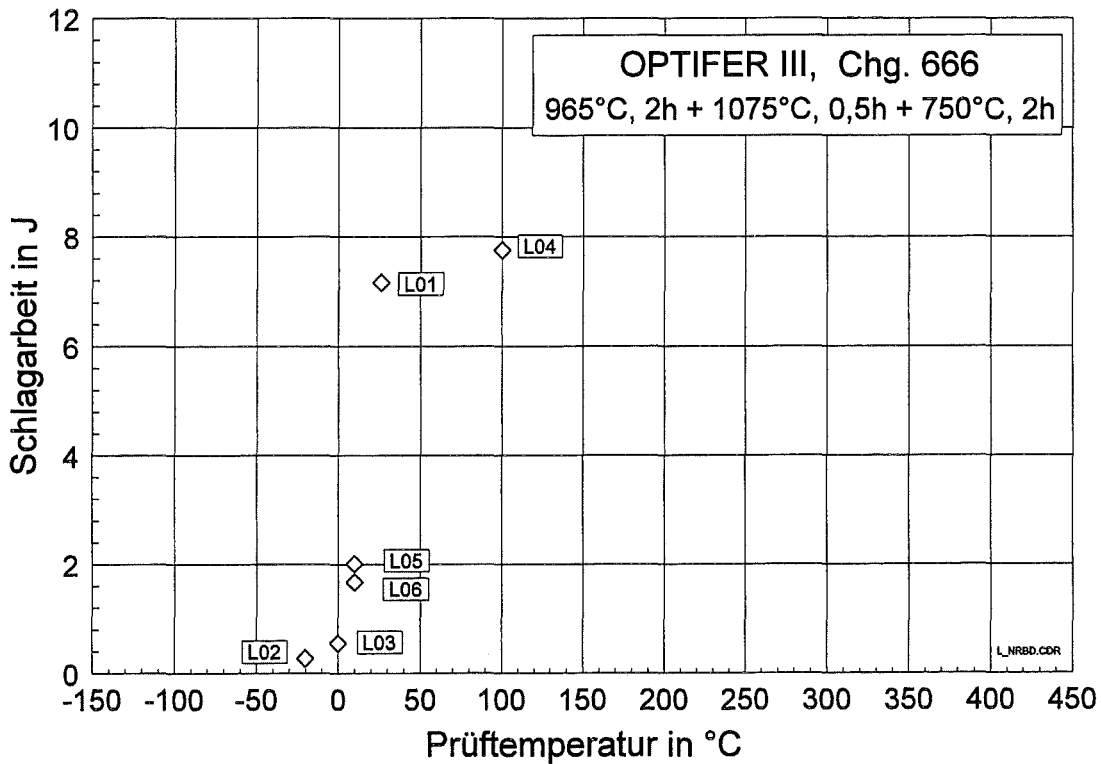
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
N201	26	9,85	N205	-80	4,02
N202	-20	8,27	N206	-100	0,20
N203	-40	7,64	N207	150	9,37
N204	-60	5,86	N208	300	8,87



10.2.8 OPTIFER-III

Wärmebehandlung: 965°C/2h + 1075°C/0,5h + 750°C/2h

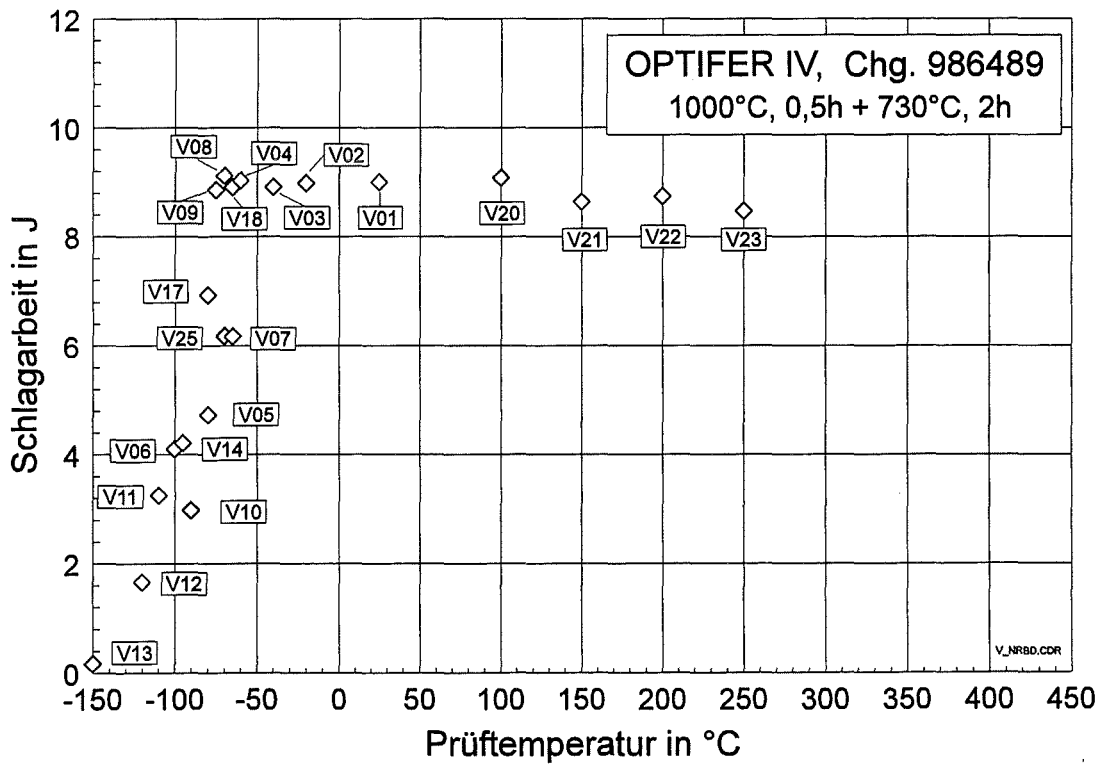
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
L01	26	7,16	L04	100	7,55
L02	-20	0,27	L05	10	2,01
L03	±0	0,55	L06	10	1,67



10.2.9 OPTIFER-IV

Wärmebehandlung: 1000°C/0,5h + 730°C/2h

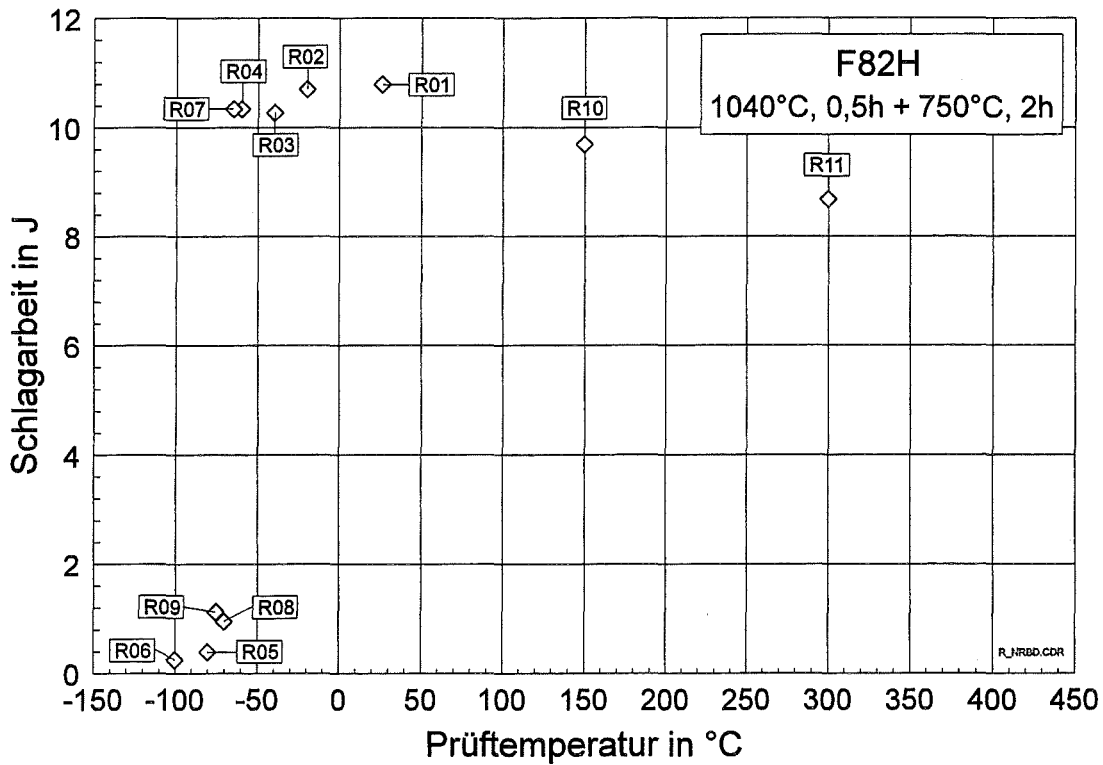
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
V01	25	9,00	V12	-120	1,66
V02	-20	8,98	V13	-150	0,17
V03	-40	8,91	V14	-95	4,21
V04	-60	9,03	V17	-80	6,93
V05	-80	4,73	V18	-65	8,91
V06	-100	4,10	V20	100	9,08
V07	-65	6,17	V21	150	8,64
V08	-70	9,12	V22	200	8,74
V09	-75	8,86	V23	250	8,47
V10	-90	2,98	V25	-70	6,18
V11	-110	3,25			



10.2.10 F82H

Wärmebehandlung: 1040°C/0,5h + 750°C/2h

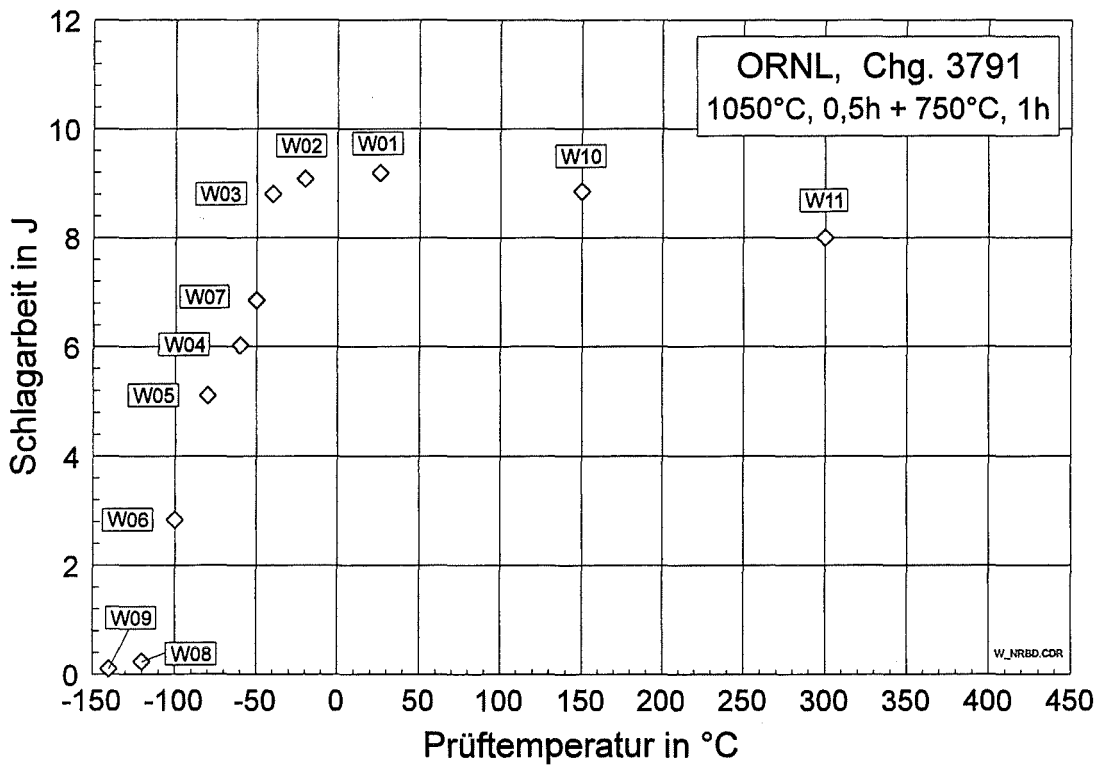
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
R01	26	10,79	R07	-65	10,34
R02	-20	10,70	R08	-70	0,95
R03	-40	10,27	R09	-75	1,12
R04	-60	10,34	R10	150	9,69
R05	-80	0,39	R11	300	8,68
R06	-100	0,25			



10.2.11 ORNL 3791

Wärmebehandlung: 1050°C/0,5h + 750°C/1h

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
W01	26	9,19	W07	-50	6,85
W02	-20	9,08	W08	-120	0,23
W03	-40	8,80	W09	-140	0,10
W04	-60	6,02	W10	+150	8,85
W05	-80	5,11	W11	300	8,00
W06	-100	2,83			



10.2.12 GA3X

Wärmebehandlung: 1000°C/1h + 700°C/2h

Proben-Nr.	Prüf-temperatur in °C	Schlag-arbeit in J	Proben-Nr.	Prüf-temperatur in °C	Schlag-arbeit in J
Q01	26	9,53	Q05	-80	3,67
Q02	-20	9,55	Q06	-100	0,30
Q03	-40	7,23	Q07	150	8,75
Q04	-60	4,87	Q08	300	8,52

