



Forschungszentrum Karlsruhe
in der Helmholtz-Gemeinschaft

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6976

Bestrahlungsprogramm HFR Phase Ib

Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit den bis 2,4 dpa bestrahlten Werkstoffen

H.-C. Schneider, B. Dafferner, H. Ries,
S. Lautensack, O. Romer

**Institut für Materialforschung
Hauptabteilung Versuchstechnik
Programm Kernfusion**

Association Forschungszentrum Karlsruhe / EURATOM

April 2004

Forschungszentrum Karlsruhe
in der Helmholtz-Gemeinschaft

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6976

Bestrahlungsprogramm HFR
Phase Ib

Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche
mit den bis 2,4 dpa bestrahlten Werkstoffen

H.-C. Schneider, B. Dafferner,
H. Ries, S. Lautensack, O. Romer

Institut für Materialforschung
Hauptabteilung Versuchstechnik
Programm Kernfusion
Association Forschungszentrum Karlsruhe / EURATOM

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

2004

Impressum der Print-Ausgabe:

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

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

**Mitglied der Hermann von Helmholtz-Gemeinschaft
Deutscher Forschungszentren (HGF)**

ISSN 0947-8620

KURZFASSUNG

Das Bestrahlungsprojekt HFR Phase 1b wurde im Rahmen des europäischen Langzeitprogramms für Materialentwicklung für die Kernfusion geplant und durchgeführt und stellt die Fortsetzung der High-Flux-Reaktor-Bestrahlungsprogramme dar, welche in früheren FZK-Berichten ausführlich dokumentiert sind. Das Problem der bestrahlungsinduzierten Versprödung bei den für Fusionsanwendungen in Frage kommenden martensitischen Werkstoffen ist nach wie vor nicht endgültig gelöst. Nach Auswertung der Kerbschlagbiegeversuche an mit bis zu 2,4 dpa bestrahlten Proben zeigten sich überragend bessere Eigenschaften der niedrig aktivierbaren 7-10% Cr-W(Ge)VTa-Legierungen gegenüber den modifizierten kommerziellen 10-11% Cr-NiMoVNb-Stählen. Der Schwerpunkt des Projektes Phase 1b liegt nun auf der Untersuchung von niedrig aktivierenden OPTIFER-Legierungen, die im Gegensatz zu den früher bestrahlten einen deutlich reduzierten Bor-Gehalt aufweisen, um die Bestrahlungsversprödung zu verringern. Im vorliegenden Bericht werden Ergebnisse aus den instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen des HFR Phase 1b Programms (Bestrahlungsdosis 2,4 dpa, Bestrahlungstemperaturen 250, 300, 350, 400 und 450°C) analysiert und im Vergleich zu den Ergebnissen des MANITU- und der HFR Phase 1a-Programms bewertet. Die besten Ergebnisse lieferte hierbei der OPTIFER-V-Stahl, der weitestgehend mit dem in einer Großcharge erschmolzenen und erst nach der Bestrahlung verfügbaren EUROFER97-Stahl identisch ist.

ABSTRACT

Irradiation Programme HFR Phase 1b:

Results of impact tests with the irradiated materials (2.4 dpa)

The irradiation project HFR Phase 1b was planned and carried out in the frame of the European Long-term Fusion Materials Development Programme. It represents the continuation of the former High-Flux-Reactor irradiation programmes which are documented in detail in former FZK-Reports. The problem of the irradiation induced embrittlement of possible martensitic alloy candidates is still not finally solved. After evaluation of sub-size Charpy tests with the 2.4 dpa irradiated specimens, the low activation 7-10%-Cr-W(Ge)VTa alloys showed outstandingly better characteristics compared to the modified commercial 10-11%-Cr-NiMoVNb steels. The emphasis of the Phase 1b project is now on the investigation of low activating OPTIFER-alloys, which exhibit in contrast to the previously irradiated OPTIFER-steels a clearly reduced boron content in order to reduce the irradiation embrittlement. In the present report the results of instrumented impact tests within the Phase 1b programme (irradiation dose 2.4 dpa, irradiation temperatures 250, 300, 350, 400, and 450°C) are analysed and assessed in comparison to the results of the MANITU- and HFR Phase 1a- irradiation programmes. Herein, the OPTIFER-V steel, which is nearly identical to the industrial heat EUROFER97 (which became available after the irradiation), supplied the best results.

1	EINLEITUNG.....	1
2	VERSUCHS- UND AUSWERTETECHNIK	3
3	DAS BESTRAHLUNGSPROGRAMM HFR PHASE IB.....	7
3.1	ÜBERBLICK	7
3.2	VERSUCHSMATERIALIEN	9
3.3	PROBENHERSTELLUNG.....	14
3.4	BESTRAHLUNGSDATEN UND PARAMETER	15
4	VERGLEICH DER MATERIALKENNWERTE.....	18
4.1	SCHLAGARBEIT IN DER HOCHLAGE (USE).....	18
4.2	SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR (DBTT).....	29
4.3	NIEDRIGSTE TEMPERATUR IN DER HOCHLAGE (LTUS).....	36
4.4	DYNAMISCHE STRECKGRENZE (σ_{yD})	41
4.5	VERSPRÖDUNG, FESTIGKEIT UND HOCHLAGEENERGIE	47
5	VERGLEICH DES BESTRAHLUNGSEINFLUSSES	55
5.1	REDUKTION DER ENERGIE IN DER HOCHLAGE.....	55
5.2	ERHÖHUNG DER SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR.....	59
5.3	ERHÖHUNG DER LTUS	63
5.4	ERHÖHUNG DER DYNAMISCHEN STRECKGRENZE	68
5.5	VERSPRÖDUNGS- UND FESTIGKEITZUNAHME.....	72
6	DISKUSSION	78
6.1	RELEVANZ DER UNTERSUCHUNGSERGEBNISSE	78
6.2	BEWERTUNG DER EINZELNEN LEGIERUNGEN	79
6.3	BOR-GEHALT UND VERSPRÖDUNG	84
7	ZUSAMMENFASSUNG	88
8	AUSBLICK	89

9	DANKSAGUNG	91
10	LITERATURVERZEICHNIS	92
11	ANHANG.....	95
11.1	VERSUCHSERGEBNISSE UND PROBENZUORDNUNG	95
11.2	AUSWERTEERGEBNISSE	189
11.3	PROBEN ZUR UNTERSUCHUNG DES EINFLUSSES DER KERBTIEFE	217
11.4	PROBENZEICHNUNGEN	218
11.5	CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG	224

1 EINLEITUNG

Das Bestrahlungsprogramm „HFR Phase Ib“ stellt die direkte Fortsetzung der MANITU-Programme [1-5] und des Programms „HFR Phase Ia“ dar. Mit ihnen werden innerhalb der Materialforschung für Anwendungen auf dem Gebiet der Kernfusion mehrere Ziele verfolgt. Grundsätzlich wird in den als Niederdosisexperiment (Bestrahlungsdosen zwischen 0,2 und 2,4 dpa) konzipierten Bestrahlungsprogrammen die Materialversprödung im Bestrahlungstemperaturbereich von 250°C bis 450°C bei unterschiedlichen martensitischen Stahllegierungen untersucht.

Der Schwerpunkt des MANITU-Programms lag bei der Untersuchung der bestrahlungsinduzierten Versprödung von niedrig aktivierbaren 7-10 % Cr-WVTa-Legierungen. Diese Stahltypen können außer den Vorteilen, die sich durch die niedrige Aktivierung ergeben, ein wesentlich besseres Versprödungsverhalten aufweisen und stellen damit für Kernfusionsanwendungen aussichtsreiche Kandidaten für die Strukturwerkstoffe dar. Die Ergebnisse des MANITU-Programms zeigten zumindest im Bereich der verwendeten Versuchsparameter, daß die in diese Werkstoffe gesetzten Erwartungen erfüllt oder übertroffen wurden.

In den MANITU-Bestrahlungen wurden Kerbschlagproben von insgesamt sieben verschiedenen Legierungen bis zu einer Dosis von je 0,2, 0,8 und 2,4 dpa bestrahlt und u.a. Proben von drei weiteren Legierungen bis zu einer Dosis von 0,8 dpa bestrahlt. Im sich anschließenden Programm HFR Phase Ia, dessen Ergebnisse der vorliegende Bericht ebenfalls aufnimmt, wurden hauptsächlich die aussichtsreichsten Legierungen aus dem MANITU-Programm mit veränderten Wärmebehandlungen eingesetzt. Während bislang der Anlieferungszustand mit relativ hohen Austenitisierungstemperaturen untersucht wurde, gilt das Interesse nun den verbesserten Zähigkeitswerten durch eine verringerte Austenitisierungstemperatur und dem Einfluß der Neutronenschädigung auf diese Eigenschaften.

Im Programm HFR Phase Ia waren die niedrigaktivierenden Legierungen des Forschungszentrums Karlsruhe (OPTIFER-I, -II und IV) noch mit stärkeren Bor-Anteilen versehen, u.a., um dadurch die Zeitstandfestigkeits-Eigenschaften zu verbessern. Allerdings führte die unter Bestrahlung stattfindende ^{10}B -He-Umwandlung zu einer erheblichen Schädigung [6]. Dies führte dazu, daß die

OPTIFER-Legierungen im Vergleich zu den niedrig borhaltigen internationalen Referenzlegierungen wie F82H / F82H mod. oder ORNL 3971 schlechter abschnitten [7]. Im Bestrahlungsprogramm HFR Phase Ib sind nun Varianten dieser OPTIFER-Stähle bestrahlt worden, die sich in der Hauptsache durch den ebenfalls stark reduzierten Bor-Gehalt unterscheiden. Hierbei entspricht OPTIFER-V in etwa OPTIFER-Ia, OPTIFER-VI der Legierung OPTIFER-II und OPTIFER-VII dem vormals untersuchten Stahl OPTIFER-IV. Alle drei Legierungen wurden in zwei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen bestrahlt, was sowohl einen Vergleich der mechanischen Eigenschaften von hoher zu niedriger Austenitisierungstemperatur, als eben auch einen Vergleich zu den beiden Wärmebehandlungen der ursprünglichen Legierung mit entsprechend höherem Bor-Gehalt ermöglicht.

Ebenfalls enthalten sind sog. technologische Proben, wobei es sich um fertigungstechnische Untersuchungen an bereits in früheren Bestrahlungsprogrammen untersuchten Werkstoffen handelt. Es gelang, WIG- und Elektronenstrahlschweißungen von F82H mod. in ausreichender Anzahl in die Bestrahlung einzubringen, ebenso einen heißisostatisch gepreßten Pulverstahl (F82H mod. HIP). Erste Versuche von Diffusionsschweißungen an MANET-II wurden ebenfalls bestrahlt und geprüft.

In diesen Bericht aufgenommen wurden auch die Ergebnisse bruchmechanischer Untersuchungen an MANET-I-Proben. Diese mit alternativen Kerbgeometrien versehenen Proben (Anrisse oder erodierte Kerben) waren im Rahmen des MANITU-Programms bis 0,8 dpa bestrahlt worden und konnten erst jetzt geprüft werden.

Im Rahmen dieses Berichtes werden die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeuntersuchungen mit den bis 2,4 dpa bestrahlten Proben des HFR 1b Programms sowie der unbestrahlten Vergleichsproben dokumentiert, vorhergehende Ergebnisse – auf die teilweise verwiesen wird - sind in [1-5] vorgestellt worden, die Ergebnisse des Programms Phase Ia werden in einem gesonderten Bericht erscheinen. Im Vordergrund steht hierbei der Vergleich der Materialeigenschaften in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur bei den bestrahlten Legierungen sowie die auch nach Bestrahlung bleibenden Eigenschaftsänderungen durch veränderte Wärmebehandlung oder geänderte Borkonzentration. Hierbei sei nochmals ausdrücklich auf die in [8] dokumentierten Ergebnisse hingewiesen.

Als Prüfverfahren wird der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch mit miniaturisierten Proben eingesetzt. Um sämtliche Einflüsse, die die Versprödungsuntersuchungen beeinträchtigen könnten, auszuschalten, wurde ein nicht unerheblicher Aufwand bei der Probenherstellung und Prüfung betrieben. Dadurch konnte trotz einer geringen Probenanzahl pro Versuchsparameter ein genauer Vergleich zwischen einigen aussichtsreichen Legierungskandidaten angestellt werden.

2 VERSUCHS- UND AUSWERTETECHNIK

Alle Kerbschlagbiegeversuche wurden mit derselben, im IMF-II entwickelten Versuchsanlage im Fusionsmateriallabor (IMF-II/FML, vormals HVT/Heiße Zellen) durchgeführt. Dadurch wurden bei der Auswertung anlagenspezifische Einflüsse auf die Meßergebnisse unterdrückt. Die Anlage ist in Abbildung 1 dargestellt, wobei in der linken Bildhälfte der Hammer und das Probenwiderlager zu erkennen sind.

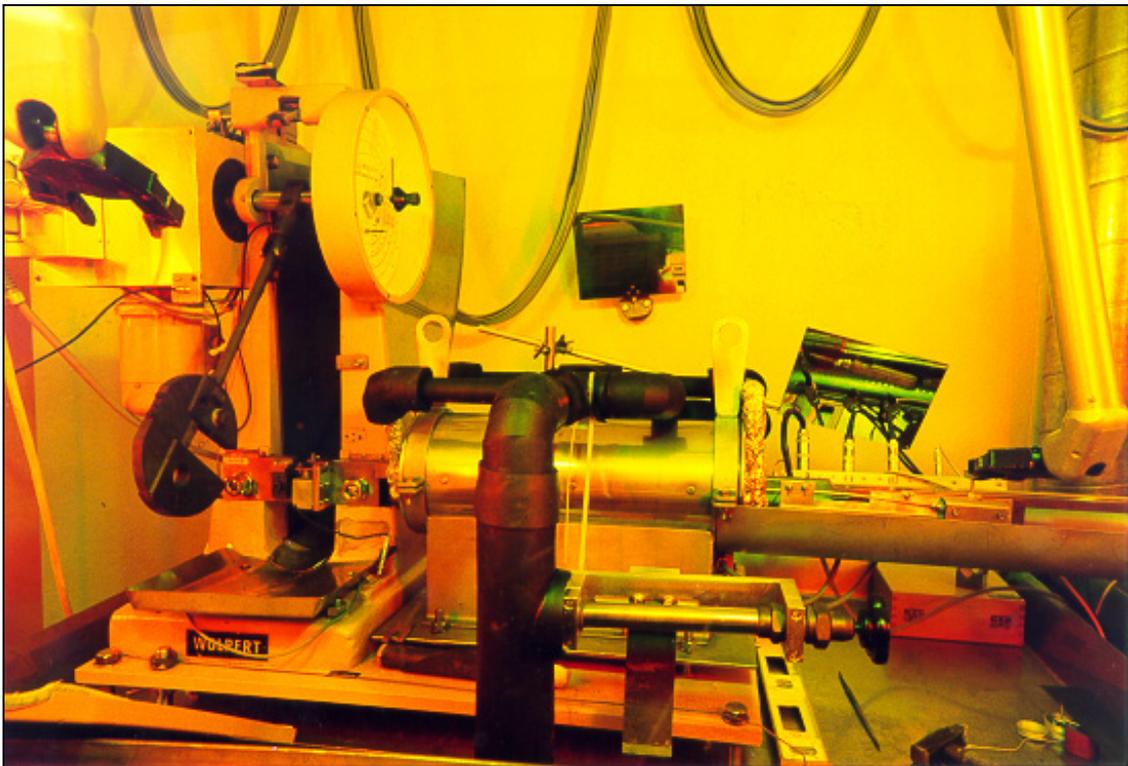


Abbildung 1: Kerbschlagbiegeanlage in der Prü fzelle bei HVT/HZ

Der verwendete Probentyp (s. Abbildung 2) ist in der DIN 50115 unter der Bezeichnung KLST spezifiziert.

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.

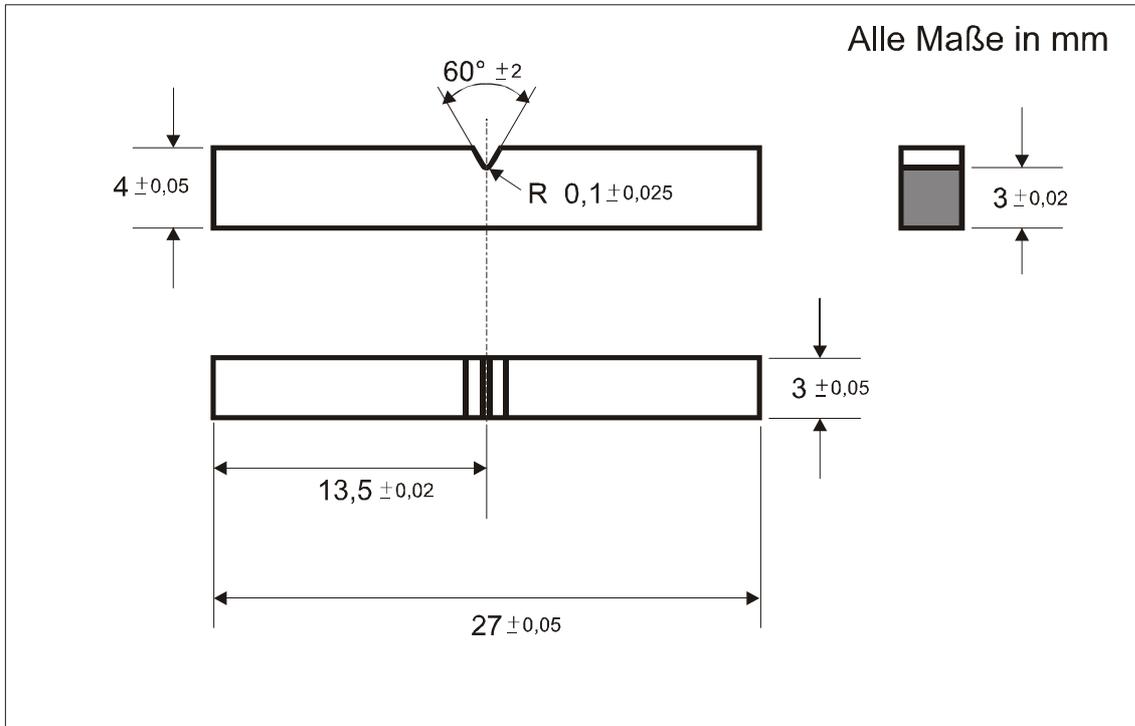


Abbildung 2: Probengeometrie

Die Auslegung der Prüfanlage übertrifft die Anforderungen in DIN 50115, DIN 51222, DVM 001 und EN DIN 10045. Die technischen Daten sind im nachfolgenden 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-Wandlerauflösung 1,2 mV
Halbautomatische Probenbeladevorrichtung
Beladeverzugszeit max. 2 sec
PC-gesteuerte Versuchsdurchführung
Prüf Temperaturbereich -180°C bis +600°C

Für die Charakterisierung der Kerbschlageigenschaften wurden die experimentell ermittelten Schlagarbeit-Prüf temperatur-Kurven herangezogen. Daraus wurden drei Kenngrößen ermittelt: zum einen die

Schlagarbeit in der Hochlage (Upper Shelf Energy, USE) als Maximalwert der Schlagarbeit bei vollständig duktilem Materialverhalten, zum anderen die Spröbruchübergangstemperatur (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-Prüf temperatur-Diagrammen abgelesen, an denen die Schlagarbeit genau die Hälfte der Hochlagenenergie annimmt. Bei dieser Temperatur treten Mischbrüche auf. Dabei ist der Anteil von Sprödbrüchen und Brüchen durch duktile Reißverlängerung ungefähr gleich.

Zusätzlich zur Sprödbruchübergangstemperatur (DBTT) wurde ein weiterer Temperaturkennwert ermittelt, der für Designüberlegungen besser geeignet ist. Dabei handelt es sich um die niedrigste Prüftemperatur bei der gerade noch duktiler Materialverhalten auftritt (Lowest Temperature in Upper Shelf, LTUS). Damit schreibt der LTUS-Werte die niedrigst mögliche Einsatztemperatur für eine Konstruktion aus dem betreffenden Material vor, wenn dabei die im Betrieb auftretenden dynamischen Belastungen mit denen des miniaturisierten Kerbschlagbiegeversuchs vergleichbar sind. Weitere Überlegungen zu den LTUS-Werten findet man in [1].

Ein weiterer Kennwert bei instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen ist die Fließkraft F_{gy} . Sie charakterisiert den Übergang vom rein elastischen zum elastisch-plastischen Bereich, also den Beginn des Fließens. Die Bestimmung der Fließkraft aus der Kraft-Durchbiegungs-Kurve ist in SEP 1315 definiert. Dabei wird zunächst eine Gerade durch den mittleren Verlauf der ersten drei Schwingungen des gemessenen Kraftsignals gezogen und in den weiteren Kraftverlauf wird eine Mittelwertkurve gezeichnet. Die Fließkraft ist dann durch die Höhe der Mittelwertkurve am Schnittpunkt der Geraden mit der oberen Tangente der Mittelwertkurve bestimmt. Der Nachteil dieser Methode besteht in der mangelnden Genauigkeit und Reproduzierbarkeit, bedingt durch unterschiedliche Prüfanlagen und durch die Subjektivität des Auswerter. Nach [9] liegt die Standardabweichung bei der Ermittlung der Fließkraft bei Kerbschlagbiegeversuchen mit ISO-V-Proben zwischen 4 und 5 %. Für miniaturisierte Proben (z.B. KLST) sind noch höhere Abweichung zu erwarten. Deshalb wurden die Oszillationen aus den gemessenen Kraftkurven mit dem „Störgrößenkompensationsverfahren“ [10] extrahiert. Die so gewonnenen schwingungsfreien Kraftkurven ermöglichen eine reproduzierbare Bestimmung der Fließkräfte mittels der in Abbildung 3 dargestellten Tangentenmethode.

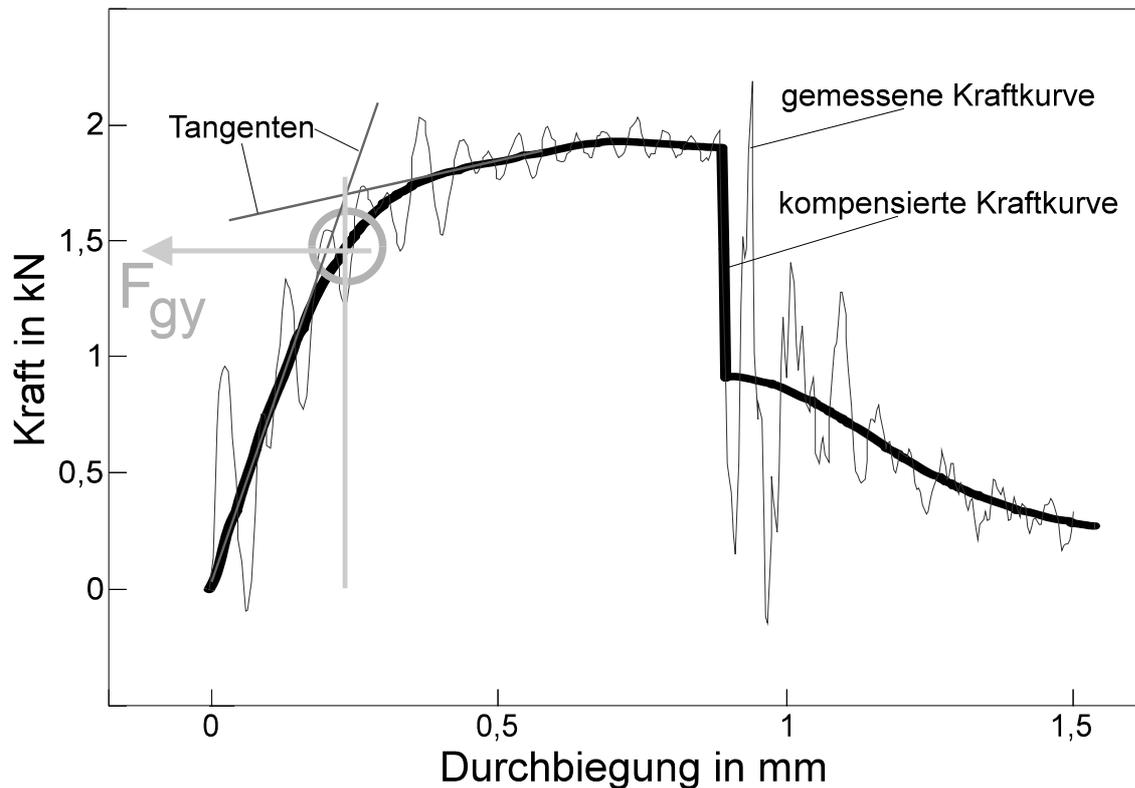


Abbildung 3: Ermittlung der Fließkraft F_{gy}

Die Bestimmung der Fließkraft ist vor allem deshalb interessant, weil damit aufgrund vereinfachter theoretischer Überlegungen die dynamische Streckgrenze σ_{yd} abgeschätzt werden kann. Nach [11] gilt bei Proben mit V-Kerben für die Streckgrenze und das Biegemoment folgende Beziehung:

$$\sigma_{yd} = C_g M_{bgy} / \{B (W-a_0)^2\}$$

C_g , Constraint Faktor

M_{bgy} , Biegemoment an der Fließgrenze

W , Probenhöhe (4 mm)

B , Probenbreite (3 mm)

a_0 , Kerbtiefe (1 mm)

Weiterhin gilt beim Kerbschlagbiegeversuch für das Biegemoment und die gemessenen Fließkraft:

$$M_{bgy} = F_{gy} l / 4$$

F_{gy} , gemessene Fließkraft

M_{bgy} , Biegemoment an der Fließgrenze

l , Widerlagerabstand (22 mm)

Bei der Ermittlung der dynamischen Streckgrenzen wurde für den Constraint Faktor C_g nach [12] ein Wert von 2,99 verwendet.

Für den charakteristischen Spannungswert zum Vergleich der verschiedenen Legierungen und Bestrahlungszustände wurde in früheren Berichten die dynamische Streckgrenze bei einer Prüftemperatur von 100°C ($\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$) gewählt. Diese Wahl war willkürlich, die Mehrzahl der durchgeführten Prüfungen fand jedoch in diesem Temperaturbereich statt. Deshalb konnte die dynamische Streckgrenze bei 100°C für alle Materialien und Zustände am genauesten ermittelt werden. Mit der verringerten Versprödungsanfälligkeit der neueren Legierungen liegt der Übergangsbereich aber oft deutlich von 100°C entfernt. Die beschränkte Probenanzahl gestattete es nicht in jedem Fall, eine Prüfung bei 100°C zur Ermittlung der zugehörigen dynamischen Streckgrenze durchzuführen, da keine Probe mehr zur Verfügung stand oder aber eine Prüfung bei Bestrahlungstemperatur für wertvoller erachtet wurde. Für einige untersuchte Stähle mußte aufgrund des niedrigen Niveaus der Versprödungstemperaturen die dynamische Streckgrenze bei einer niedrigeren Prüftemperatur von 26°C bestimmt werden. Wenn dies geschehen ist, ist es im Text und auch im Anhang vermerkt. Um einen Vergleich zu ermöglichen, wurde in den Fällen, wo dies sinnvoll möglich war, eine Extrapolation der Kurven der dynamischen Streckgrenze über der Temperatur auf 100°C durchgeführt.

Zur Beurteilung des Bestrahlungseinflusses auf die unterschiedlichen Legierungen ist die Differenz der charakteristischen Kenngrößen (DBTT, LTUS, USE, σ_{yd}) vor und nach Bestrahlung von Interesse. Im vorliegenden Bericht ist diesen Differenzwerten ein Δ vorangestellt (ΔDBTT , ΔLTUS , ΔUSE , $\Delta\sigma_{yd}$).

3 DAS BESTRAHLUNGSPROGRAMM HFR PHASE IB

3.1 ÜBERBLICK

Im Rahmen des Bestrahlungsprogramms HFR Phase Ib wird der Einfluß der Neutronenbestrahlung auf die Tieftemperaturmaterialversprödung bei verschiedenen martensitischen Stählen untersucht. Die Untersuchungen sollen zeigen, in wieweit martensitische Stahllegierungen für den Einsatz als Erste-Wand- und Strukturwerkstoffe bei zukünftigen Fusionskraftwerken geeignet sind. Besonderes Augenmerk wird in diesem Teil des Bestrahlungsprogramms auf die Auswirkungen einer Wärmebehandlung mit verringerter

Austenitisierungstemperatur gerichtet, die im unbestrahlten Zustand zu einem deutlich besseren Zähigkeitsverhalten geführt hat.

Bei dem vorangegangenen Bestrahlungsprojekt FRUST/SIENA [8] wurde 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 Spröbruchübergangstemperatur ($\Delta DBTT$) 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 [13].

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

Das hier dokumentierte Anschlußprogramm HFR Phase Ib nimmt die Untersuchung des Wärmebehandlungseinflusses bei den aussichtsreichsten Kandidaten aus den MANITU- und Phase-1a-Programmen bei einer Zieldosis von 2,4 dpa wieder auf.

Tabelle 1: Legierungen der 2. Bestrahlungsphase von MANITU, Dosis 2,4 dpa

Legierungen	Technologische Varianten
OPTIFER-V	F82H mod. WIG
OPTIFER-VI	F82H mod. EB
OPTIFER-VII	F82H mod. HIP
F82H mod.	MANET-II diff.geschw.
JLF1	MANET-I bruchmech. (0,8dpa)

Die Bestrahlung wurde wie die vorhergehenden im High-Flux-Reactor (HFR) des European Joint Research Centre in Petten, Niederlande,

durchgeführt [14]. In den Reaktor eingesetzt wurden zwei Probenhalter mit jeweils 180 KLST-Proben aus neun Materialien (s. Tabelle 1), und ein Probenhalter mit 80 Zugproben [15], die bei Temperaturen von 250, 300, 350,

400 und 450°C bis zu einer Dosis von 2,4 dpa bestrahlt wurden. Die Prüfung dieser Proben ist abgeschlossen. Die Ergebnisse der in Karlsruhe geprüften Kerbschlagproben werden im folgenden dargestellt und diskutiert.

3.2 VERSUCHSMATERIALIEN

3.2.1 Legierungen

Die untersuchten OPTIFER-Legierungen V, VI und VII entsprechen bis auf den verringerten Bor-Gehalt den bereits den MANITU- und Phase-1a-Programmen bestrahlten Ia, II und IV. Es wurden vor Bestrahlung zwei verschiedene Wärmebehandlungen aufgebracht, wobei die geringere Austenitisierungstemperatur zu verbesserten Kerbschlagzähigkeitswerten führt.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, daß der untersuchte OPTIFER-V bis auf einen geringfügig anderen Tantal-Gehalt mit dem erst später verfügbaren europäischen Stahl EUROFER97 identisch ist, dementsprechend in gewissem Umfang auch Schlüsse auf sein mechanisches Verhalten nach Bestrahlung zulässig sind.

Nach Prüfung des NKK-Stahls F82H mod. (Charge 9741, *mod.* zur Unterscheidung von der F82H-Vorcharge) im Anlieferungszustand mit einer Austenitisierungstemperatur von 1040°C konnte nun lediglich mit 950°C austenitisiertes Material eingesetzt werden, um einen Vergleich zu den niedrig austenitisierten OPTIFER-Legierungen zu ermöglichen.

Das japanische JLF1-Material wurde uns in Form einer 8-mm-Platte von A. Dr. A. Alamo (CEA-Saclay) zur Bestrahlung zur Verfügung gestellt. Es ist gelungen, aus diesem Material sowohl Zug- als auch Kerbschlagproben herzustellen.

3.2.2 Technologische Proben

Hierbei handelt es sich um bereits in früheren Bestrahlungsprogrammen untersuchte Werkstoffe, an denen verschiedene Fügetechniken erprobt wurden.

Entlang von Wolfram-Inert-Gas (WIG)- und Elektronenstrahl (EB)-Schweißnähten in F82H mod. wurden Kerbschlagproben entnommen. Die im Anlieferzustand (1040°C/ 0.5h + 750°C/ 1h) geschweißten Bleche wurden nach der Schweißung nochmals für eine Stunde bei 720°C angelassen.

In Voruntersuchungen, bei denen Proben mit der Kerbe im Grundmaterial, in der Schweißse und in der Wärmeeinflußzone entnommen wurden, hatte sich

gezeigt, daß nicht die Schweißnaht selbst, sondern die Wärmeeinflußzone (WEZ) die schlechtesten Kerbschlagergebnisse lieferte. Demzufolge sind bei allen nachfolgenden Untersuchungen die Kerben der KLST-Proben in der WEZ positioniert worden (s. Abb.4).

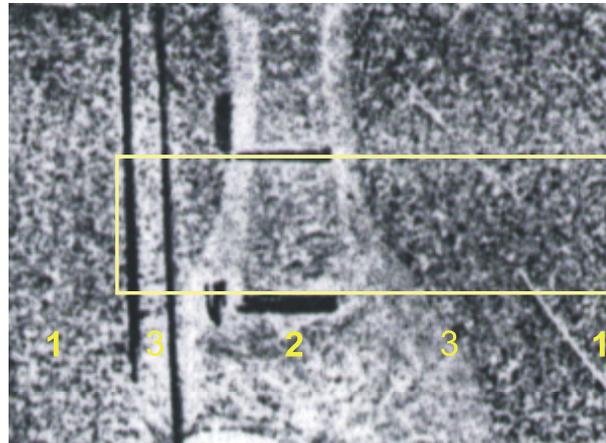


Abbildung 4: Entnahme der KLST-Proben aus der Schweißnaht. 1: Grundwerkstoff; 2: Schweißnaht; 3: Wärmeeinflußzone

Abbildung 5 zeigt ein Schlibbild einer Elektronenstrahl-geschweißten Probe von F 82H mod. Die genaue Position zur Probenentnahme ist im Anhang gegeben.

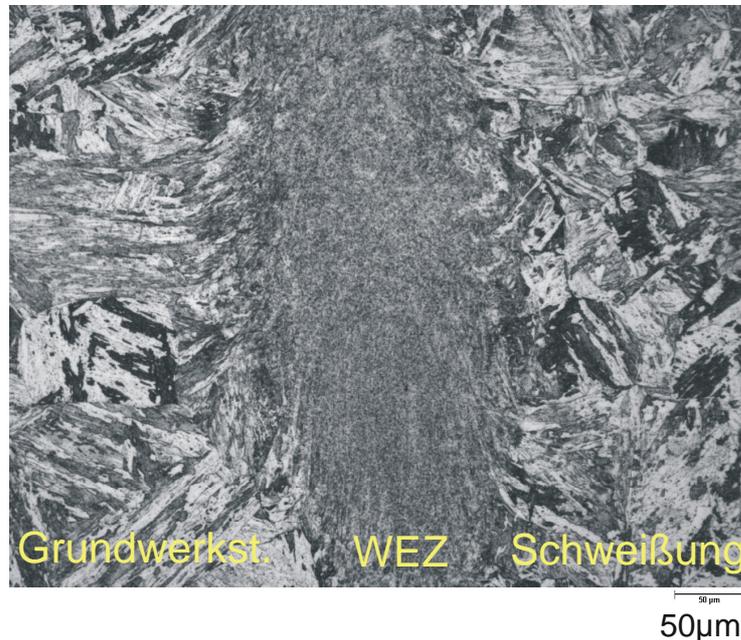


Abbildung 5: Schlibbild F82H mod EB-geschweißt (Quelle: H. Zimmermann, IMF-I)

Als erste Variante eines heißisostatisch gepreßten Pulverstahls wurde F82H mod. HIP bestrahlt. Zur Untersuchung des Einflusses des Kerbradius auf das HIP-Material wurden abweichend zu den Standardproben mit 0,1 mm Kerbradius Proben mit 0,2 mm Kerbradius hergestellt. Dadurch verringerte sich die

Restligamenthöhe auf durchschnittlich 2,83 mm (anstatt 3 mm), was trotz geringerer Kerbschärfe (durch den größeren Radius) zu einer verringerten Hochlageenergie führt.

Von dem im Programm MANITU ausgiebig untersuchten Stahl MANET-II sind zweistufige Diffusionsschweißungen angefertigt worden [16]: bei 1050°C zunächst eine Stunde unter 18MPa Druck, daran anschließend eine weitere Stunde unter 7MPa, schließlich 4 Stunden Anlaßwärmebehandlung bei 750°C. Die Diffusionsschweißungen wurden im Auftrag des Forschungszentrums Karlsruhe im Institut für Kerntechnik und Energiewandlung e.V. (KE) der Universität Stuttgart durchgeführt. Aus diesen Materialstücken wurden Kerbschlagproben gefertigt, deren Kerbgrund in der Ebene der Diffusionsschweißung liegt.

Ebenfalls Eingang in diesen Bericht finden bruchmechanische Untersuchungen an Proben aus MANET-I, die im Rahmen des MANITU-Programms mit der zweiten 0,8-dpa-Bestrahlung in den Reaktor eingesetzt worden waren und jetzt geprüft werden konnten. Diese Proben verfügen über keine genormte KLST-Kerbe, sondern über einen definierten Dauerschwing-Anriß, der anstelle der Kerbe bis 1 mm Tiefe eingebracht wurde (Ausführung: Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM), Freiburg). Parallel dazu sind Proben mit einem erodierten 1mm-Schlitz (Breite: 0,070 mm, Endradius 0,035 mm) gefertigt und bestrahlt worden, um die Möglichkeit der Substituierung von aufwendigen Anrissen durch maschinell gefertigte Geometrien für große Bestrahlungsserien zu prüfen. Das Material sämtlicher Proben entstammt der Charge 53645 besitzt eine auch in anderen Versuchs- und insbesondere Bestrahlungsprogrammen eingesetzte Wärmebehandlung:

Tabelle 2: Materialien in FZK-HFR-Bestrahlungsprogrammen

Werkstoff	unbestrahlt	0,2 dpa	0,8 dpa	2,4 dpa
K – Charge	FZKA 5550	FZKA 5750	FZKA 5619	FZKA 6605
MANET-I	FZKA 5550	FZKA 5750	FZKA 5619	FZKA 6605
MANET-I <small>Angerissen / erodiert</small>	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
MANET-II	FZKA 5550	FZKA 5750	FZKA 5619	FZKA 6605
MANET-II <small>diff.-geschw.</small>	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
OPTIMAR	FZKA 5550	-	FZKA 6519	-
OPTIFER-Ia <small>1075/0.5+780/2</small>	FZKA 5550	FZKA 5750	FZKA 5619	FZKA 6605

OPTIFER-Ia 900/0.5+780/2	Bericht HFR1a	-	-	Bericht HFR1a
OPTIFER-II 950/0.5+780/2	FZKA 5550	FZKA 5750	FZKA 5619	FZKA 6605
OPTIFER-II 900/0.5+780/2	Bericht HFR1a	-	-	Bericht HFR1a
OPTIFER-IV 1000/0.5+730/2	FZKA 5550	-	FZKA 6519	-
OPTIFER-IV 900/0.5+750/2	Bericht HFR1a	-	-	Bericht HFR1a
OPTIFER-V 1040/0.5+750/2	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
OPTIFER-V 950/0.5+750/2	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
OPTIFER-VI 1040/0.5+750/2	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
OPTIFER-VI 950/0.5+750/2	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
OPTIFER-VII 1040/0.5+750/2	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
OPTIFER-VII 950/0.5+750/2	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
F82H	FZKA 5550	FZKA 5750	FZKA 5619	FZKA 6605
F82H mod. 1040/0.5+750/2	Bericht HFR1a	-	-	Bericht HFR1a
F82H mod. 950/0.5+750/2	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
F82H mod. EB / WIG-geschw.	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
F82H mod. HIP	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976
ORNL	FZKA 5550	FZKA 5750	FZKA 5619	FZKA 6605
GA3X	FZKA 5550	-	FZKA 6519	-
JLF 1	FZKA 6976	-	-	FZKA 6976

Tabelle 2 zeigt eine Übersicht aller im Rahmen des MANITU- und HFR Phase 1a/1b-Programms bestrahlten Werkstoffe und ihre Dokumentation in wissenschaftlichen Berichten des Forschungszentrums Karlsruhe.

3.2.3 Chemische Zusammensetzung

In Tabelle 3 ist die prozentuale chemische Zusammensetzung der einzelnen Legierungen der 2,4 dpa-Bestrahlung angegeben. Die Angaben stammen entweder vom Hersteller oder aus IMF-eigenen Analysen bzw. im Fall von JLF1 von CEA Saclay. Die chemische Zusammensetzung der Legierungen aus MANITU ist im Anhang gegeben.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der einzelnen Legierungen in Prozent

	OPTIFER-V ¹	OPTIFER-VI ¹	OPTIFER-VII ¹	F82H mod. ¹	JLF-1 ³	F82H mod. HIP ¹	F82H mod. EB / WIG ¹	MANET-I ²	MANET-II diff.-geschw.
	735	734	736	9741	- ⁴		9741	53645	50805
Cr	8,38	9,48	9,31	7,7	8,7	7,7	7,7	10,80	9,94
W	0,985	1,03	1,27	2,04	1,91	2,04	2,04		
Ge		1,1	-	-		-	-		
N	0,0225	0,263	0,021	0,008	0,028	0,008	0,008	0,020	0,023
C	0,115	0,09	0,109	0,09	0,106	0,09	0,09	0,14	0,10
Mn	0,039	0,37	0,602	0,16	0,52	0,16	0,16	0,76	0,79
Ta	0,061	0,069	0,055	0,009	0,08	0,009	0,009		
P	0,0035	0,0036	0,0035	0,002	0,012	0,002	0,002	0,005	<0,006
S	0,0025	0,0025	0,0030	0,002	0,003	0,002	0,002	0,004	<0,007
V	0,245	0,205	0,19	0,16	0,18	0,16	0,16	0,20	0,22
B	0,0002	0,0002	0,0082	0,0002	<0,0005	0,0002	0,0002	0,0085	0,007
Si			0,020	0,11	0,05	0,11	0,11	0,37	0,14
Ni	0,005	0,005	0,005	0,021		0,021	0,021	0,92	0,66
Mo	0,005	0,005	0,002	0,003		0,003	0,003	0,77	0,59
Al	0,007	0,007	0,001	0,0016		0,0016	0,0016	0,054	<0,02
Co	0,003	0,005		0,0037		0,0037	0,0037	0,01	<0,02
Cu	0,005	0,006		0,0063		0,0063	0,0063	0,015	<0,01
Nb	0,007	0,007		0,0101		0,0101	0,0101	0,16	0,14
Zr				0,01		0,01	0,01	0,059	0,034
Ce		0,001	-						
Ti	0,007	0,007		0,004		0,004	0,004		
Fe	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest

¹ Herstellerangabe

² IMF-Analyse

³ Angaben CEA-Saclay

⁴ CEA-Platte „D“

3.2.4 Wärmebehandlung

Je nach Ausgangsmaterial waren vor der Probenherstellung noch einige Kaltwalzschritte mit nachfolgender Glühung notwendig. Die Endwärmebehandlung wurde bei allen Stählen im IMF durchgeführt, erst dann wurden die Proben gefertigt.

Tabelle 4: Materialzustand vor der Probenherstellung

Werkstoff	Endwärmebehandlung
OPTIFER-V	1040°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
OPTIFER-V	950°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
OPTIFER-VI	1040°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
OPTIFER-VI	950°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
OPTIFER-VII	1040°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
OPTIFER-VII	950°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
MANET-I angerissen	980°C/ 2h + 1075°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
MANET-I erodiert	980°C/ 2h + 1075°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
MANET-II diff.-weld.	1050°C/ (1h 18MPa+1h 7MPa) + 750°C/ 4h
F82H mod	950°C/ 0,5h + 750°C/ 2h
F82H mod EB	1040°C/ 0,5h + 750°C/ 1h (Schweißung) + 720°C/ 1h
F82H mod WIG	1040°C/ 0,5h + 750°C/ 1h (Schweißung) + 720°C/ 1h
F82H mod HIP r0.1	-
F82H mod HIP r0.2	-
JLF1	1050°C/ 0,5h + 780°C/ 1h

3.3 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 in [1] ausführlich dargestellt.

Die Proben werden grundsätzlich zunächst mit Übermaß erodiert, dann auf Endmaß geschliffen, mit der Kerbe versehen und abschließend beschriftet und entfettet. Hierbei erwies es sich als ausgesprochen wichtig, die Proben zwischen den einzelnen Bearbeitungsschritten zu trocknen und geeignet gegen Korrosionsangriff zu konservieren.

Eine detaillierte Probenzeichnung mit allen Toleranzangaben ist im Anhang enthalten. Sämtliche Proben sind vor Einsatz auf Erfüllung der festgelegten Toleranzen überprüft worden.

3.4 BESTRAHLUNGSDATEN UND PARAMETER

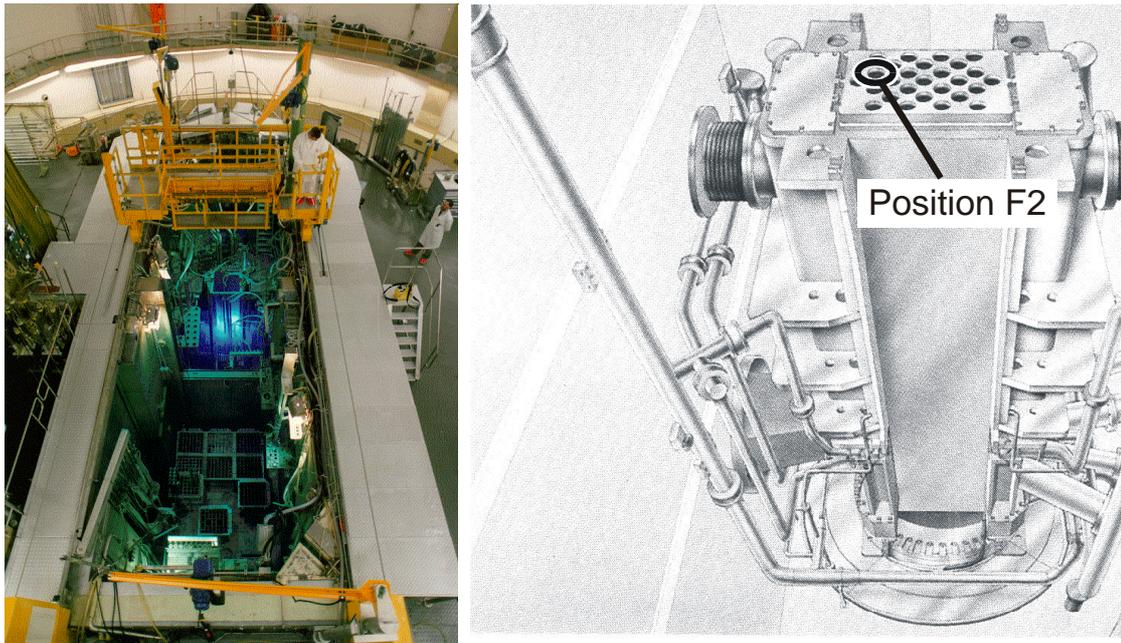


Abbildung 6: High-Flux-Reaktor, Position F2 im Reaktor

Für das Bestrahlungsexperiment HFR Phase 1b wurde eine sog. TRIO-Kapsel verwendet [17]. Diese Bestrahlungskapsel kann mit drei Probenhaltern bestückt werden, wovon zweie mit Kerbschlagproben und einer mit Zugproben belegt waren. Die Probenhalter sind in jeweils fünf Etagen aufgeteilt; die Bestrahlungstemperatur kann über aktiv gesteuerten Kühlmittelfluß in jeder Etage separat geregelt werden. Pro Etage wurden beim HFR Phase 1b-Programm jeweils 36 KLST-Proben bestrahlt. Die Anordnung der einzelnen Etagen mit der jeweiligen Bestrahlungstemperatur ist in Abbildung 7 dargestellt (s.a. [14]).

Die TRIO-Kapsel für dieses Bestrahlungsexperiment wurde innerhalb des HFR-Kerns auf die randnahe Position F2 gesetzt. In dieser Position beträgt der Fluß für schnelle Neutronen ($E > 1 \text{ MeV}$) auf der Höhe der Core Centre Line $1,01 \cdot 10^{18} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ und für thermische Neutronen ($E > 0,1 \text{ MeV}$) $1,90 \cdot 10^{18} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ [17].

Die Bestrahlung lief unter der Experimentnummer D 271-07 und D 271-08 und erfolgte in elf Zyklen vom 08.01.1998 bis 21.12.1998. Durch die vertikale Anordnung der Proben im Probenhalter weichen die tatsächlichen Dosiswerte in den einzelnen Etagen entsprechend der Flußverteilung in der Reaktorposition F2 [17] von der Nenndosis ab (s. Tabelle 5). Der Maximalwert der Dosis betrug für die schnellen Neutronen ($E > 1 \text{ MeV}$) $1,690 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$ und für die thermischen Neutronen ($E > 0,1 \text{ MeV}$) $3,552 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$.

Dies entspricht einem Versetzungsschaden von 2,621 dpa.

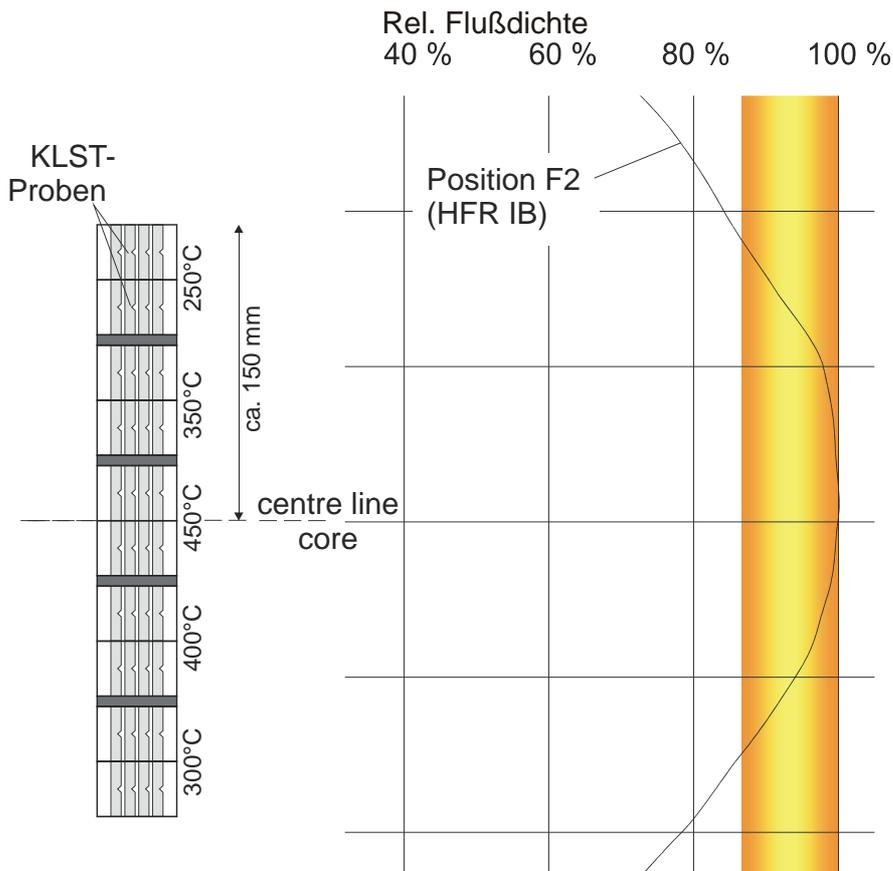


Abbildung 7: Probenhalter und relative Flußdichtenverteilung in Position F2

Tabelle 5: Soll- und Istwerte der 2,4-dpa Bestrahlungsparameter

Bestrahlungstemperatur		Bestrahlungsdosis	
Sollwert in °C	Istwert in °C	Sollwert in dpa	Istwert in dpa
250	252 +7 / -7	2,4	2,407
300	295 +4 / -3	2,4	2,300
350	340 +6 / -5	2,4	2,568
400	396 +5 / -7	2,4	2,540
450	438 +6 / -5	2,4	2,621

Die in Tabelle 5 angegebenen Istwerte der Bestrahlungstemperatur wurden sowohl über den gesamten Bestrahlungszeitraum als auch über die Anzahl der Meßfühler gemittelt. Die Werte der Temperaturabweichungen gelten für mehr

als 95 % der Betriebsdauer. Kurzfristig traten geringfügig höhere Abweichungen auf.

Die Parameter für die mit 0,8 dpa bestrahlten bruchmechanischen Proben sind in Tabelle 6 gegeben. Eine ausführlichere Beschreibung ist in [4] gegeben.

Tabelle 6: Soll- und Istwerte der 0,8-dpa Bestrahlungsparameter

Bestrahlungstemperatur		Bestrahlungsdosis	
Sollwert in °C	Istwert in °C	Sollwert in dpa	Istwert in dpa
250	252 ± 10	0,8	0,785
300	297 ± 15	0,8	0,832
350	345 ± 15	0,8	0,887
400	401 ± 9	0,8	0,887
450	445 ± 16	0,8	0,924

4 VERGLEICH DER MATERIALKENNWERTE

Die Versuchsdurchführung und Auswertung der Meßergebnisse erfolgte gemäß den Ausführungen in Kapitel 2.

Sämtliche Versuchs- und Auswertergebnisse sind in tabellarischer und grafischer Form detailliert und unter Angabe der Probenzuordnung im Anhang dargestellt.

Im Folgenden werden die charakteristischen Kenngrößen der einzelnen Legierungen in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur einander gegenübergestellt. Zum Vergleich ist jeweils links im Diagramm der entsprechende Wert der unbestrahlten Referenzproben dargestellt.

Um angesichts der vielen verschiedenen Materialien eine gewisse Übersichtlichkeit sicherzustellen, wurden die Werkstoffe in mehreren Diagrammen gruppiert. Besonders verschiedene Wärmebehandlungen desselben Grundwerkstoffes und ähnliche Grundzusammensetzungen mit stark unterschiedlichen Bor-Gehalten wurden zusammengefaßt.

In den ersten Ergebnisdiagrammen für die untersuchten Kennwerte sind jeweils alle neu in diesem Bestrahlungsprogramm gewonnenen Erkenntnisse über der Bestrahlungstemperatur dargestellt – obwohl diese Diagramme teilweise recht unübersichtlich sind, kann auf eine solche vergleichende Darstellung nicht verzichtet werden. Für genauere Betrachtungen sei auf die sich anschließenden Diagramme, in denen nur wenige Werkstoffe zusammengefaßt sind, verwiesen. Hier werden auch Vergleiche zu Ergebnissen früherer Bestrahlungsprogramme ermöglicht, diese Diagramme kommen aufgrund ihrer Eindeutigkeit zum Teil ohne ausführlichen begleitenden Text aus. Eine weitere Darstellung ist die Sortierung der Kennwerte nach den einzelnen Werkstoffen und ihren Zuständen. Hierbei sind die bislang für die Versprödung kritischsten niedrigen Bestrahlungstemperaturen (250 und 300°C) durch Dreiecke gekennzeichnet, während die höheren Bestrahlungstemperaturen durch Kreise gekennzeichnet sind.

4.1 SCHLAGARBEIT IN DER HOCHLAGE (USE)

In früheren Bestrahlungsprogrammen hatte sich ein starker Abfall der Hochlageenergie sowohl mit zunehmender Dosis als auch mit sinkender

Bestrahlungstemperatur gezeigt. Die Betrachtung der USE-Verläufe der nun untersuchten Stähle über der Bestrahlungstemperatur in Abbildung 8 liefert für 2,4 dpa nun ein anderes Bild: die niedrigaktivierenden Stähle zeigen einen deutlich reduzierten Verlust an Hochlageenergie und liegen vor und nach Bestrahlung zwischen 6 und 10 J. Lediglich die Cr-NiMoVNb-Legierungen (MANET-I, -II) zeigen in ihren technologischen Varianten eine deutlich niedrigere Energie in der Hochlage, ebenso ist ihre Anfälligkeit gegenüber tieferen Bestrahlungstemperaturen deutlicher ausgeprägt. Die Diffusionsschweißungen an MANET-II fallen hier besonders auf, da sie bereits im unbestrahlten Zustand ein erheblich schlechteres Ergebnis liefern.

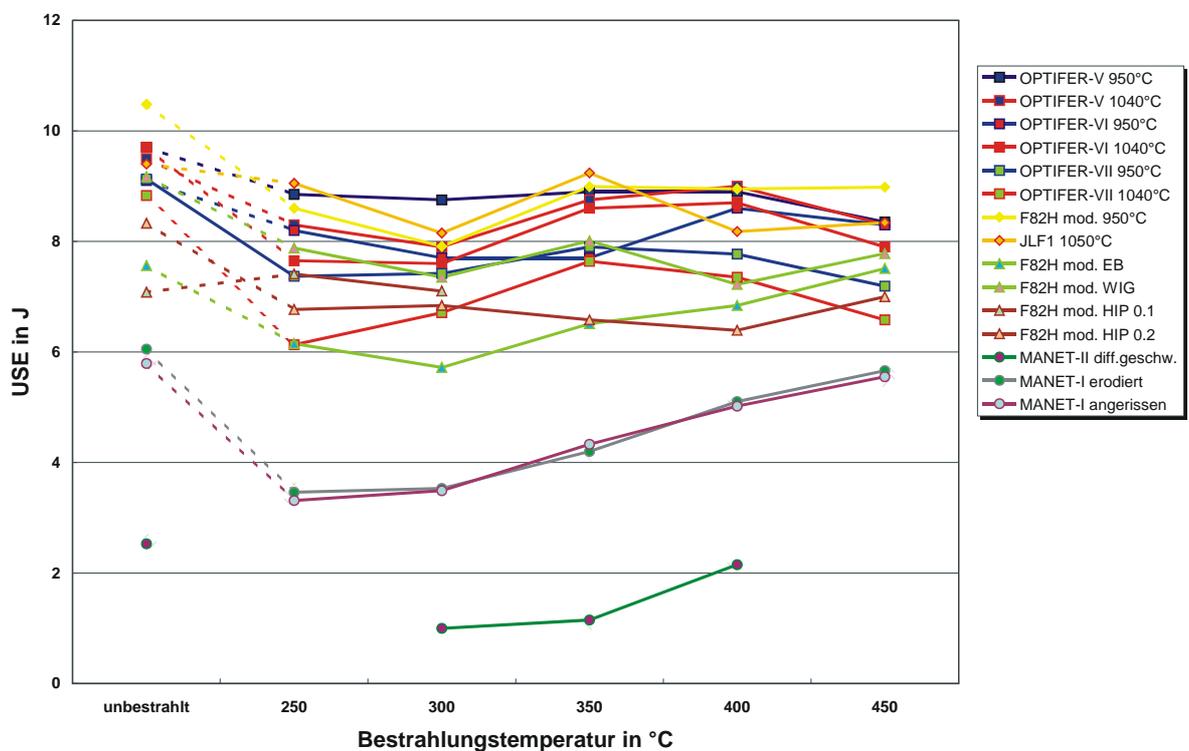


Abbildung 8: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Die USE-Werte von OPTIFER-V, JLF1 und F82H mod. liegen an der Spitze der Gesamtheit der untersuchten Legierungen, jedoch zeigen auch alle anderen LAAs keine ausgeprägte Schwäche. Der Bestrahlungseinfluß ist durchgängig gering, dabei bei 250 und 300 °C am stärksten ausgeprägt. Neu ist die allgemeine Beobachtung, daß bei höheren Temperaturen teilweise geringfügig schlechtere Werte erzielt werden als bei mittleren Temperaturen – dies konnte bislang nur an der Legierungen ORNL 3971 beobachtet werden [5]. Hierbei darf aber nicht vergessen werden, daß die hier beobachteten Reduzierungen in der Hochlage sehr viel geringer sind als bei den vorherigen Untersuchungen und zu

diesen ins rechte Verhältnis gesetzt kaum auffallen dürften. Sinngemäß gilt dieses auch für die nachfolgend untersuchten anderen Kennwerte.

Beim Einsatz von martensitischen Legierungen in zukünftigen Fusionsanlagen ist aufgrund der Materialversprödung der Temperaturbereich von 250-300°C von besonderem Interesse. Bei höheren Bestrahlungstemperaturen (350-450°C) beobachtet man bei den meisten Stählen geringere Bestrahlungseffekte. In Abbildung 9 sind die USE-Werte der einzelnen Legierungen, getrennt für den unteren und oberen Temperaturbereich, in Form eines Symboldiagramms dargestellt.

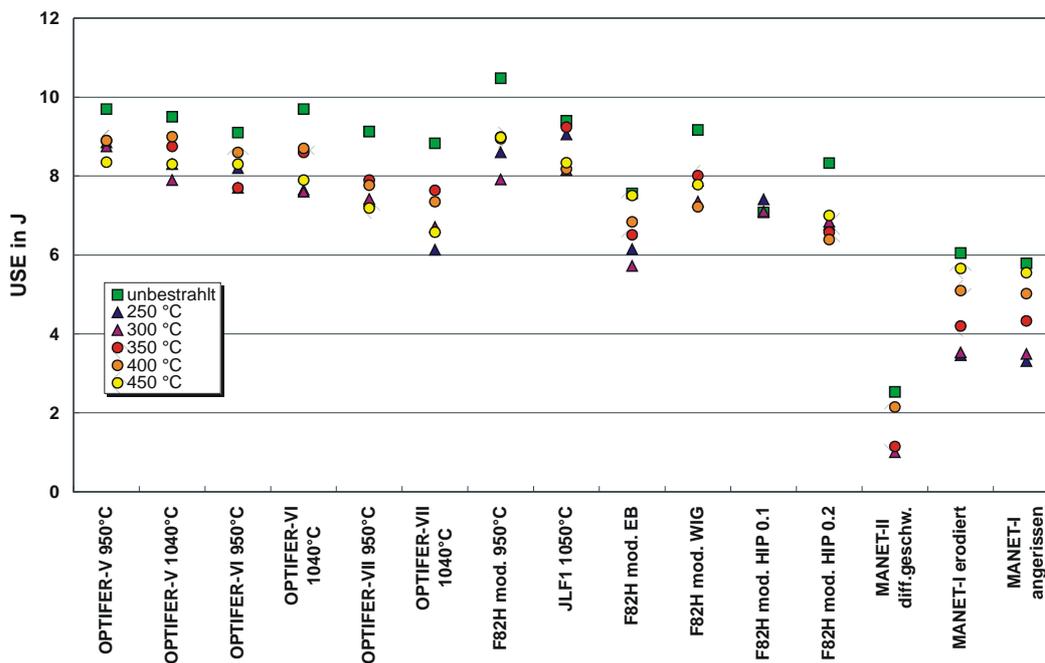


Abbildung 9: USE im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

Im Folgenden werden nun die einzelnen Werkstoffe betrachtet. Hierbei werden den Legierungen OPTIFER-V bis -VII in verschiedenen Wärmebehandlungen jeweils ihre stärker borhaltigen Vorläufer OPTIFER-Ia bis IV gegenübergestellt. F82H mod. wird mit anderen Wärmebehandlungszuständen sowie JLF1 verglichen. Bei den technologischen Proben wird der Vergleich zu den bestrahlten vergleichbaren Ausgangsmaterialien aus früheren Bestrahlungsprogrammen hergestellt.

4.1.1 OPTIFER-V

Die OPTIFER-Legierungen V und Ia unterscheiden sich im Wesentlichen nur durch den sehr stark reduzierten Bor-Gehalt von OPTIFER-V, wobei OPTIFER-V bis auf einen leicht differierenden Tantal-Anteil mit EUROFER97 identisch ist.

Die Wärmebehandlungen mit hoher und niedriger Austenitisierungstemperatur sind weitgehend vergleichbar. OPTIFER-V zeigt für beide Wärmebehandlungsarten eine leicht niedrigere Energie in der Hochlage als OPTIFER-Ia, für die niedrige Austenitisierung etwa 0,5 bis 1J, für die höhere Austenitisierung etwa 0,5J. Für beide Wärmebehandlungen von OPTIFER-V unterscheidet sich die Hochlageenergie bei den höheren Bestrahlungstemperaturen (350 bis 450°C) sich nicht mehr stark.

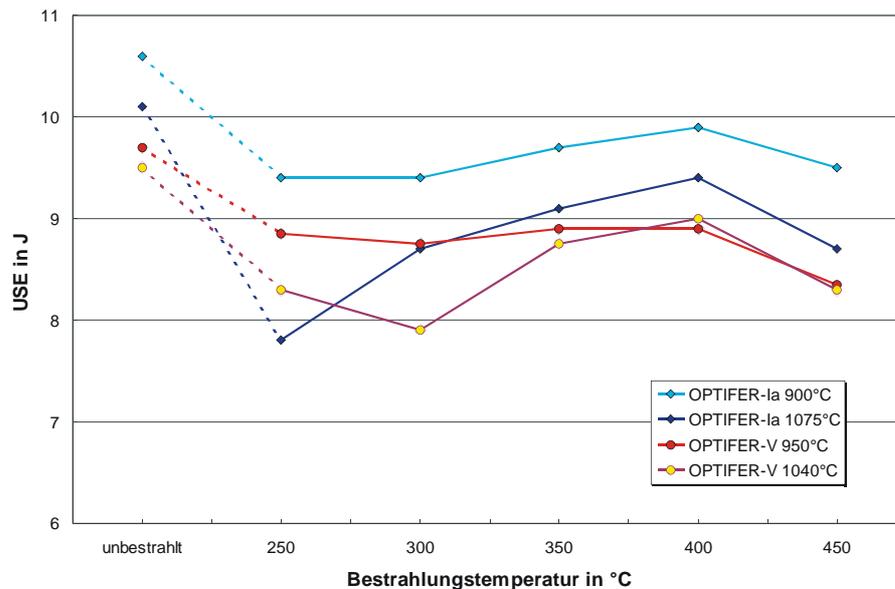


Abbildung 10: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.1.2 OPTIFER-VI

Auch OPTIFER-II und -VI unterscheiden sich in der Hauptsache nur durch ihren Bor-Gehalt. Beide Wärmebehandlungen von OPTIFER-II geschahen bei vergleichsweise niedriger Austenitisierungstemperatur, wobei die deutlichen Unterschiede in der Hochlageenergie erstaunen. OPTIFER-VI zeigt keine klare Tendenz in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und liegt zwischen den Ergebnissen für OPTIFER-II.

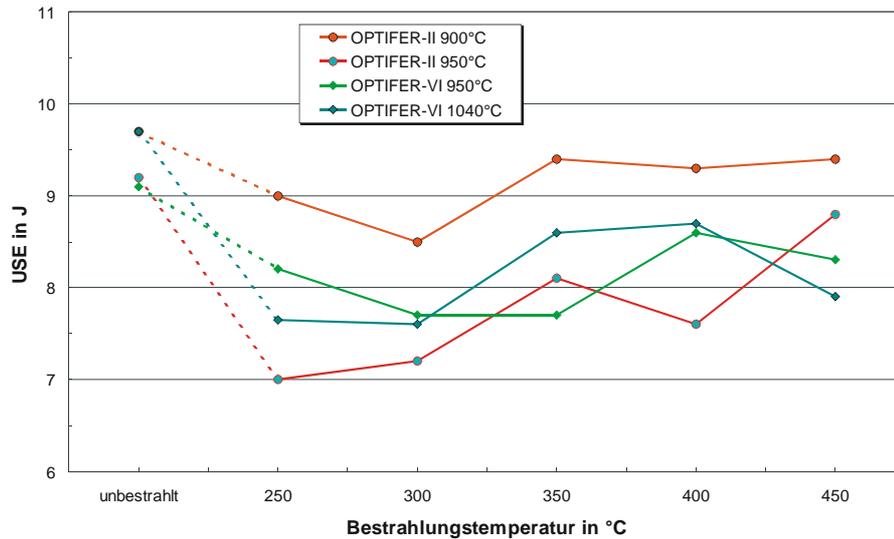


Abbildung 11: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.1.3 OPTIFER-VII

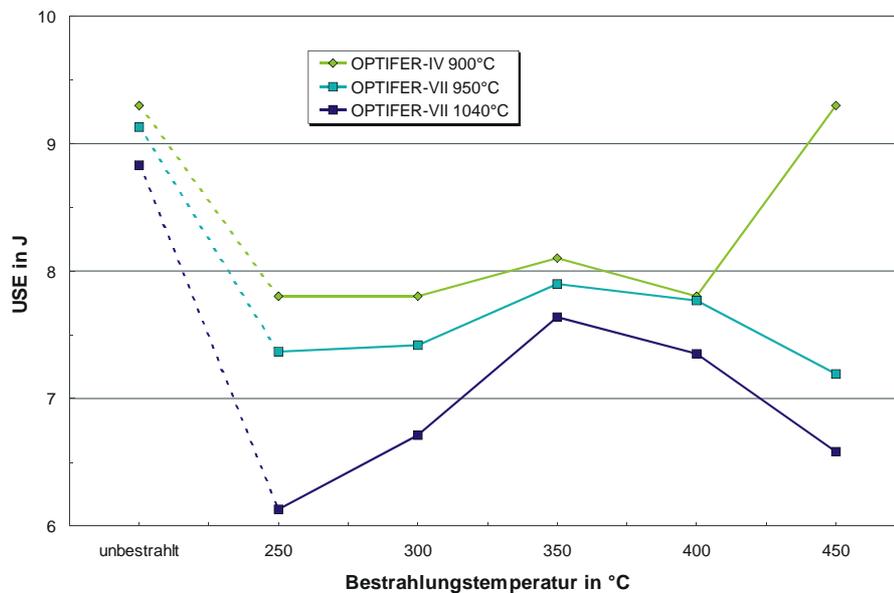


Abbildung 12: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

OPTIFER-VII besitzt bei niedriger Austenitisierung eine leicht niedrigere Hochlageenergie als die entsprechende Legierung mit höherem Bor-Anteil. Durch höhere Austenitisierung wird die im Vergleich zu OPTIFER-V und -VI sowieso schon recht niedrige USE auf das niedrigste Niveau aller OPTIFER-Legierungen nach Bestrahlung abgesenkt, wobei die Grundform der Kurve USE über Bestrahlungstemperatur gewahrt bleibt. Bemerkenswert ist, daß diese Schwäche in der Hochlage genau dieser Wärmebehandlung von OPTIFER-VII vor Bestrahlung nicht entsprechend erkennbar ist – die weitaus meisten

Materialien zeigen ein von der Wärmebehandlung unabhängiges Schädigungsverhalten.

4.1.4 F82H mod. und JLF1

Die leicht modifizierte Charge F82H mod. und der japanische Stahl JLF1 liefern beide gute Ergebnisse für die USE, auch wenn sie – besonders im Bereich von 300 bis 350°C - nicht ganz an die Vorcharge F82H heranreichen. Insgesamt besitzen sie aber ein recht hohes Energieniveau von bemerkenswerter Konstanz über alle Bestrahlungstemperaturen. Die Wärmebehandlung scheint auf F82H mod. keinen so eindeutigen Einfluß zu besitzen wie auf die OPTIFER-Legierungen, JLF1 zeigt bei Temperaturen ab 400°C eine leicht schwächere USE. Insgesamt erreichen F82H / mod. und JLF1 nicht ganz die herausragend guten USE-Werte von OPTIFER-Ia / -V.

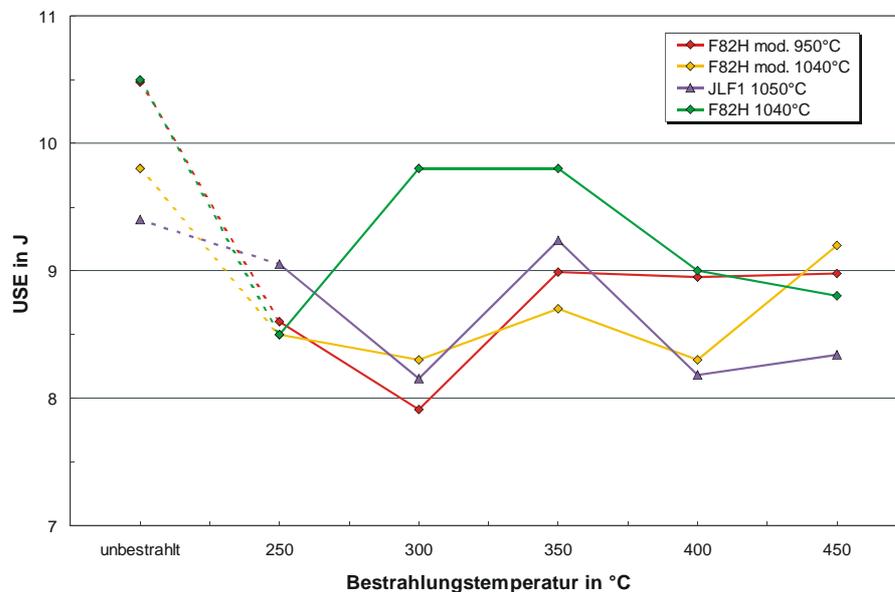


Abbildung 13: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.1.5 F82H mod. und technologische Varianten

Die Hochlageenergie der technologischen F82H mod.-Proben liegt erwartungsgemäß in unbestrahltem und in bestrahltem Zustand unter der des Grundwerkstoffs. Die Wolfram-Inertgas-Schweißung (WIG) bildet bei einer Reduktion der USE um 0,5 bis 1J die Kurve des Grundwerkstoffs bemerkenswert exakt nach. Die Energie der Elektronenstrahl-geschweißten Proben (EB) liegt unbestrahlt und bei niedrigen Bestrahlungstemperaturen zum Teil erheblich darunter, nur ab 400°C gleichen sich die beiden Schweißungen an. Eine ungenaue Probenlage kann hierfür als Grund für das schlechtere

Verhalten der EB-Schweißung ausgeschlossen werden, da bewußt die Kerbe in die Wärmeeinflußzone (WEZ) als schwächste Stelle der geschweißten Probe gelegt wurde – hier war die ermittelte Übergangstemperatur von den drei in Voruntersuchungen betrachteten Bereichen Schweißse, WEZ, Grundmaterial am höchsten gewesen.

Die Proben aus heißisostatisch gepreßtem Material (HIP) liegen um 1 bis 2 J unter dem Ausgangsmaterial, wobei verwundert, daß der mit 0,2 mm größere Kerbradius zu einer leicht niedrigeren USE führt als der 0,1-mm-Radius. Nichtsdestotrotz ist das Ergebnis für ein HIP-Material sehr gut, es werden Hochlageenergien erreicht, an die die früher untersuchten Grundwerkstoffe nicht heranreichen. Erklärungsbedürftig ist allerdings noch der stark nach unten abweichende Wert für USE bei den unbestrahlten HIP-Proben mit 0,1 mm Kerbradius.

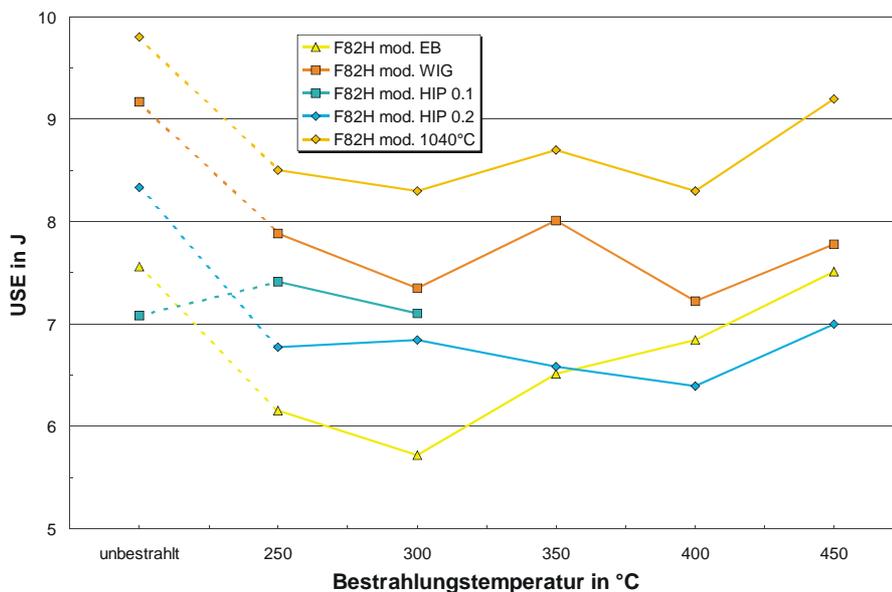


Abbildung 14: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.1.5.1 Abweichende Kerbtiefe bei Proben mit 0,2 mm Kerbradius

Bei näherer Untersuchung der HIP-Proben stellte sich heraus, daß die Kerbtiefe bei den Proben mit 0,2 mm Radius geringfügig zu groß geraten war. Die Resthöhe des Ligaments betrug im Mittel nur noch 2,83 statt 3,00 mm. Betrachtet man das Trägheitsmoment I_y der Probe für elastische Biegung

$$I_y = \frac{b \cdot h^3}{12},$$

so ergibt sich allein hier ein Faktor von 0,84. Ein Vergleich Kraft-Durchbiegungskurven beider Geometrien bis zum Einsetzen des Fließens liefert ein ähnliches Bild.

Über den Einfluß der Kerbtiefe auf die Hochlageenergie kann keine direkte quantitative Vorhersage getroffen werden. Allerdings zeigen begleitende Untersuchungen an Proben variabler Restligamenthöhe, daß die Reduzierung der Hochlageenergie in einer nachvollziehbaren Größenordnung liegt.

Von dem martensitischen 10,6% Cr-Stahl MANET-I sind verschiedene Probenvariationen zur Untersuchung des Geometrie-Einflusses auf die Übergangstemperatur und die Hochlageenergie hergestellt worden. Unter anderem wurden Proben mit einem 0,20 mm breiten erodierten Einschnitt verschiedener Höhe versehen. Anhand dieser Proben soll – unter der Annahme, daß die Ergebnisse auf einen anderen Werkstoff übertragbar sind - der Einfluß der Resthöhe des Ligaments auf die Hochlageenergie gezeigt werden.

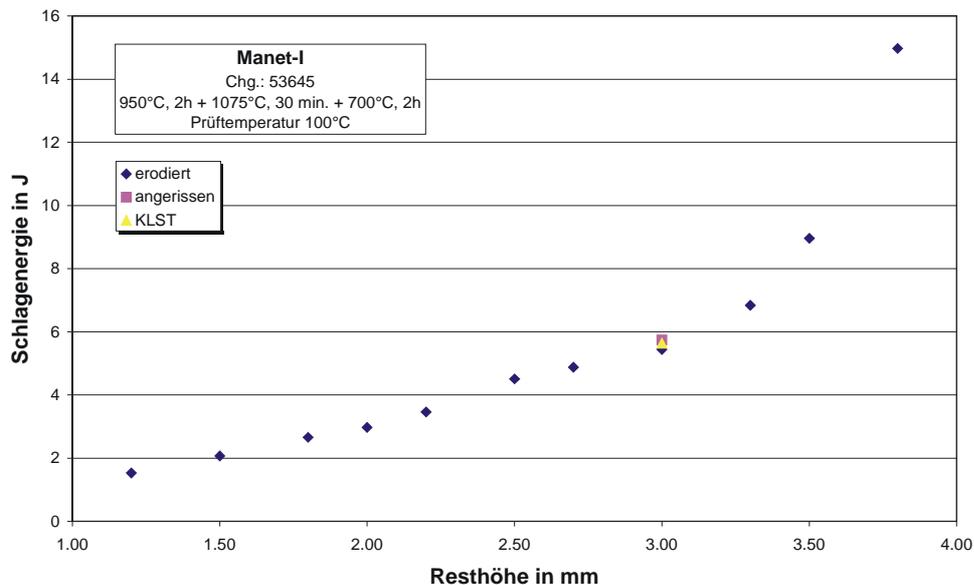


Abbildung 15: Variation der Restligamenthöhe

Dazu wurden die im Anhang genauer aufgeführten Proben bei +100°C – um ein sicheres Auffinden der Hochlage zu gewährleisten – geprüft. Eine polynomische Anpassung der Hochlageenergie jeweils 0,3 mm um die Resthöhe von 3 mm herum liefert folgenden Zusammenhang zwischen Resthöhe und Hochlageenergie:

$$USE_x = (1.038 \cdot x^3 - 8.495 \cdot x^2 + 23.453 \cdot x - 20.927) \cdot USE_{KLST3,0}$$

mit USE_x : Hochlageenergie bei variabler Restligamenthöhe

x : Restligamenthöhe in mm

$USE_{KLST3,0}$: Hochlageenergie bei KLST-Probe (3,0 mm)

Daraus folgt rechnerisch ein Verlust von etwa 7% in der Hochlage für eine Restligamenthöhe von 2,83 mm gegen über 3 mm.

4.1.6 MANET-I/-II: Diffusionsschweißungen und Geometrievarianten

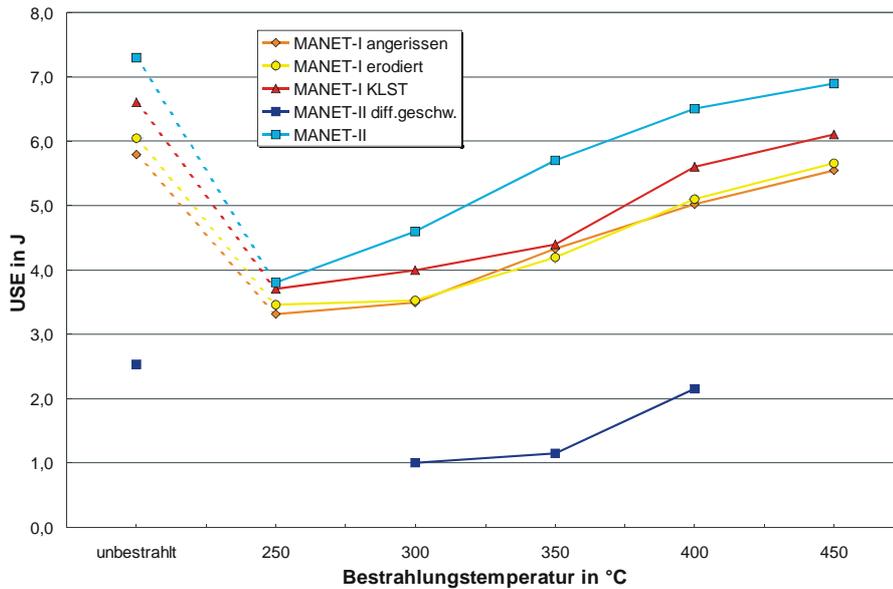


Abbildung 16: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

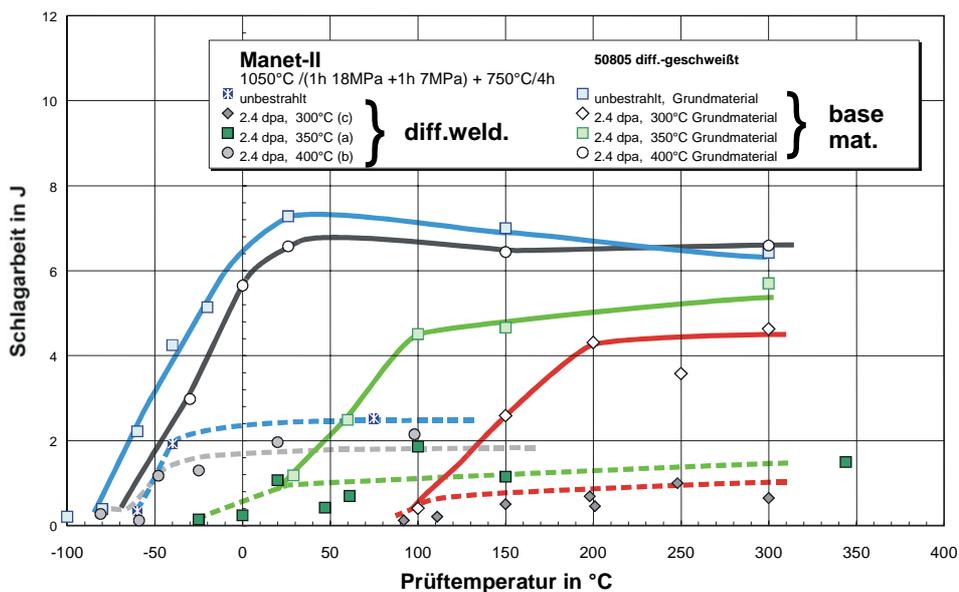


Abbildung 17: Schlagarbeit über Prüftemperatur für MANET-II

Die diffusionsgeschweißten Proben wurden aus MANET-II, einem reichlich hoch legierten martensitischen Chromstahl hergestellt. Dieser ließ sich aufgrund seiner hohen Legierung relativ schlecht schweißen, wie schon unbestrahlte Versuche zeigten [16]. Auch die KLST-Proben zeigen im Vergleich zum bereits nicht besonders günstig eingestuftem Grundmaterial [5] deutlich schwächeres Bild. Sowohl bestrahlt als auch unbestrahlt sinkt die Hochlageenergie auf etwa ein Drittel des Wertes des Grundmaterials – was aber im Umkehrschluß bedeutet, daß der Bestrahlungseinfluß auf eine Diffusionsschweißung von MANET-II mit dem auf das Material selbst vergleichbar ist, wie Abbildung 17 zeigt.

Von dem auf breiter Basis untersuchten Material MANET-I, einem für Fusionsanwendungen konzipierten martensitischen Stahl, wurden in Abwandlung der KLST-Kerbschlagprobe bruchmechanische 3-Punkt-Biegeproben hergestellt. Sie besitzen die gleichen Grundmaße des Probenkörpers und einen Einschnitt bzw. Anriß, der analog zur KLST-Kerbe zu 3mm Resthöhe des tragenden Probenquerschnitts führt.

Die komplett in den Betriebswerkstätten gefertigten Proben verfügen über einen 0,070mm breiten erodierten Einschnitt, der in einem 0,035mm breiten Radius endet, während die angerissenen Proben mit Hilfe einer Resonanz-Biege-Maschine mit einem Schwingungsanriß versehen wurden (Ausführung: Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM), Freiburg). Zum Vergleich werden genormte KLST-Proben mit 1 mm tiefer 60°-V-Kerbe (0,10mm Kerbradius) herangezogen.

Die Hochlageenergie dieser bruchmechanischen Proben bildet sehr gut das Verhalten der KLST-Proben nach, die etwas geringere USE kann sicherlich durch die größere Kerbschärfe der Proben erklärt werden, wobei erstaunt, wie dicht die angerissene und die erodierte Probe beieinander liegen, obwohl bei letzterer vor der duktilen Rißbildung noch der erodierte Radius überwunden werden muß.

Die Abbildungen 18 bis 20 zeigen den Vergleich dreier unbestrahlter MANET-I-Proben, die bei -30°C geprüft wurden. Auch im unteren Bereich der Schlagenergie weisen sie noch deutliche, hier blau gekennzeichnete Scherbruch-Bereiche auf.

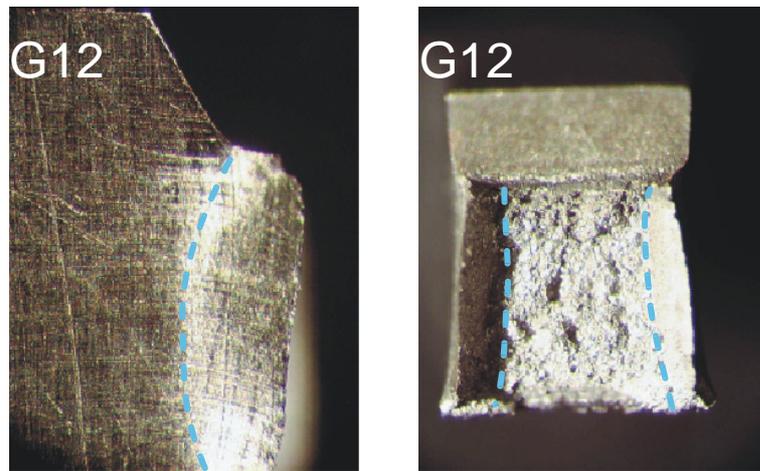


Abbildung 18: Bruchfläche und Scherbruch-Bereiche einer KLST-Probe (3,66J)

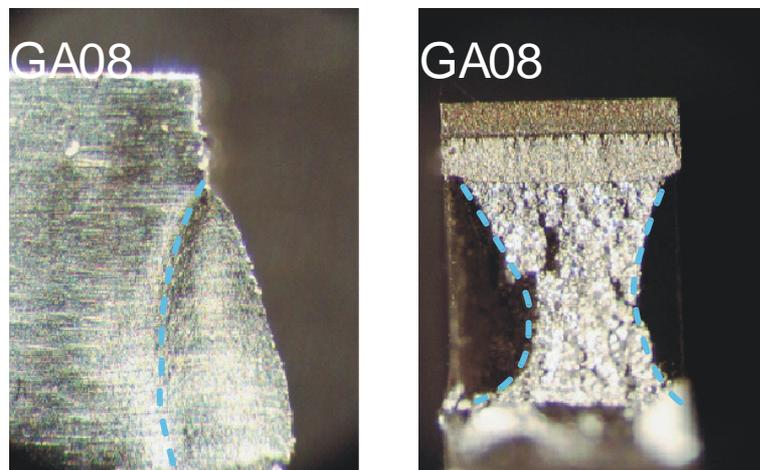


Abbildung 19: Bruchfläche und Scherbruch-Bereiche einer angerissenen Probe (1,72J)

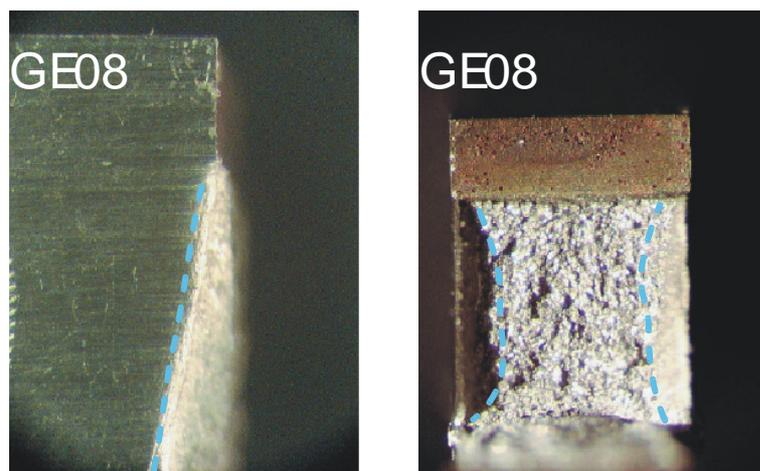


Abbildung 20: Bruchfläche und Scherbruch-Bereiche einer erodierten Probe(1,48J)

4.2 SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR (DBTT)

In Abbildung 21 ist die Versprödungscharakteristik der untersuchten Legierungen, gemessen an der Spröbruchübergangstemperatur, in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur dargestellt.

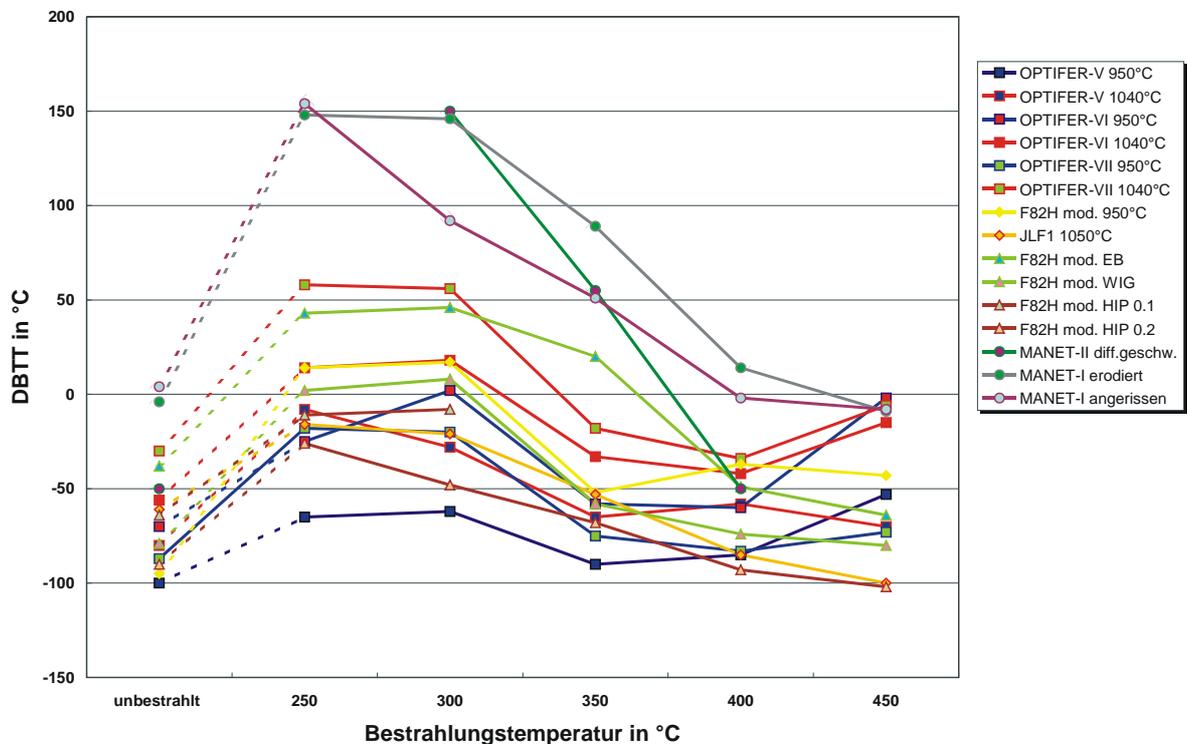


Abbildung 21: Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Bei allen untersuchten Legierungen zeigen sich bei 250 und 300°C die höchsten DBTT-Werte und ab 400°C niedrige DBTT-Werte ungefähr im Bereich der unbestrahlten Referenzproben. Die gering borhaltigen, niedrigaktivierenden Legierungen besitzen auch bei 350°C eine niedrige Spröbruchübergangstemperatur.

MANET-I (dies sogar nur nach 0,8 dpa) und MANET-II zeigen, gefolgt von der K-Charge, im Temperaturbereich 250 bis 350°C mit Abstand den schlechtesten Verlauf.

Alle anderen untersuchten Legierungen besitzen - gemessen an den bisherigen Ergebnissen - einen hervorragenden Verlauf der Spröbruchübergangstemperatur im gesamten Bestrahlungsbereich. Die Temperaturen sind durchweg gering und weisen einen relativ flachen Verlauf auf, der allenfalls durch eine nun mögliche andere Skalierung der Diagramme an frühere Untersuchungen erinnert. Erstreckten sich im MANITU-Programm die DBTT-Werte noch auf einen Bereich von -100 bis über +200°C, so liegen hier alle

Werte für die LAAs zwischen -100 und $+60^{\circ}\text{C}$, d.h., in einem halb so weiten Bereich. OPTIFER-V und -VI haben bei 450°C eine höhere DBTT als bei 400°C , eine Eigenart, die erst durch den kleinen Bereich der DBTT-Werte insgesamt auffällt. In den MANITU-Untersuchungen war insbesondere bei den niedrig borhaltigen Legierungen F82H und ORNL3971 und bei OPTIFER-Ia ein ähnlicher Effekt zu beobachten gewesen, dem aber aufgrund der wesentlich stärkeren Niedertemperaturversprödung keine weitere Beachtung geschenkt wurde.

In der Abbildung 22 sind die DBTT-Werte für den oberen und unteren Bereich der Bestrahlungstemperatur der einzelnen Legierungen dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, daß eine höhere Austenitisierungstemperatur zu höheren Übergangstemperaturen führt.

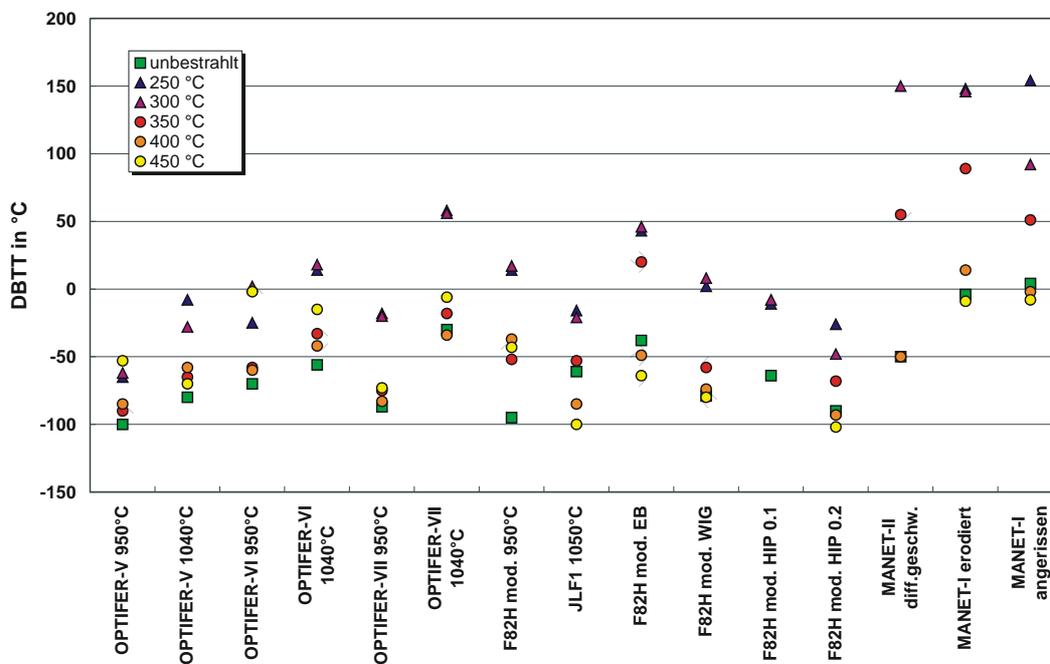


Abbildung 22: DBTT im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

4.2.1 OPTIFER-V

Wies OPTIFER-V als Bor-reduzierte Variante von OPTIFER-Ia zwar eine leicht niedrigere USE auf, treten hier ihre Vorteile zu Tage: die Sprödbruchübergangstemperatur ist nun deutlich niedriger, vor allem bei geringen Bestrahlungstemperaturen liegt die DBTT immer noch grundsätzlich im negativen Temperaturbereich, d.h. eindeutig unter der Betriebstemperatur selbst einer kalten Reaktorkomponente. Auffällig ist der sehr flache Verlauf der DBTT, der sich innerhalb von ca. 50°C abbilden läßt.

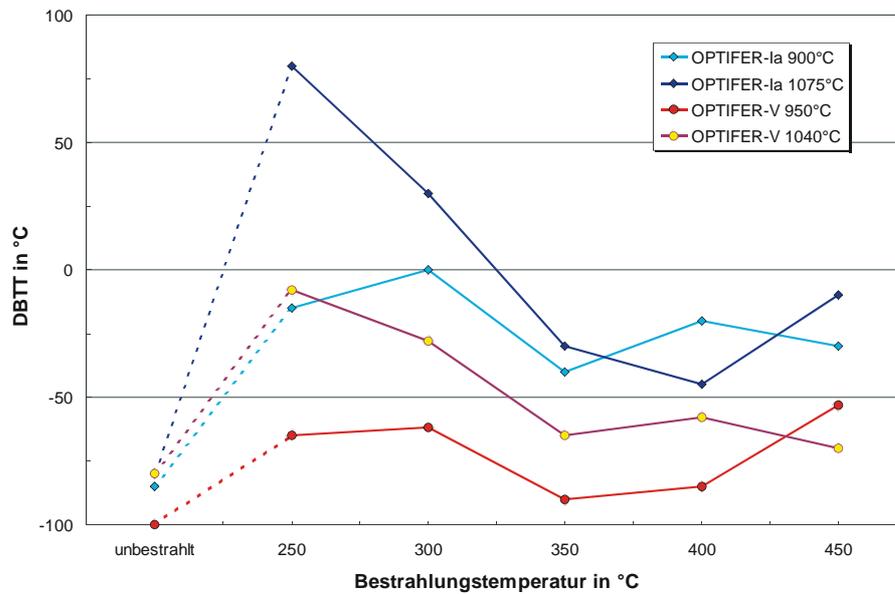


Abbildung 23: Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Sehr gut lassen sich an Abbildung 23 die Einflüsse des Bor-Gehaltes und der Austenitisierungstemperatur ablesen: Der Einfluß verschiedener Wärmebehandlung auf das Materialverhalten wird durch Bestrahlung nicht beeinträchtigt. Vielmehr sind erstmals vor und nach Bestrahlung im Übergangsbereich eines niedrigaktivierenden Stahls die Unterschiede zwischen zwei Wärmebehandlungszuständen größer als der Einfluß, den eine 2,4-dpa-Bestrahlung auf diesen Werkstoff hat. Abbildung 24 zeigt den spröde-duktilen Übergang von OPTIFER-V, ermittelt an KLST-Proben vor und nach 2,4 dpa Schädigung bei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen.

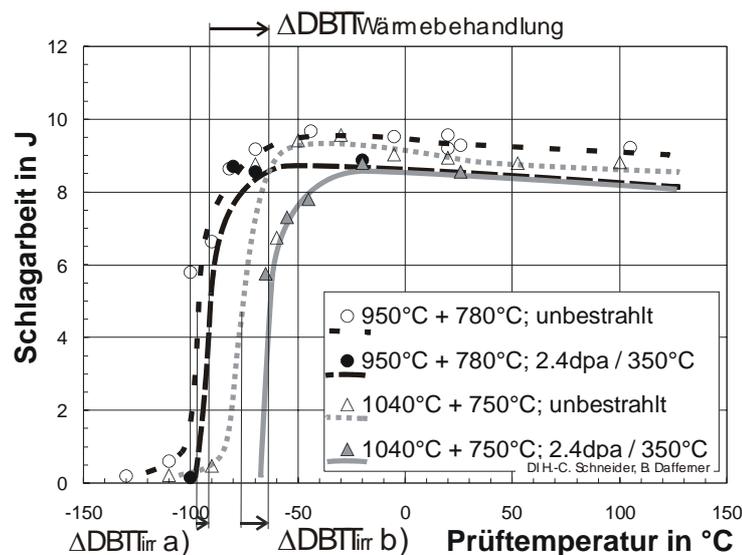


Abbildung 24: Schlagarbeit-Temperatur-Kurven für OPTIFER-V.

4.2.2 OPTIFER-VI

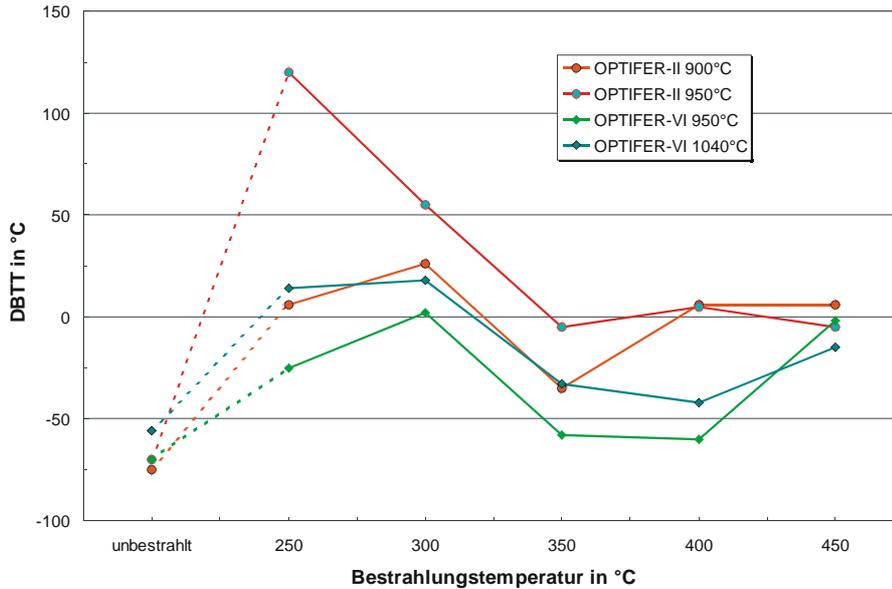


Abbildung 25: Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

OPTIFER-VI zeigt ein sinngemäß ähnliches Verhalten wie OPTIFER-V, wobei im Vergleich zu OPTIFER-II der geringere Einfluß der Wärmebehandlung auf die DBTT auffällt - insbesondere, da der Unterschied in der Austenitisierungstemperatur bei letzterem geringer ist.

4.2.3 OPTIFER-VII

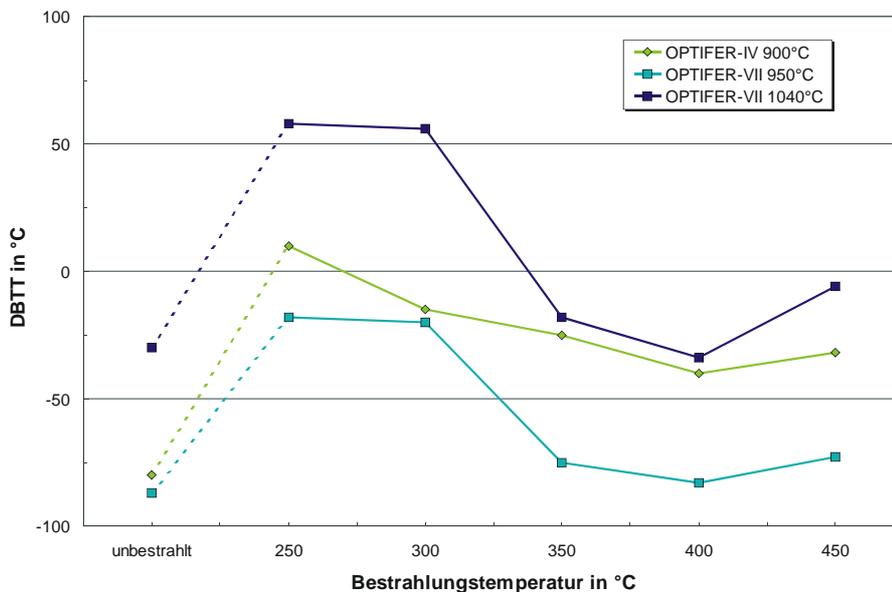


Abbildung 26: Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

OPTIFER-VII beruht auf der OPTIFER-IVa-Variante, die in nur einem Wärmebehandlungszustand bestrahlt untersucht wurde. Auch hier ist die DBTT für den vergleichbaren Bor-reduzierten Werkstoff niedriger, jedoch fällt auf, daß

eine Anhebung der Austenitisierungstemperatur sowohl bestrahlt als auch unbestrahlt zu einer deutlich höheren DBTT führt, die sogar über der DBTT von OPTIFER-IVa (900°C) liegt. Ähnliches konnte bei den anderen OPTIFER-Varianten nicht beobachtet werden.

4.2.4 F82H mod. und JLF1

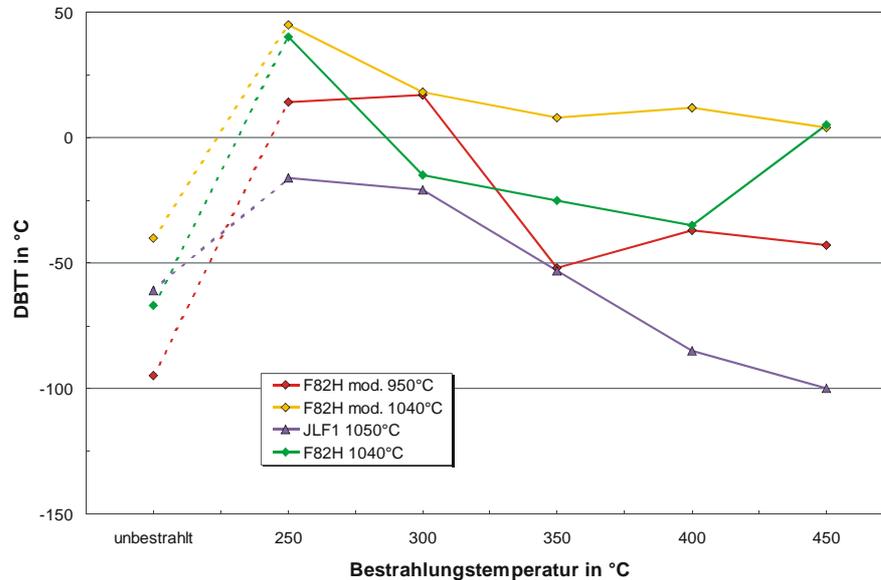


Abbildung 27: Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

JLF1 zeigt die besten Ergebnisse unter den Referenzlegierungen und ist in dieser Disziplin mit OPTIFER-V vergleichbar. F82H mod. (950°C) liegt erwartungsgemäß (bis auf den Wert bei 300°C) unter der Kurve von F82H mod. (1040°C) und zeigt, daß die zum Einfluß der Wärmebehandlung gemachten Aussagen nicht auf die OPTIFER-Stähle beschränkt sind. Lagen die DBTT-Werte von F82H mod. (1040°C) noch teilweise deutlich über denen von F82H (1040°C), so zeigt sich hier, daß mit einer entsprechenden Wärmebehandlung zwar die niedrigen DBTT-Werte erreicht werden können, man muß aber auch gleichzeitig entsprechend niedrigere Werte in der USE in Kauf nehmen.

4.2.5 F82H mod. und technologische Varianten

Es erstaunt, wie wenig die Werte für die Übergangstemperatur der technologischen Proben vom Grundwerkstoff F82H mod. abweichen, lediglich bei den höheren Bestrahlungstemperaturen ergeben sich gewisse Differenzen – diese allerdings durchweg zu Gunsten der technologischen Proben. Da F82H mod. bei geringerer Austenitisierungstemperatur auch einen starken Abfall der DBTT für 400 und 450°C aufweist, können die niedrigen Werte der

Schweißungen und des HIP-Materials als reell angesehen werden. Die Niedertemperaturversprödung wird von allen untersuchten Varianten ähnlich dargestellt, wobei besonders der vergleichbare DBTT-Anstieg von unbestrahlt zu 250°C auffällt. Die WIG-Schweißung besitzt ein um 20 bis 40°C günstigeres Ergebnis als die EB-Schweißung und das HIP-Material liegt nochmals darunter.

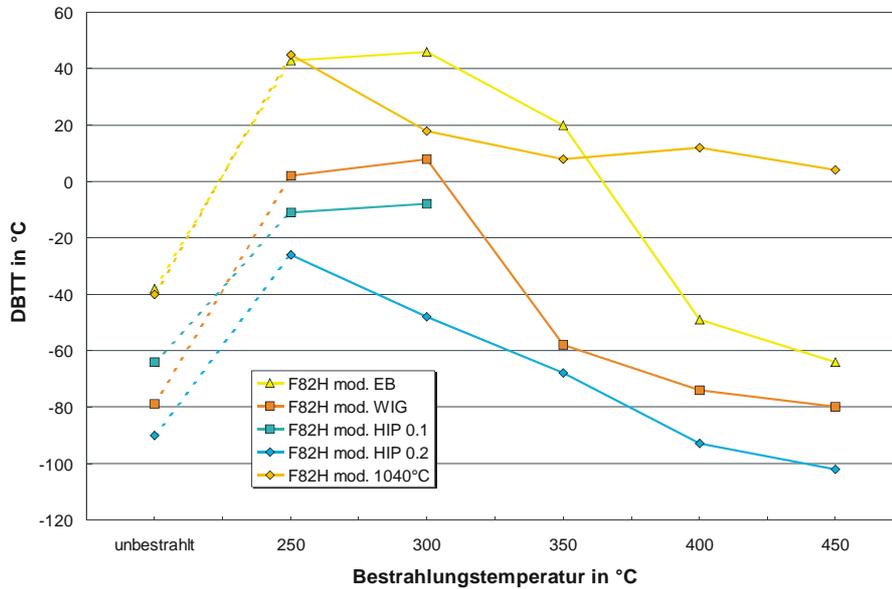


Abbildung 28: Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Die leicht niedrigere DBTT der Proben mit größerem Kerbradius könnte sich mit dem Einfluß der Kerbschärfe auf die Übergangstemperatur erklären lassen., Abbildung 29 zeigt hierzu ein Schlagarbeit-Temperatur-Diagramm.

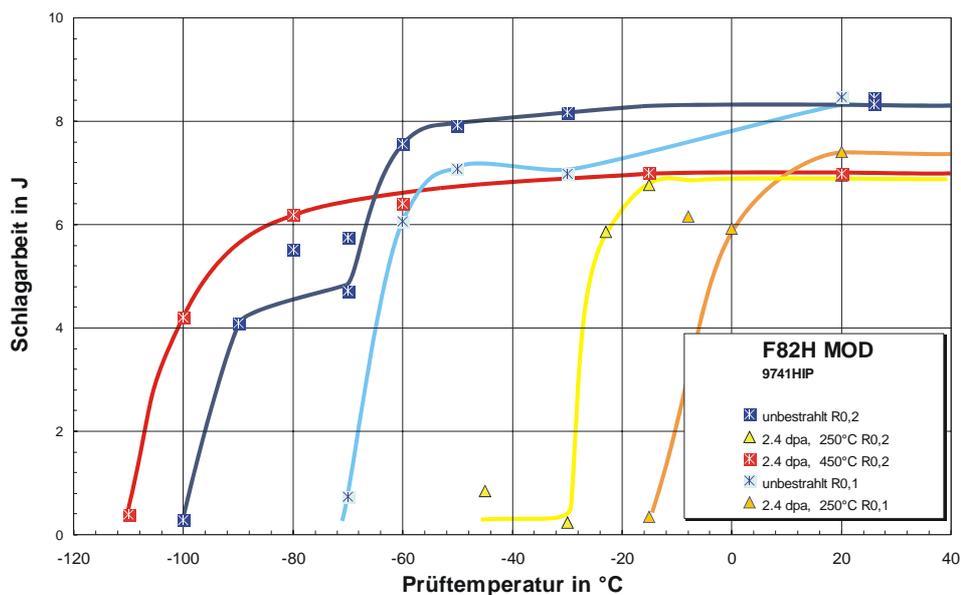


Abbildung 29: Schlagarbeit-Temperatur-Kurven für F82H mod. HIP

4.2.6 MANET-I/-II: Diffusionsschweißungen und Geometrievarianten

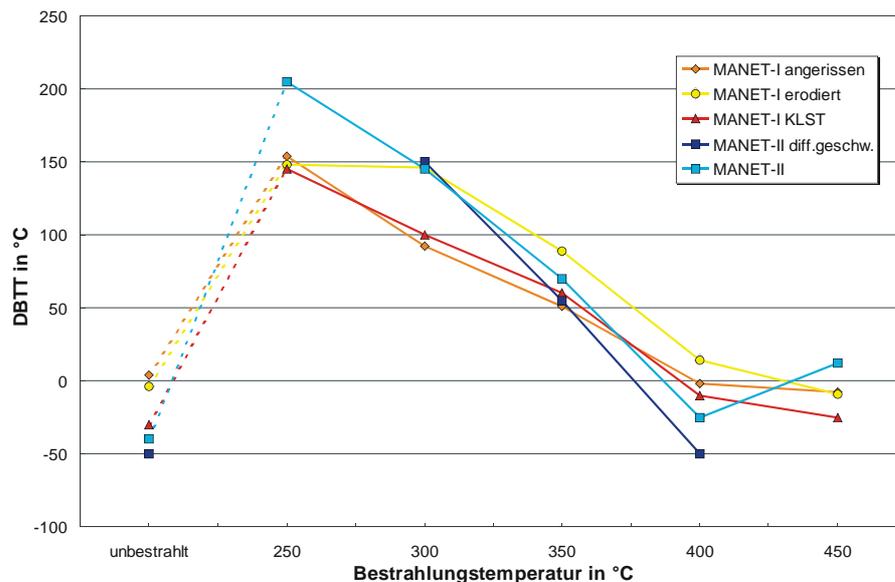


Abbildung 30: : Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Haben die diffusionsschweißten MANET-II-Proben bezüglich Hochlageenergie noch deutlich schlechter als der Grundwerkstoff abgeschnitten, so zeigen sich bei der DBTT vergleichbare Werte mit starker Bestrahlungsversprödung und Abnahme dieser Versprödung mit steigender Bestrahlungstemperatur. Die schlechten mechanischen Eigenschaften der Diffusionsschweißung erleiden also durch Bestrahlung keine gravierende Verschlechterung als der Grundwerkstoff an sich, siehe dazu auch die Schlagarbeit-Temperatur-Kurven in Abbildung 17. Dies bedeutet im Umkehrschluß, daß Diffusionsschweißverbindungen mit besseren mechanischen Eigenschaften und besseren Grundwerkstoffen – z. B. EUROFER 97 -, wie sie in [18] vorgestellt werden, auch Anlaß zur Hoffnung für bessere Resultate von bestrahlten Proben geben.

Die Übergangstemperaturen von MANET-I sind für angerissene Proben und KLST-Proben praktisch identisch, während sie für die Proben mit erodierter Nut im mittleren Bestrahlungstemperaturbereich deutlich höher liegen – für die USE hatte sich kein solchgestalter Unterschied ergeben.

4.3 NIEDRIGSTE TEMPERATUR IN DER HOCHLAGE (LTUS)

Abbildung 31 zeigt die designorientierte Versprödungstemperatur (LTUS) der einzelnen Stähle in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur. Diese Temperatur gibt die niedrigstmögliche Einsatztemperatur eines Werkstoffes an, bei dieser der sich gerade noch vollkommen duktil verhält. Somit ist der LTUS-Wert technisch sinnvoller verwendbar als der streng aus der Definition abgeleitete Wert für die DBTT bei halber Schlagenergie (und damit bereits deutlich verringerter Zähigkeit).

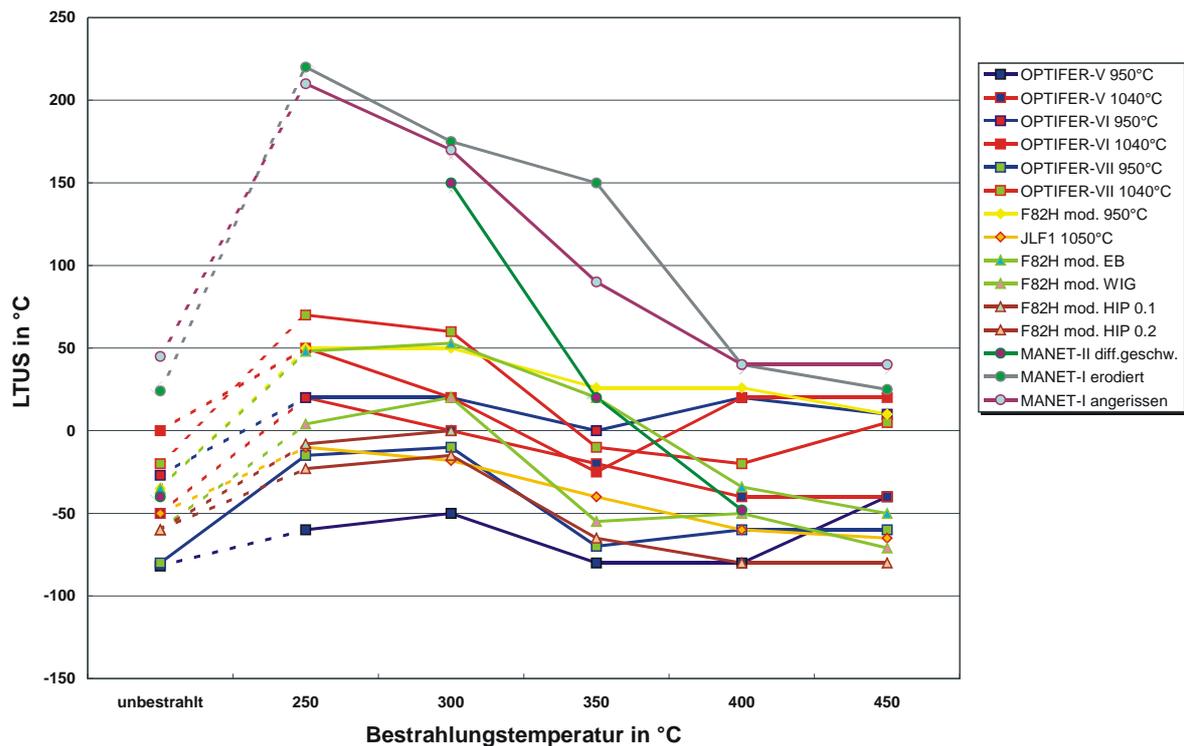


Abbildung 31: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Im Wesentlichen finden sich hier die für die DBTT Aufgeführten Ergebnisse wieder, wenn auch mit definitionsbedingt leicht höheren Temperaturen. Besonders die MANET-Stähle erfahren eine stärkere Anhebung des Übergangs mit LTUS im Bereich von über 200°C. Da bei diesen Stählen der Übergangsbereich viel breiter ist als bei den neueren LAAs, ist auch der Unterschied von DBTT zu LTUS bei den LAAs mit ihrem Steilabfall viel kleiner. Insgesamt werden bei der Betrachtung der LTUS die Vorteile der neueren niedrigaktivierenden Legierungen mit reduziertem Bor-Gehalt nochmals deutlicher.

Auch für die LTUS lässt sich die Abhängigkeit der Übergangstemperatur von der Austenitisierungstemperatur für alle 6 OPTIFER-Varianten in Abbildung 32 ablesen.

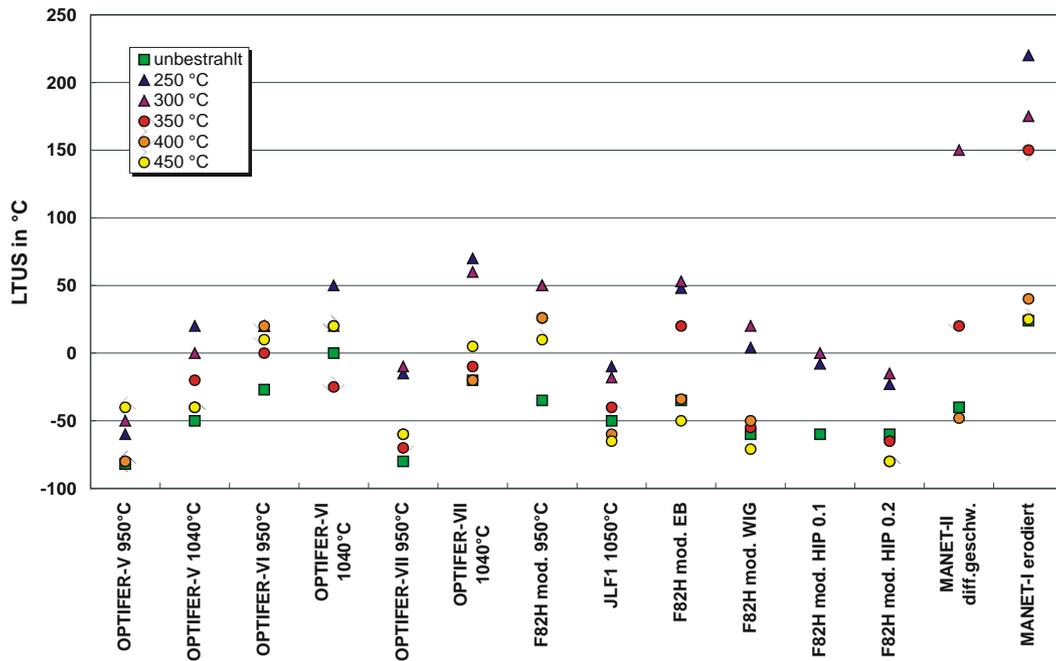


Abbildung 32: LTUS im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

Die meisten der folgenden Diagramme bedürfen keiner weiteren Erläuterung, da sinngemäß die DBTT-Betrachtungen übernommen werden können.

4.3.1 OPTIFER-V

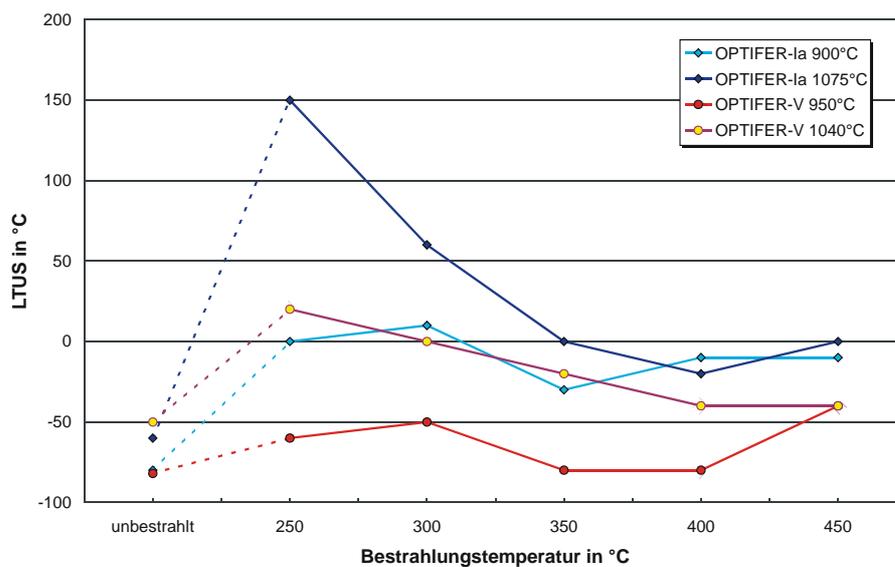


Abbildung 33: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.3.2 OPTIFER-VI

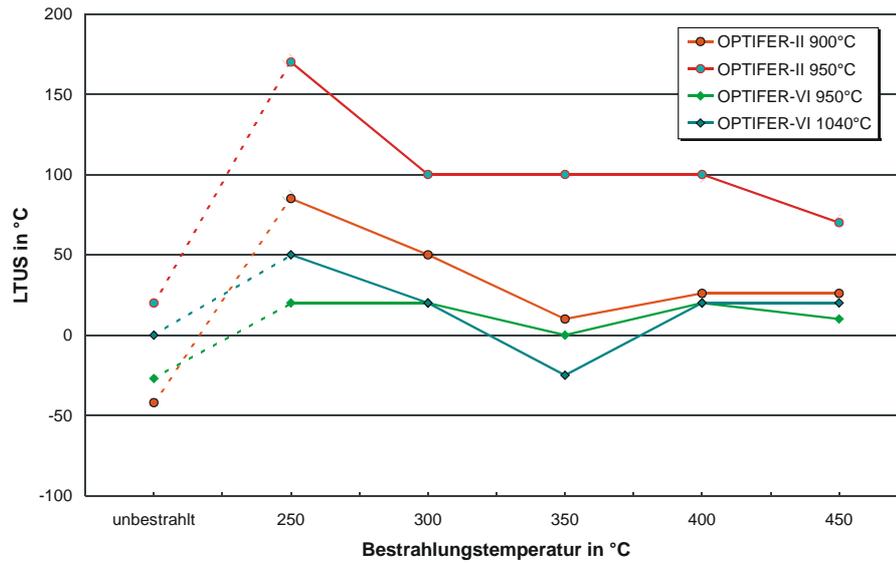


Abbildung 34: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.3.3 OPTIFER-VII

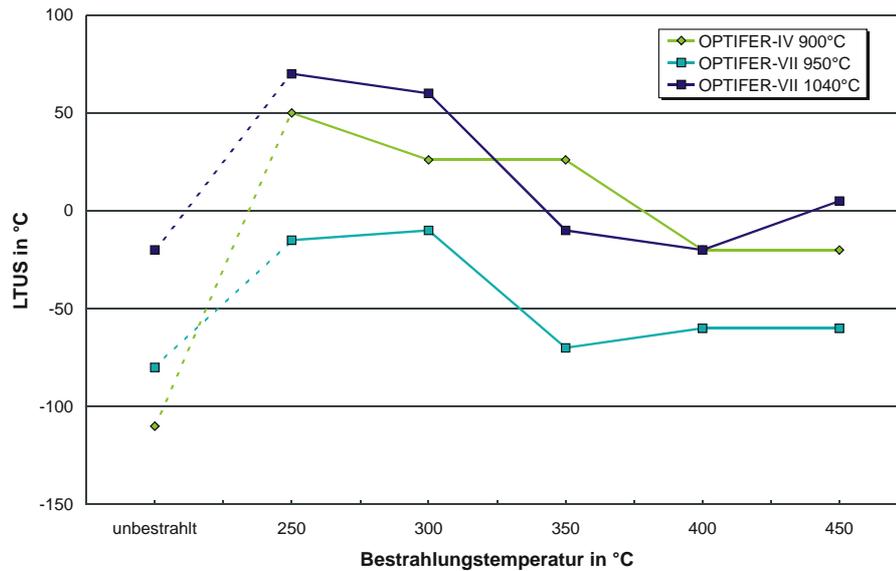


Abbildung 35: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.3.4 F82H mod. und JLF1

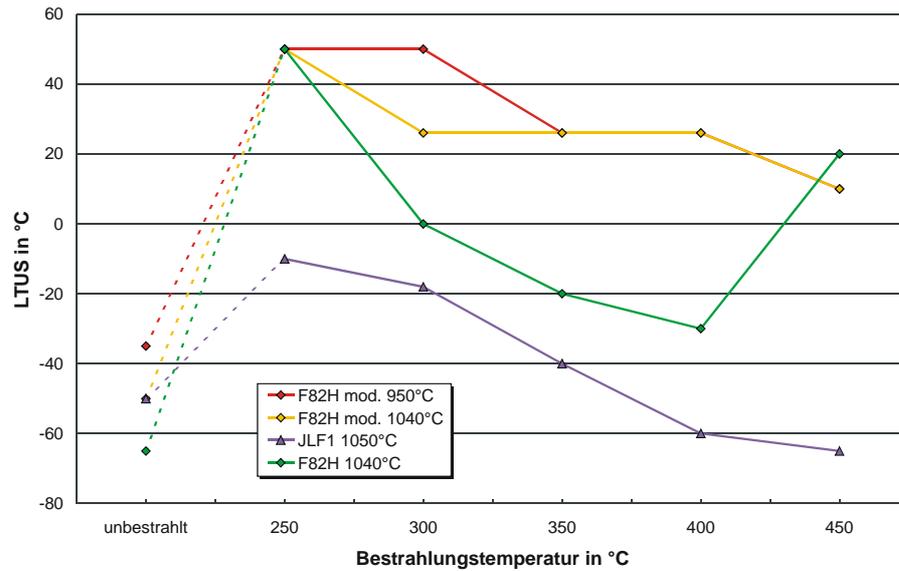


Abbildung 36: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Hier fällt auf, daß F82H mod. mit niedriger Austenitisierungstemperatur eigenartigerweise identische oder sogar höhere LTUS-Werte als F82H mod. (1040°C) hat – umkehrt verhält es sich bei der DBTT.

4.3.5 F82H mod. und technologische Varianten

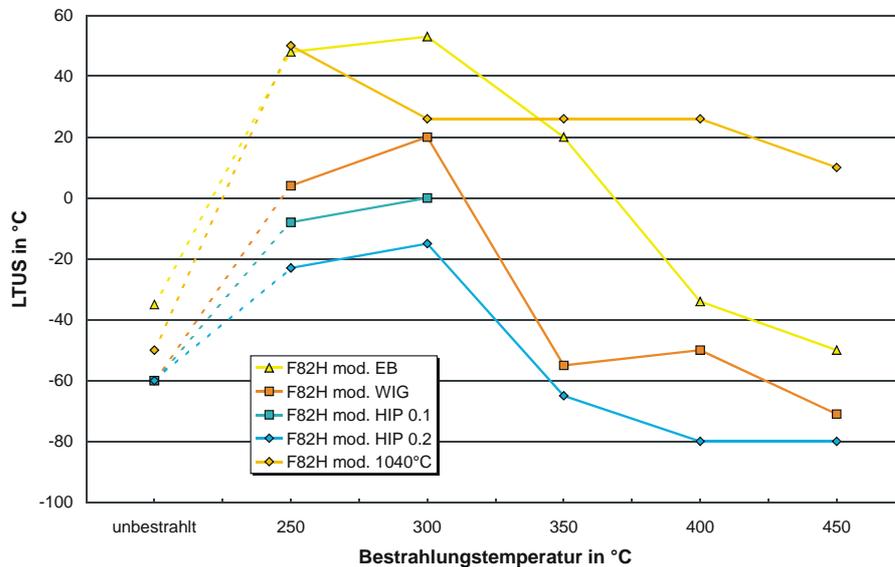


Abbildung 37: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.3.6 MANET-I/-II: Diffusionsschweißungen und Geometrievarianten

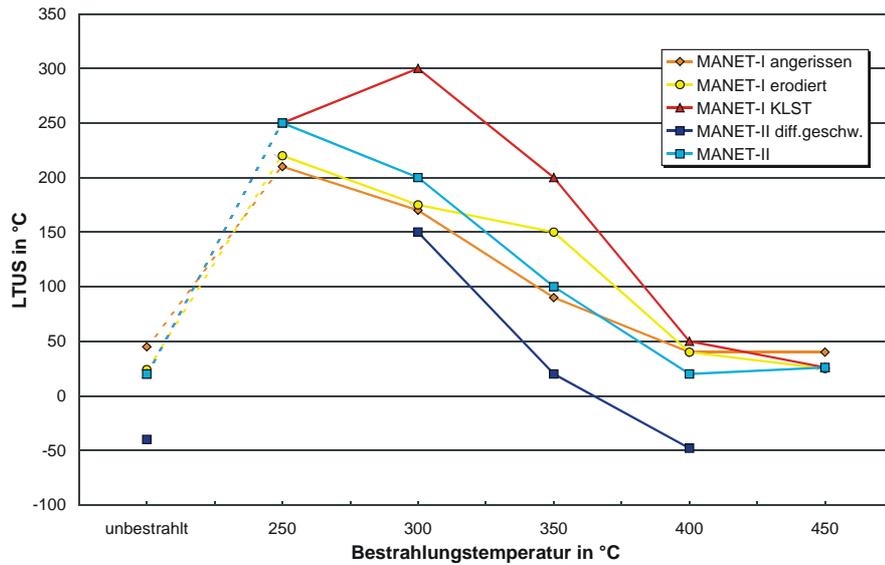


Abbildung 38: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Die diffusionsschweißten MANET-II-Proben weisen im Gegensatz zur vergleichbaren DBTT eine deutlich geringere LTUS auf als das Grundmaterial (50 bis 75°C). Etwas wird dieses Ergebnis allerdings durch die beschränkte Probenanzahl und die sehr geringen Energien der diffusionsschweißten Versuchsproben relativiert, so daß für sichere Erkenntnisse eine breitere Datenbasis vonnöten wäre.

Ebenso ist bemerkenswert, daß die MANET-I-KLST-Proben im mittleren Bestrahlungstemperaturbereich eine erheblich höhere LTUS besitzen als die bruchmechanischen erodierten oder angerissenen Proben – obwohl die erodierten Proben eine höhere DBTT haben als die in dieser Hinsicht vergleichbaren angerissenen und KLST-Proben. Hier sind auch genug Proben vorhanden und ausreichen hohe Schlagenergien realisiert worden, um die Ergebnisse als sicher anzusehen.

4.4 DYNAMISCHE STRECKGRENZE (σ_{YD})

Die bei einer Prüftemperatur von +26 bzw. +100°C ermittelten Werte der dynamischen Streckgrenze in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur sind in Abbildung 39 dargestellt.

Aufgrund der Charakteristik des Kraftsignals des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs ist nicht aus jedem Kraft-Durchbiegungs-Verlauf einwandfrei eine dynamische Streckgrenze zu ermitteln. Ebenso lagen die Übergangstemperaturen einiger Legierung so, daß aufgrund der beschränkten Probenanzahl zugunsten einer sicheren Bestimmung der DBTT auf eine Bestimmung der dynamischen Streckgrenze durch einen Versuch bei 100°C verzichtet wurde. Es besteht jedoch die Möglichkeit, die dynamische Streckgrenze bei 100°C abzuschätzen, z.B., indem man den Kurvenverlauf im Vergleich mit den benachbarten Bestrahlungstemperaturen oder mit anderen Bestrahlungsergebnissen extrapoliert. Wo dies geschehen ist, wurden so gewonnene Werte im tabellarischen Anhang deutlich als solche gekennzeichnet.

Ferner ist bei etlichen Legierungen die dynamische Streckgrenze bei + 26°C bestimmt worden, da in diesem Bereich relativ viele verwertbare Ergebnisse zur Verfügung stehen.

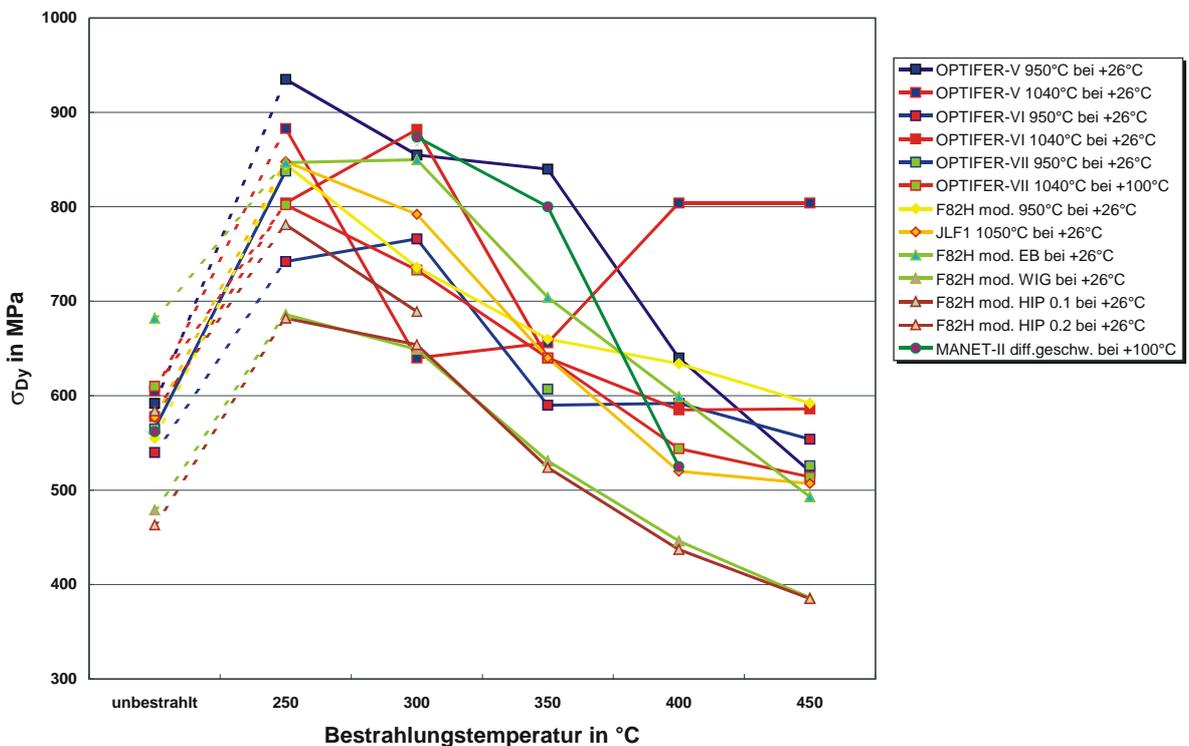


Abbildung 39: σ_{YD} in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Im Allgemeinen galt bei den martensitischen Legierungen für die Versprödungs- und Festigkeitseigenschaften die daß mit einer Verbesserung der Versprödungstemperaturwerte eine Verschlechterung der Festigkeit einherging.

In [5] waren jedoch bereits die relativ hohen Werte der F82H- und ORNL-Legierung nach 2,4 dpa Bestrahlung hervorgehoben: beide Legierungen zeigen ungefähr denselben Verlauf der dynamischen Streckgrenze bei 100°C über der Bestrahlungstemperatur. Ihre Werte liegen oberhalb derer der OPTIFER-Legierungen, obwohl sie – zumindest bis 400°C - deutlich bessere Versprödungstemperaturen aufwiesen.

Am höchsten sind immer noch die Streckgrenzen der MANET-Stähle, die wiederum die schlechtesten Spröbruchübergangstemperaturen zeigen. Jedoch besitzen inzwischen auch die LAAs hohe Streckgrenzenwerte auf, insbesondere OPTIFER-V kann hier genannt werden.

Eine Aufteilung nach den Werkstoffen zeigt Abbildung 40. Hierbei wird erkennbar, daß auch die Legierungen, die keine signifikant höhere Versprödung bei tiefen Temperaturen zeigen, sehrwohl dort eine deutlich stärkere Verfestigung besitzen – wie man aus dem deutlichen Abstand der Dreiecke zu den Kreissymbolen erkennen kann, vergleiche dazu auch Abbildung 22.

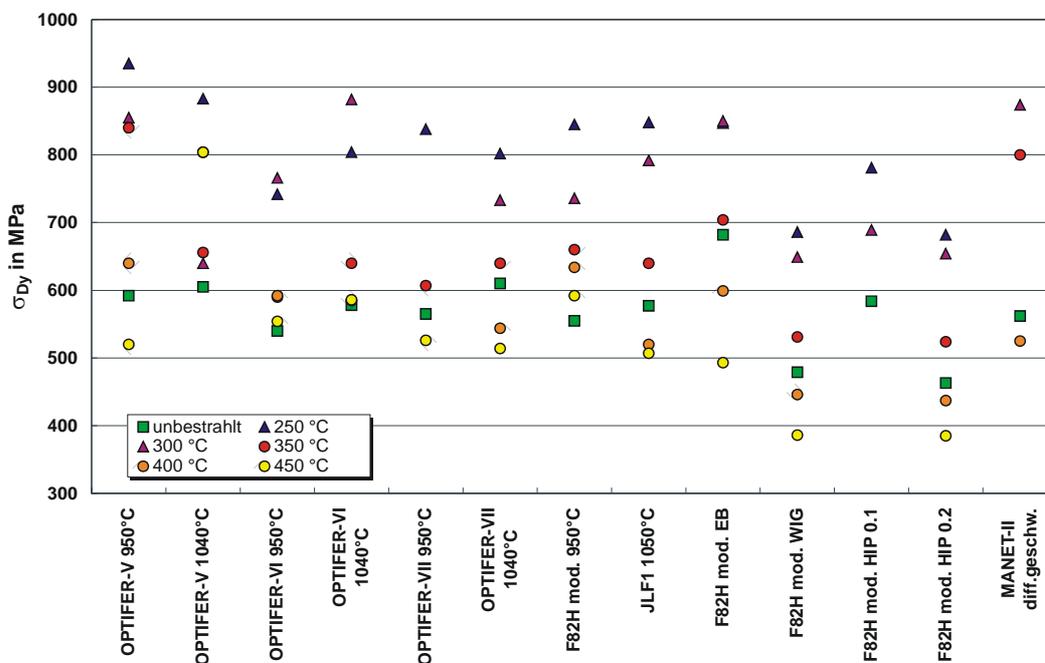


Abbildung 40: σ_{yd} im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

4.4.1 OPTIFER-V

Daß OPTIFER-V (900°C) hier eine relativ niedrige Streckgrenze besitzt, liegt an der höheren Referenztemperatur von 100°C - wäre sie ebenfalls bei 26°C ermittelbar gewesen, läge sie höher als bei den anderen Materialien. Auffällig ist, daß OPTIFER-V (1040°C) im Gegensatz zu OPTIFER-V (900°C) keine eindeutig fallende Tendenz der Streckgrenze mit steigender Bestrahlungstemperatur mehr besitzt.

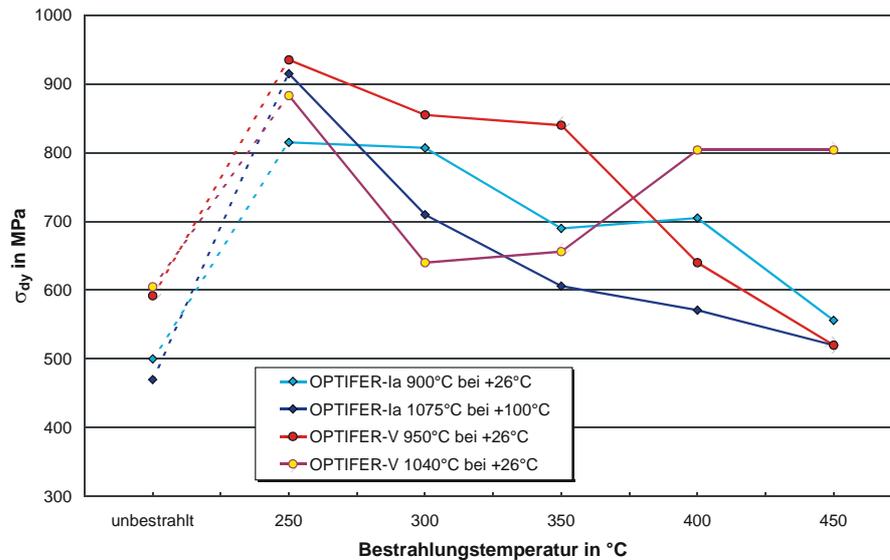


Abbildung 41: σ_{yd} in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.4.2 OPTIFER-VI

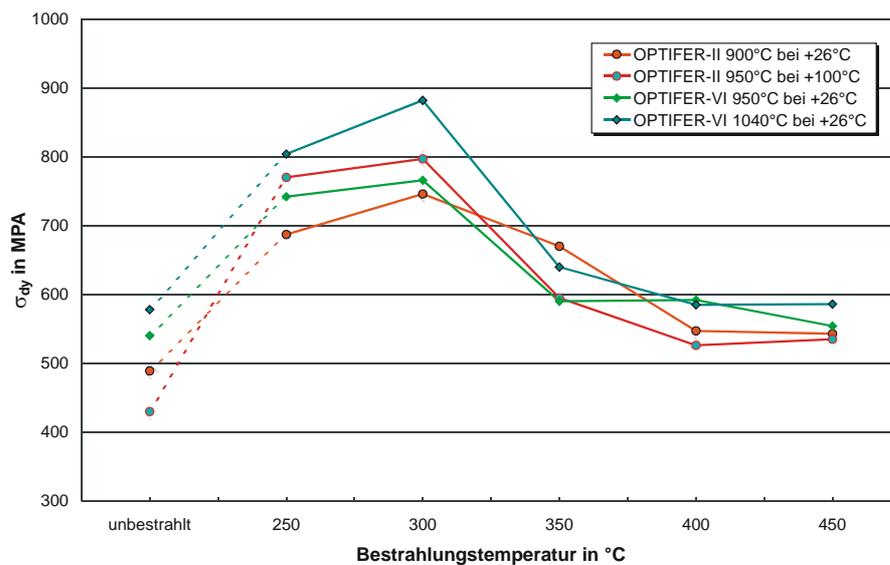


Abbildung 42: σ_{yd} in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

OPTIFER-VI besitzt wie OPTIFER-II für beide Austenitisierungstemperaturen die gleiche charakteristische Kurve: die höchste Verfestigung wird bei 300°C - und nicht bei 250°C – erreicht, während bei den höheren Bestrahlungstemperaturen der Streckgrenzenwert im Bereich der unbestrahlten Werkstoffe liegt.

4.4.3 OPTIFER-VII

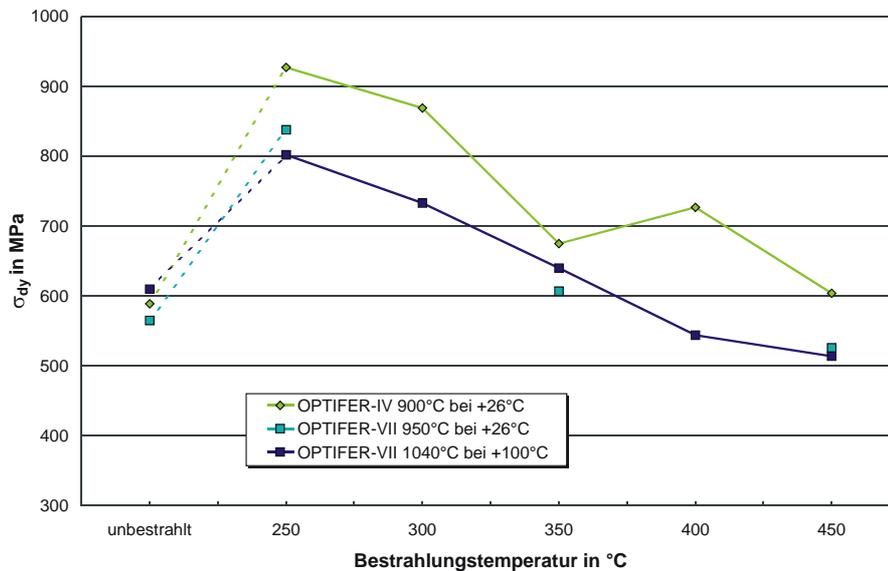


Abbildung 43: σ_{yd} in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

OPTIFER-VII besitzt eine eindeutig fallende Tendenz der Streckgrenze mit der Bestrahlungstemperatur, auch wenn diese nicht über den ganzen Temperaturbereich (950°C) bzw. nicht bei gleichen Referenztemperaturen (1040°C) ermittelt werden konnte.

4.4.4 F82H mod. und JLF1

F82H mod. in beiden Wärmebehandlungen und F82H besitzen vergleichbare Streckgrenzenwerte, JLF1 etwas niedrigere bei höheren Temperaturen. Da genug Proben von F82H mod. (1040°C) bei den entsprechenden Temperaturen geprüft wurden, konnte bei einigen Bestrahlungstemperaturen die dynamische Streckgrenze bei beiden Referenztemperaturen ermittelt werden. Der Unterschied ist vor allem bei 250 und 300°C immens, da der Werkstoff sich bei +26°C im spröd-duktilen Übergang befindet, während er sich bei +100°C noch vergleichsweise zäh verhält. Überhaupt fällt hier auf, daß die Unterschiede zwischen den bestrahlten Proben deutlicher ausfallen als zwischen den entsprechenden unbestrahlten Proben – ein Ergebnis, das so die anderen Werkstoffe nicht unbedingt zeigen.

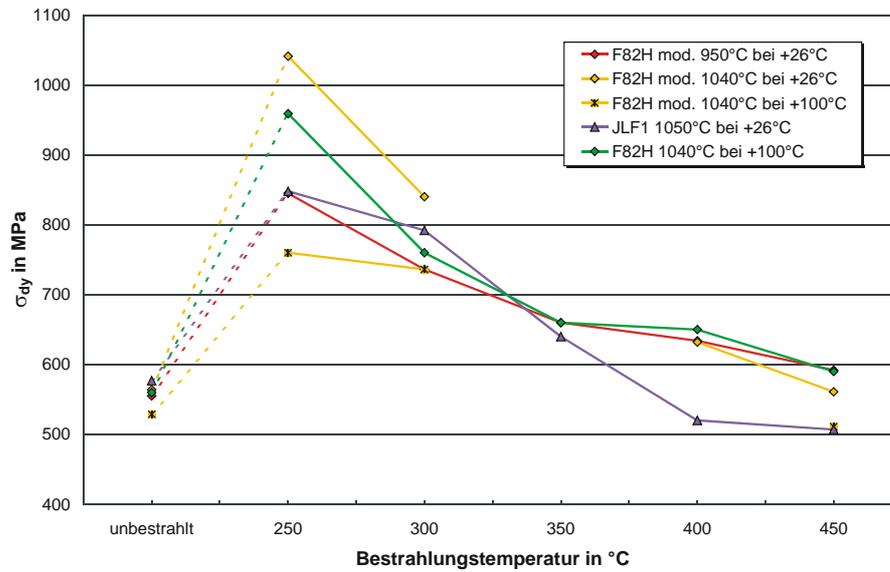


Abbildung 44: σ_{yd} in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.4.5 F82H mod. und technologische Varianten

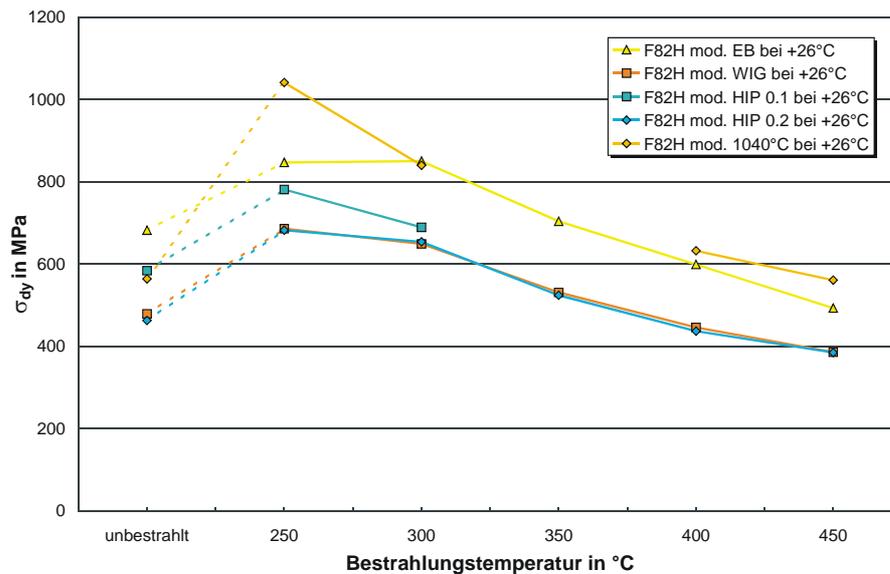


Abbildung 45: σ_{yd} in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Die dynamische Streckgrenze der EB-Schweißung liegt im Bereich des Grundmaterials, während die der WIG-Schweißung und auch jene der HIP-Proben darunter liegt – im Wesentlichen bleiben hier die Differenzen der unbestrahlten Referenzproben erhalten. Strenggenommen ist der Constraint-Faktor für die HIP-Proben mit 0,2 mm Kerbradius nicht genau gültig, zur Einordnung könne die Ergebnisse aber trotz der geringen zu erwartenden Abweichung verwendet werden.

4.4.6 MANET-II Diffusionsschweißungen

Von den MANET-Stählen werden nur die Diffusionsschweißungen untersucht, da die angerissenen bzw. mit einer Nut versehenen MANET-I-Proben keine sinnvolle normierte Auswertung der dynamischen Streckgrenze zulassen. Hierfür müsste erst der zur geänderten Geometrie gehörige Constraint-Faktor ermittelt werden. Da aber die Streckgrenze aus den KLST-Proben bereits bestimmt ist, steht dem Aufwand kein angemessener Erkenntnisgewinn gegenüber.

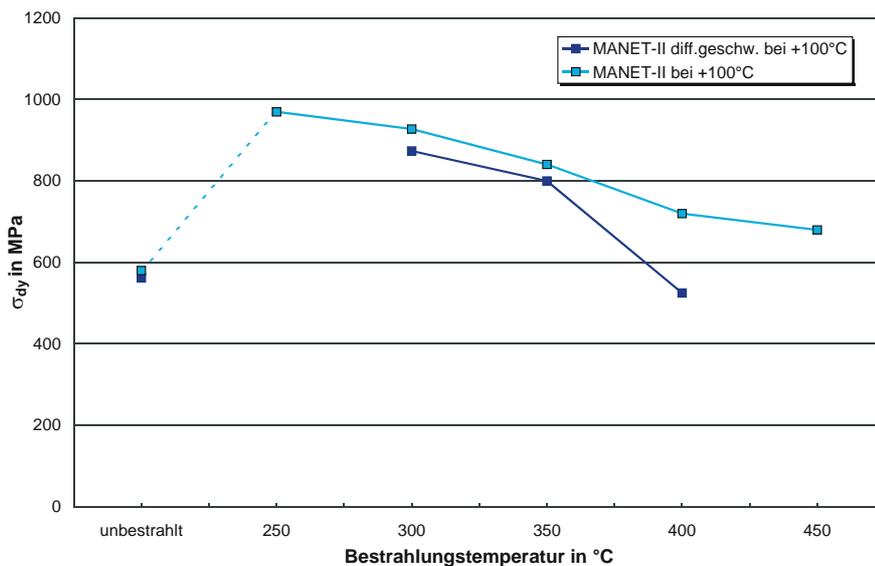


Abbildung 46: σ_{yd} in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Die dynamische Streckgrenze für Diffusionsschweißungen in MANET-II liegt leicht unter der des dem Grundwerkstoffs, bei 400°C sogar erheblich. Aufgrund der geringen Energien in den Versuchen und der vergleichsweise wenigen Proben ist jedoch hier mit größeren Unsicherheiten zu rechnen.

4.5 VERSPRÖDUNG, FESTIGKEIT UND HOCHLAGEENERGIE

Zur abschließenden Beurteilung der aus dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch ermittelten mechanischen Materialeigenschaften ist es sinnvoll, die Versprödungskennwerte (DBTT und LTUS) über den Festigkeitswerten (hier die dynamische Streckgrenze) und auch der Hochlageenergie (USE) aufzutragen.

Festigkeit und Versprödung nehmen durch Bestrahlung zu, wobei die durch Versprödung entstehenden Risiken nicht durch eine gesteigerte Festigkeit ausgeglichen werden können, außerdem nimmt die Hochlageenergie deutlich ab. Deshalb muß bei der Materialbewertung den Versprödungskennwerten ein höherer Stellenwert als den Festigkeitswerten eingeräumt werden. Dies gilt im besonderen Maße für die hier untersuchten martensitischen Werkstoffe.

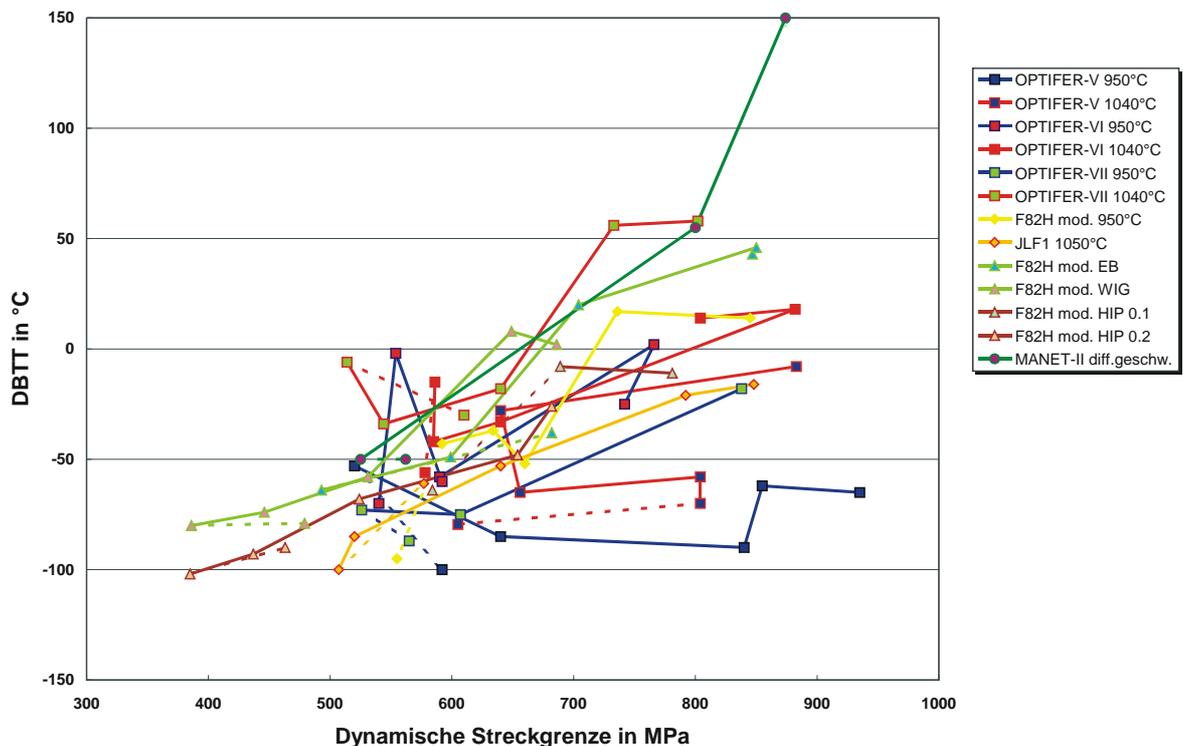


Abbildung 47: DBTT über σ_{yd}

In der Abbildung 47 sind die Sprödbruchübergangstemperaturen der verschiedenen Legierungen über den entsprechenden dynamischen Streckgrenzenwerten aufgetragen und mit Linien verbunden. Dies erfolgt in der Reihenfolge i.d.R. zunehmender Versprödung, d.h.

1. unbestrahlt
2. bestrahlt bei 450°C

3. bestrahlt bei 400°C
4. bestrahlt bei 350°C
5. bestrahlt bei 300°C
6. bestrahlt bei 250°C,

wobei der unbestrahlte Kennwert über eine punktierte Linie mit dem bei 450°C bestrahlten verbunden ist, um eine Orientierung im zugegebenermaßen beschränkt übersichtlichen Diagramm zu erleichtern.

Die Länge dieser Linien, die als Orientierung von Streubändern aufgefaßt werden können, kann als ein Maß für den Einfluß der Bestrahlung auf die mechanischen Eigenschaften angesehen werden. Je nach Steigung der Streubänder überwiegt entweder die bestrahlungsinduzierte Versprödung oder Verfestigung. Weisen bei verschiedenen Stählen die Versprödungs-Verfestigungsgeraden ungefähr gleiche Steigungen auf, dann nimmt bei diesen Stählen die Festigkeit im selben Verhältnis wie die Versprödung zu.

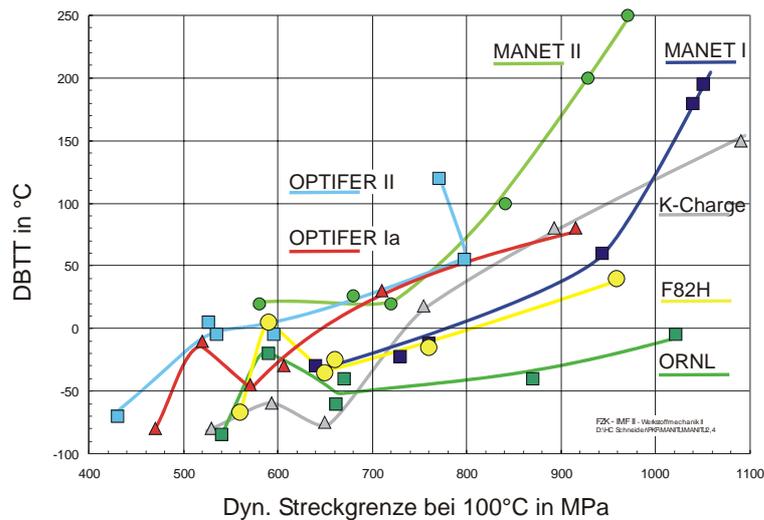


Abbildung 48: DBTT über σ_{yd} für Legierungen aus MANITU (2,4 dpa)

War diese Beziehung bei den Legierungen aus dem Bestrahlungsprogramm MANITU noch recht eindeutig (s. Abbildung 47), so ist bei den neueren Legierungen nur eine geringere Erhöhung der DBTT feststellbar und auch die Variation in der dynamischen Streckgrenze ist für den einzelnen Werkstoff geringer.

Es kann nicht mehr davon ausgegangen werden, daß σ_{yd} und DBTT bei höheren Bestrahlungstemperaturen unbedingt über dem unbestrahlten Wert liegen, lediglich für die niedrigen Bestrahlungstemperaturen läßt sich eine

gewisse Tendenz bei allen Werkstoffen ausmachen. OPTIFER-V, -VII (950°C) und JLF1 zeigen hier die flachsten und somit besten Kurven. Bis auf MANET-II liegen aber alle untersuchten Werkstoffe in einem sehr guten Bereich.

Mit Ausnahme dieser und der OPTIFER-VII (1040°C)- und F82H mod.–Legierungen ist die Steigung der Versprödung-Verfestigungsgerade im mittleren und rechten Teil des Diagramms ungefähr gleich. Damit nimmt bei diesen Stählen die Festigkeit im selben Verhältnis wie die Versprödung zu.

Da in den meisten Fällen mit zunehmender Bestrahlungsdosis eine Zunahme der Streckgrenze einhergeht, ist dieser Kennwert nur bedingt wichtig zur Beurteilung von bestrahlten Werkstoffen - schließlich muß der Werkstoff auch unbestrahlt schon eine ausreichende Streckgrenze für seine technische Anwendung aufweisen und kann sich in dieser Disziplin nur verbessern.

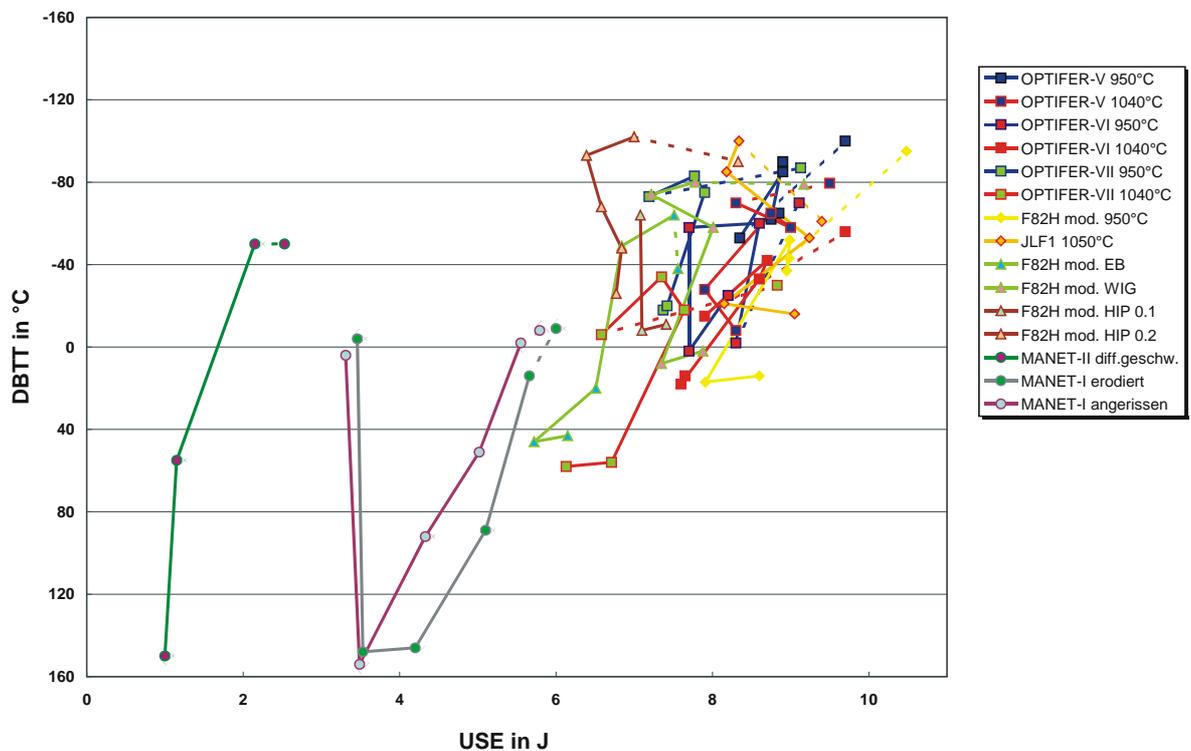


Abbildung 49: DBTT über USE

Trägt man hingegen in einem Diagramm die Sprödbruchübergangstemperatur über der Hochlageenergie auf, so erhält man eine zweidimensionale Darstellung, die zwei entscheidende Eigenschaften des Werkstoffs aufnimmt. Je weiter rechts im Diagramm ein Werkstoff liegt, desto höher ist mit der USE eine normierte Energie, die es zur dynamischen Zerstörung durch Deformation oder Bruch braucht. Gleichzeitig sind nach oben sinkende Übergangstemperaturen aufgeführt, die entsprechend zeigen, bis zu welchem Einsatzpunkt die

Energien auf der Abszisse gelten. Je höher ein Punkt im Diagramm also zu liegen kommt, desto besser sind die Versprödungseigenschaften des entsprechenden Werkstoffs. In der Regel liegt der unbestrahlte Werkstoff relativ weit rechts oben, was einer hohen USE und DBTT entspricht, je niedriger dann die Temperatur einer Bestrahlung ist, desto weiter nach links und nach unten verschieben sich die folgenden Punkte im Diagramm, entsprechend steigender DBTT und sinkender USE. Die einzelnen Punkte sind wieder wie bereits weiter oben dargelegt durch Linien verbunden.

Die Abbildung 49 mit aufgenommenen MANET-Legierungen machen zwar einerseits den inzwischen erzielten Fortschritt deutlich, andererseits erscheinen die neueren LAAs als ein dichtgedrängtes Knäuel in der Ecke durchgängig hoher USE und niedriger DBTT. Abbildung 50 zeigt daher ausschließlich die neueren LAAs, die ein ähnliches Bild wie bei der Betrachtung der DBTT über der Streckgrenze liefern.

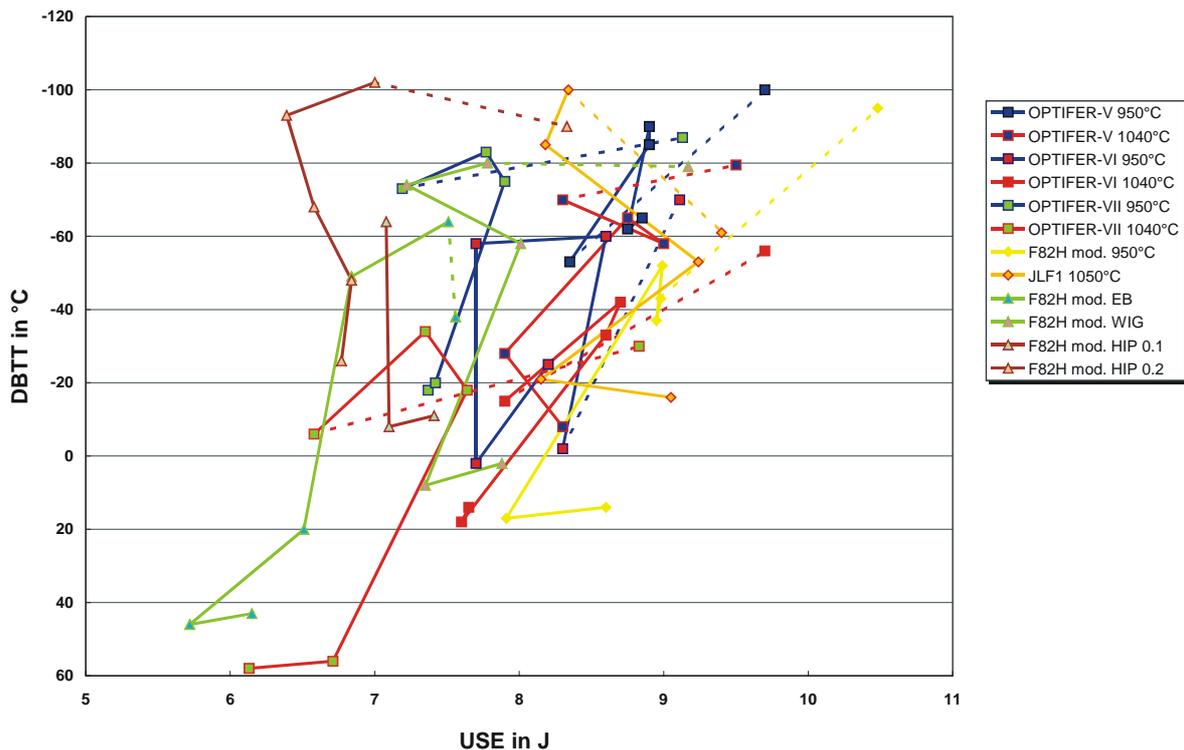


Abbildung 50: DBTT über USE für neuere LAAs

Alle Legierungen weisen hohe USE auf und bleiben dabei – mit Ausnahme von OPTIFER-VII (1040°C) und F82H mod. EB mindestens bis Raumtemperatur duktil. Eine Verringerung der USE von unbestrahlt zu 450 °C ist allen Werkstoffen zu eigen, wobei nicht immer eine Erhöhung der DBTT damit einhergehen muß. Wie auch schon im Fall von GA3X bei 0,8 dpa [4] kann man

hierbei davon ausgehen, daß die (Anlaß-) Wärmebehandlung nicht optimal war und die lange Bestrahlungsdauer bei 450°C zu einer Verbesserung der Werkstoffeigenschaften geführt hat.

Das mit Abstand beste Versprödungsverhalten bei hoher Festigkeit zeigt sich bei den Stählen OPTIFER-V und JLF1. Im Folgenden sind - der Unübersichtlichkeit dieser Darstellung geschuldet, und, um den Vergleich zu früheren Ergebnissen zu ermöglichen – wieder einzelne Werkstoffgruppen zusammengefaßt.

4.5.1 OPTIFER-V

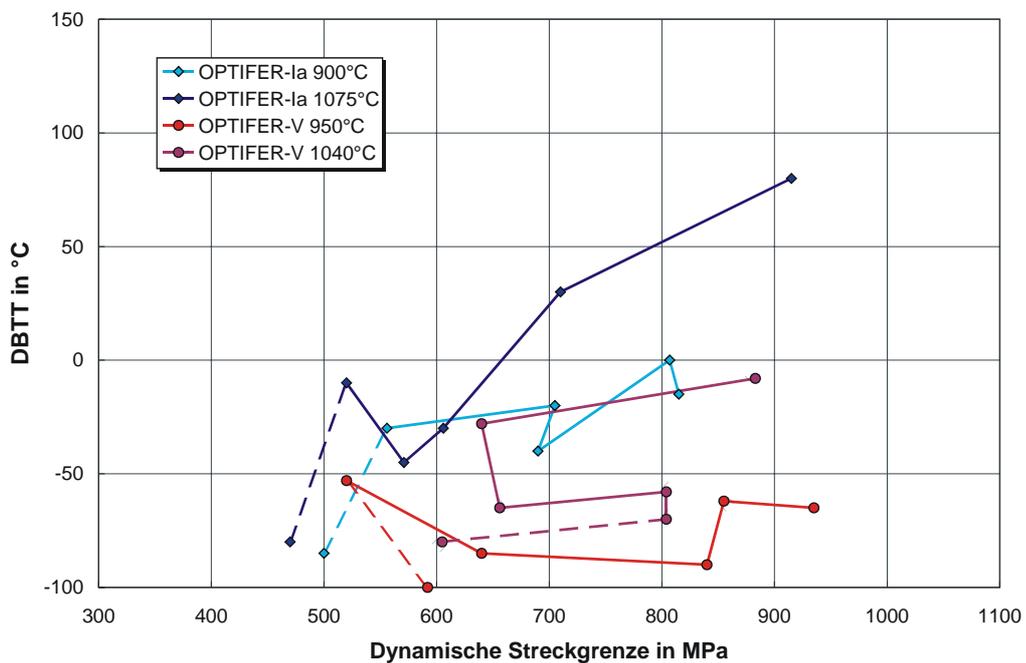


Abbildung 51: DBTT über σ_{yd}

4.5.2 OPTIFER-VI

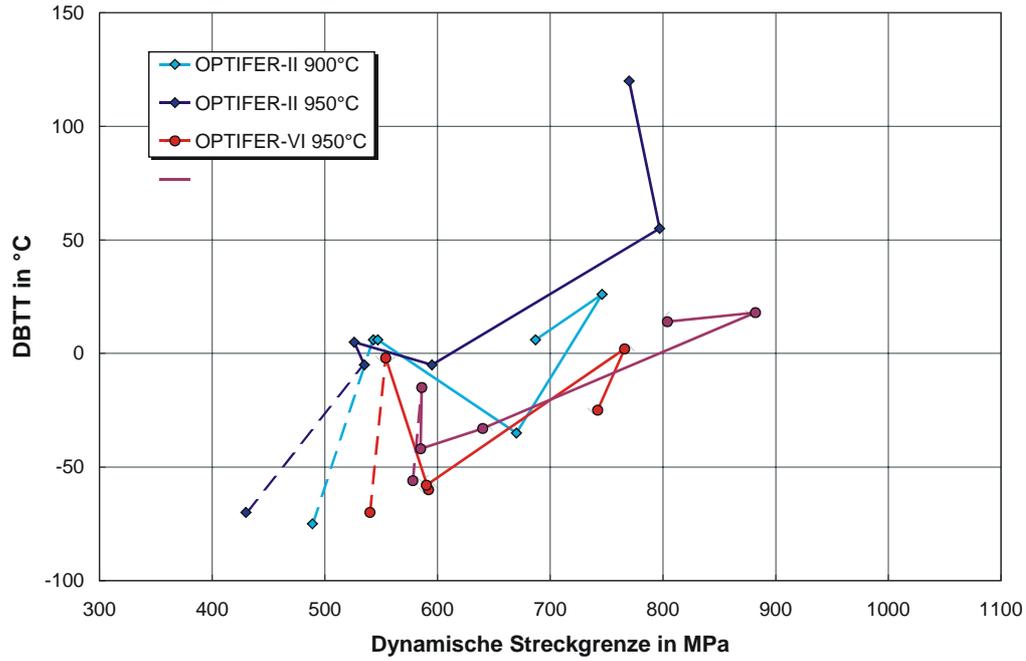


Abbildung 52: DBTT über σ_{yd}

4.5.3 OPTIFER-VII

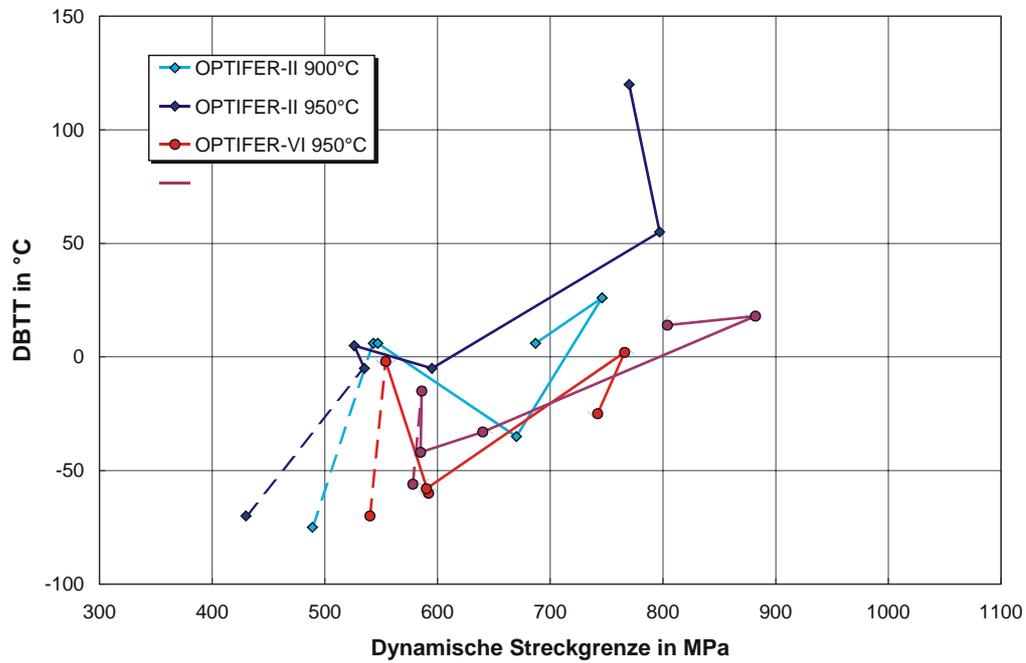


Abbildung 53: DBTT über σ_{yd}

4.5.4 F82H mod. und JLF1

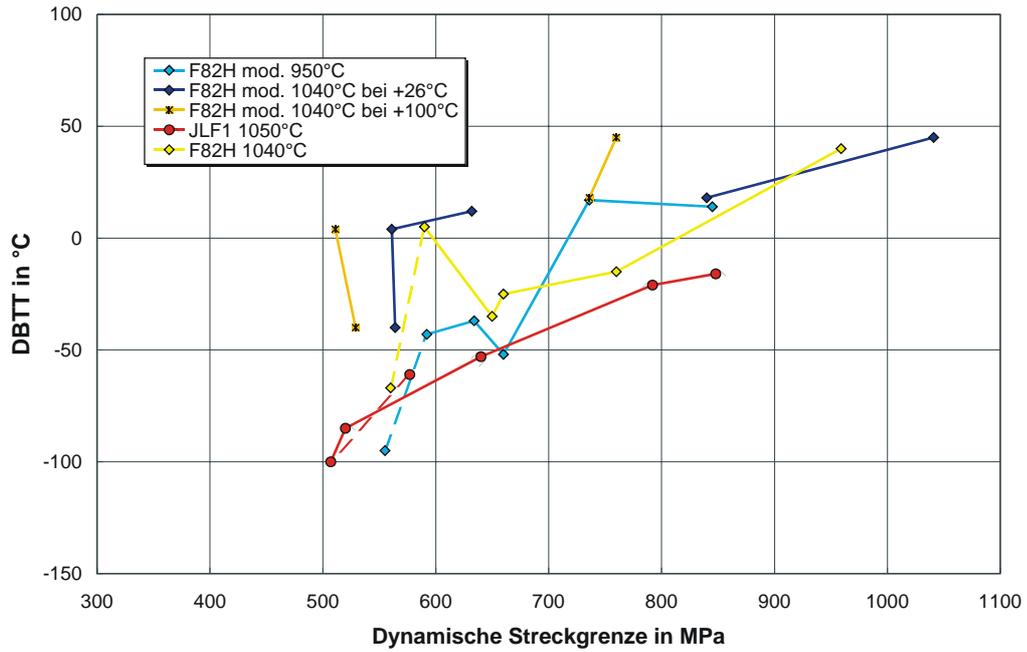


Abbildung 54: DBTT über σ_{yd}

4.5.5 F82H mod. und technologische Varianten

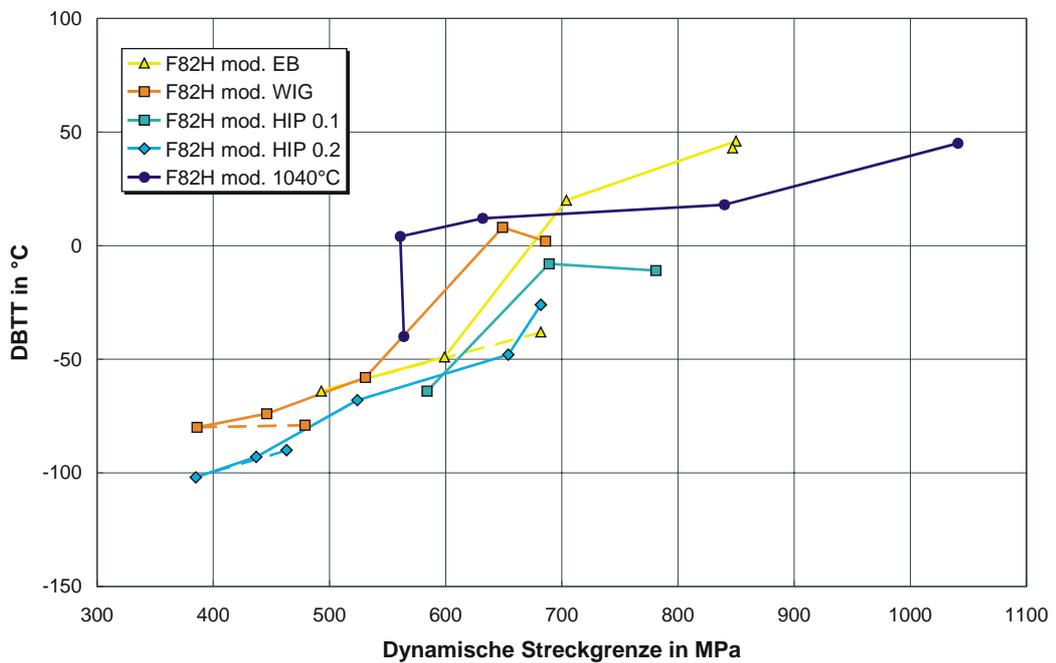


Abbildung 55: DBTT über $\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$

4.5.6 MANET-I/-II: Diffusionsschweißungen und Geometrievarianten

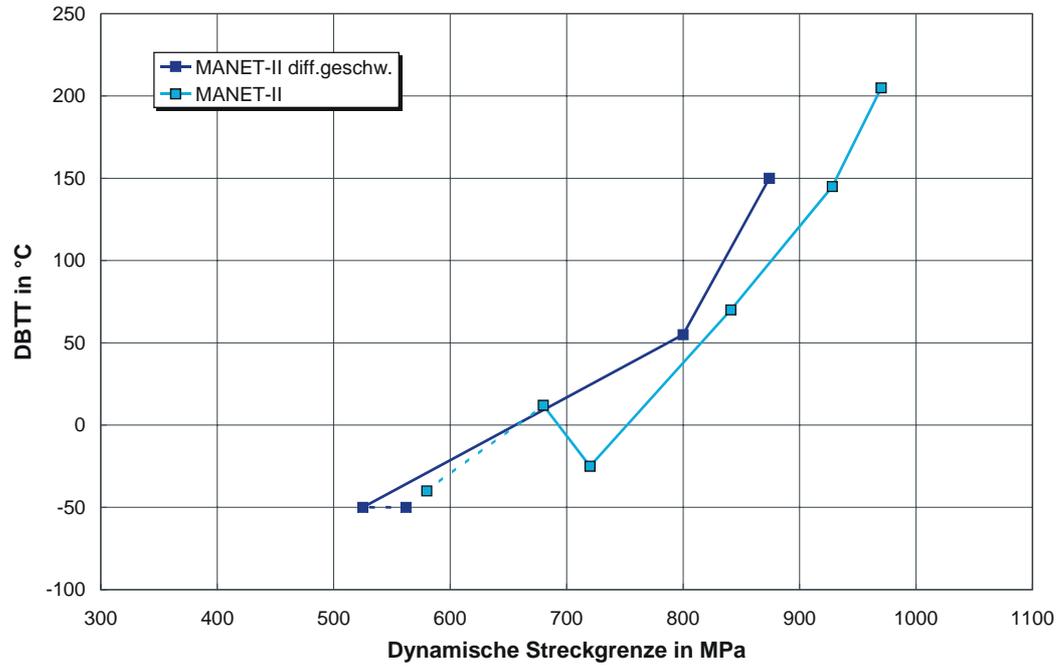


Abbildung 56: DBTT über σ_{yd}

5 VERGLEICH DES BESTRAHLUNGSEINFLUSSES

5.1 REDUKTION DER ENERGIE IN DER HOCHLAGE

In Abbildung 57 ist die durch Neutronenbestrahlung bedingte Reduktion der Hochlagenenergie als prozentuale Abweichung vom unbestrahlten Zustand eingezeichnet., der Verlust an Energie in der Hochlage führt zu einem nach unten verschobenen Verlauf der Kurve.

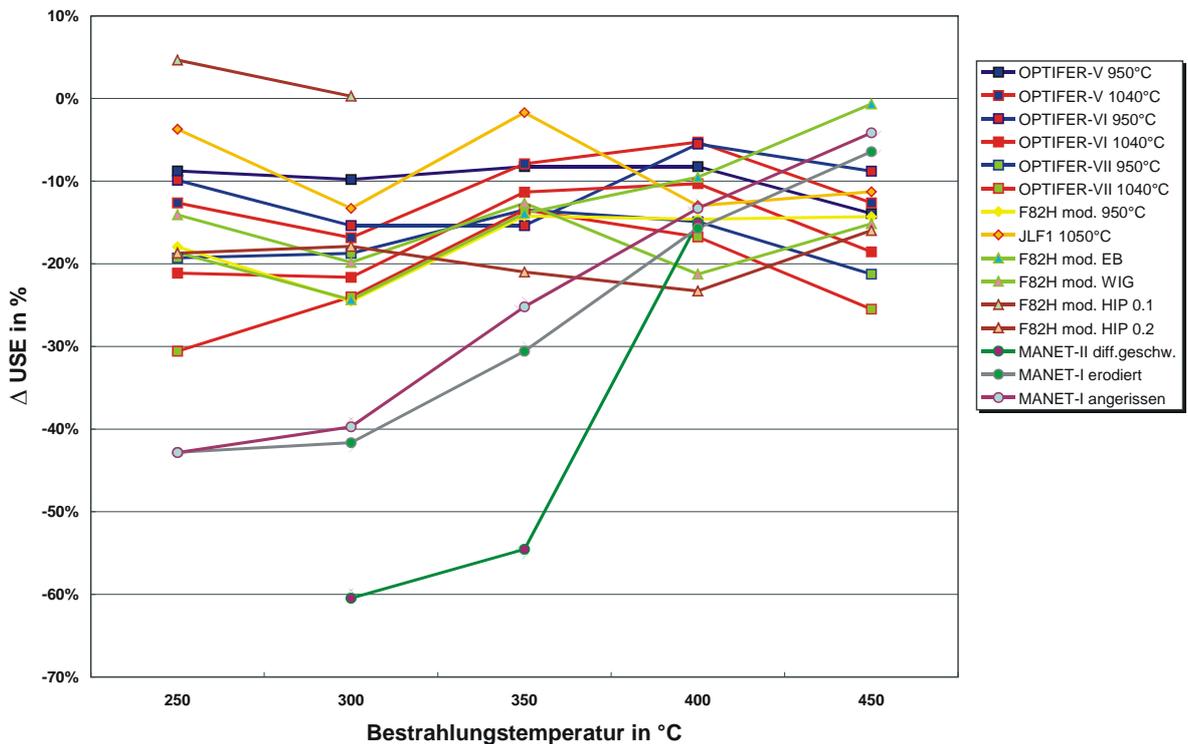


Abbildung 57: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

Sehr deutlich fallen hier die MANET-Stähle durch ihre starke Reduktion der Hochlageenergie auf (bis zu 60%). Die günstigsten und über alle Temperaturbereiche gleichmäßig geringen Verluste besitzt OPTIFER-V zusammen mit JLF1 mit lediglich bis zu 15%. OPTIFER-VI und -VII weisen im Bereich von 250-350°C der Bestrahlungstemperatur einen leicht stärkeren Bestrahlungseinfluß auf die USE auf, während der beim F82H mod.-Stahl bei an sich guten Werten mit den besseren Legierungen nicht ganz mithalten kann. Das gute Abschneiden von F82H mod. HIP 0,1 ist dem relativ geringen unbestrahlten Ausgangswert geschuldet, auf den der prozentuale Verlust bezogen wird.

Im oberen Bestrahlungstemperaturbereich geht der Einfluß der Bestrahlung auf die USE nur dort zurück, wo er bei niedrigen Temperaturen stark ausgeprägt isr. Abbildung 58 zeigt für MANET-I bei 400 und 450°C Werte im Bereich der LAAs, während die Symbole für 250 und 300°C aus der Grafik fallen. Bei den meisten Legierungen liegen die einzelnen Δ USE-Werte um so weiter auseinander, je stärker die Reduktionen sind.

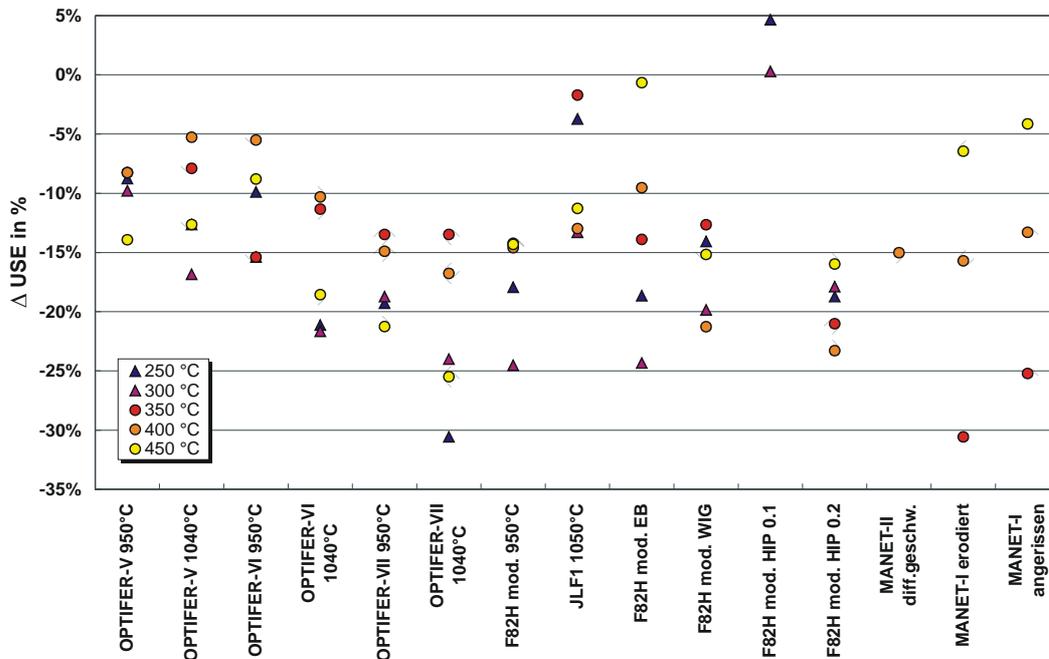


Abbildung 58: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

5.1.1 OPTIFER-V

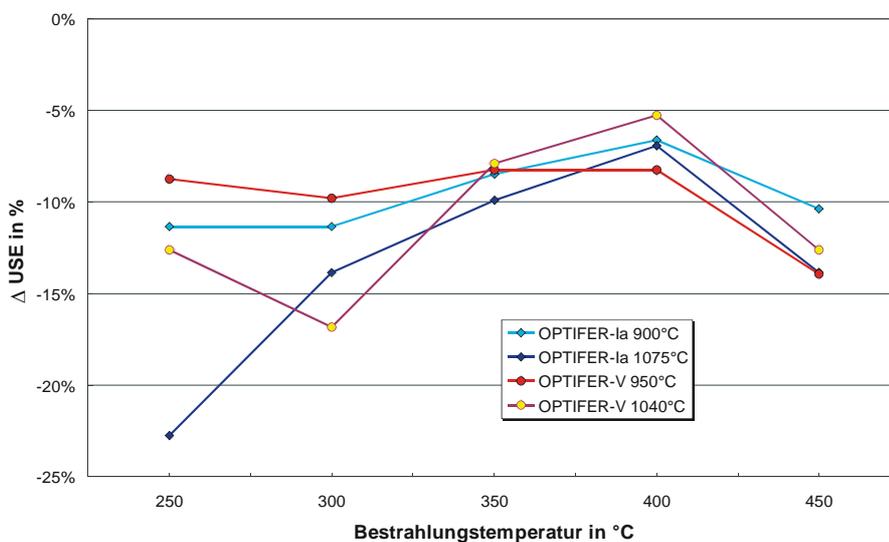


Abbildung 59: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

Die Reduzierungen der USE für OPTIFER-V liegen in etwa auf dem Niveau von OPTIFER-Ia, wobei die Niedertemperaturschwäche bei höherer Austenitisationstemperatur nicht mehr so ausgeprägt ist.

5.1.2 OPTIFER-VI

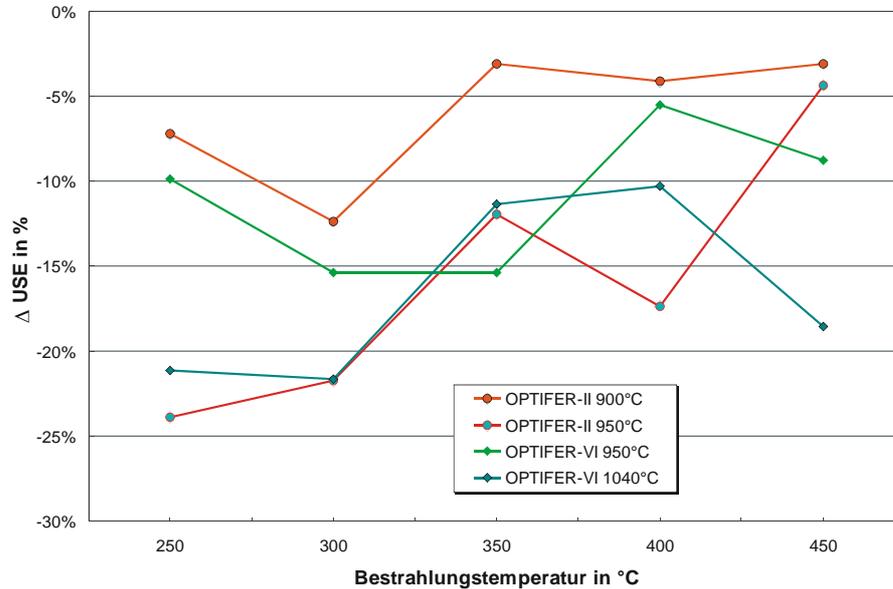


Abbildung 60: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

Die ΔUSE-Werte von OPTIFER-VI liegen zwischen denen von OPTIFER-II, wobei die vergleichsweise starke Reduktion von OPTIFER-VI (1040°C) bei 450°C verwundert – allerdings fehlt hier auch der direkte Vergleich zu einer entsprechenden, stärker Bor-dotierten Wärmebehandlung.

5.1.3 OPTIFER-VII

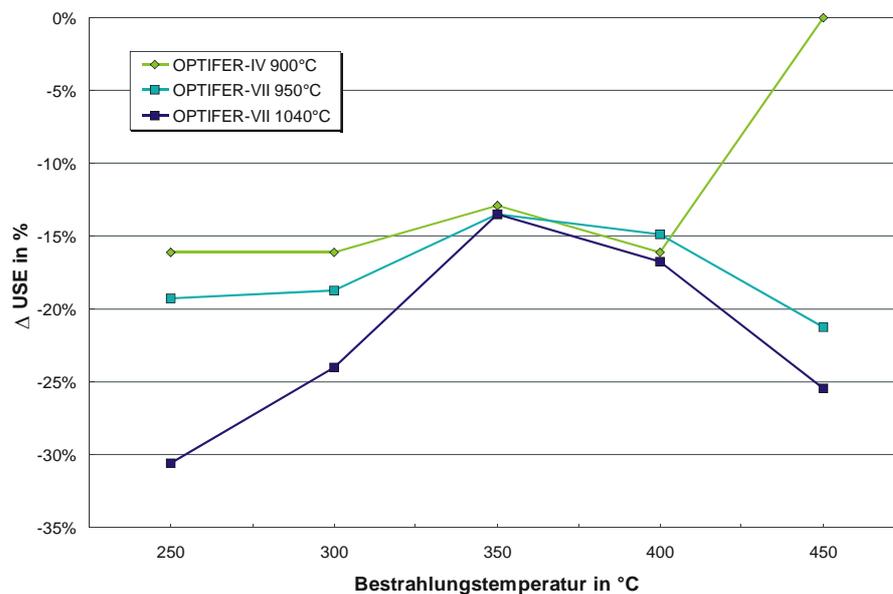


Abbildung 61: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

5.1.4 F82H mod. und JLF1

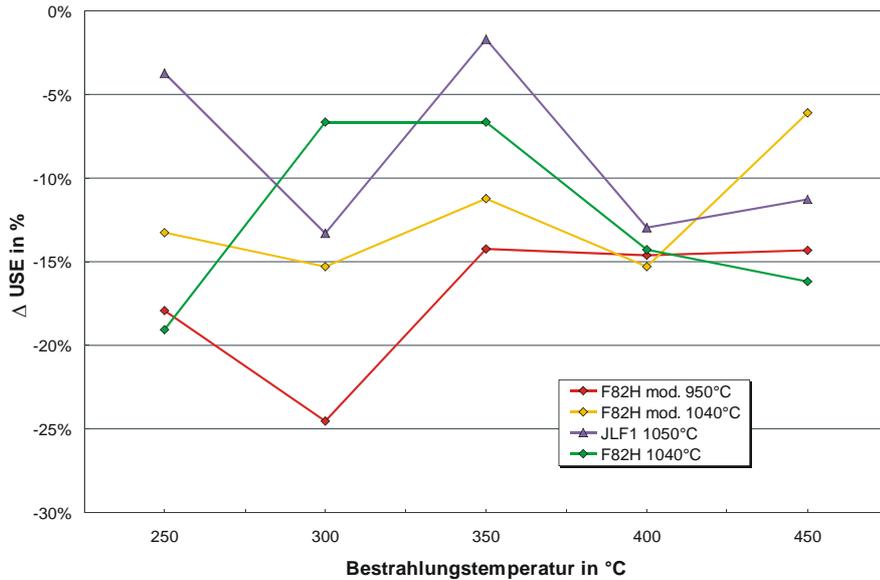


Abbildung 62: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

5.1.5 F82H mod. und technologische Varianten

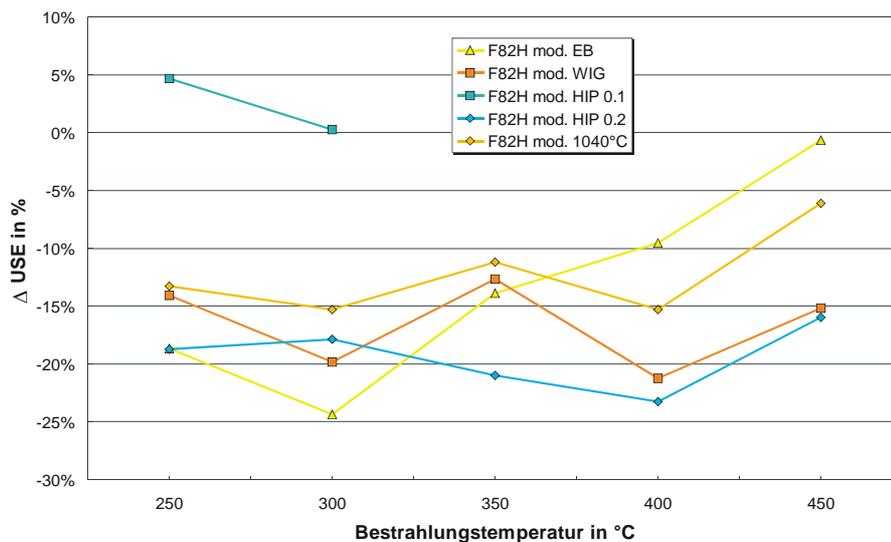


Abbildung 63: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

Alle technologischen Proben von F82H mod. geben bemerkenswerterweise die Reduktion der Hochlageenergie des Ausgangswerkstoffes recht ähnlich wider, dies verwundert besonders beim HIP-Werkstoff. Die Zunahme der USE nach Bestrahlung bei F82H mod. HIP 0,1 liegt am zu niedrigen Referenzwert für die unbestrahlten Proben – die USE-Werte an sich liegen jederzeit unter dem Grundwerkstoff.

5.1.6 MANET-I/-II: Diffusionsschweißungen und Geometrievarianten

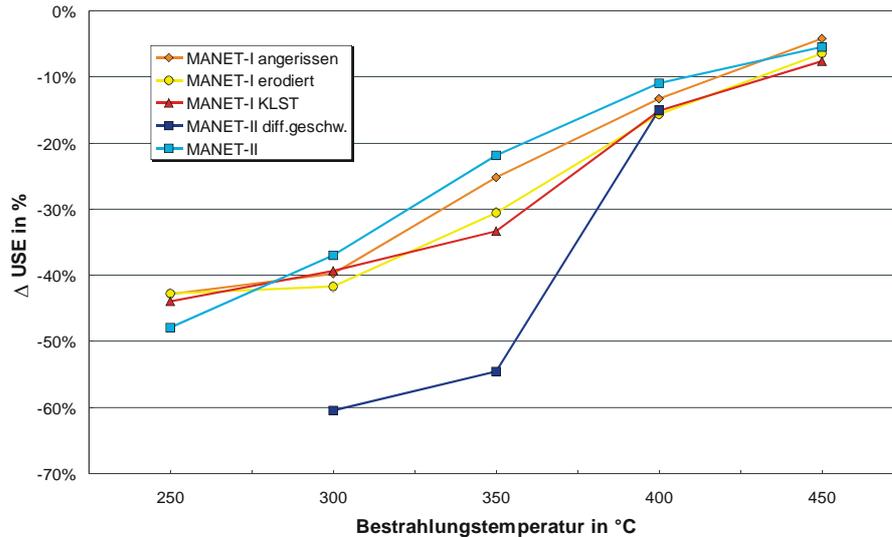


Abbildung 64: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

Die USE der Diffusionsschweißungen ist zwar erheblich niedriger als die von MANET-II, ihre prozentuale Reduktion liegt aber in der selben Größenordnung, was darauf schließen läßt, daß der Bestrahlungseinfluß auf eine Diffusionsschweißnaht zu dem auf den Grundwerkstoff vergleichbar ist – für die DBTT können vergleichbare Aussagen getroffen werden.

5.2 ERHÖHUNG DER SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR

Die meisten Legierungen zeigen eine abnehmende Versprödung mit zunehmender Bestrahlungstemperatur. Die höchste Verschiebung der DBTT besitzen MANET-I/II, wobei MANET-I sogar nur mit 0,8 dpa bestrahlt ist.

Waren die Übergangstemperaturen der einzelnen LAAs – u.a. bedingt durch die unterschiedlichen Wärmebehandlungen - noch recht verschieden, so zeigt sich bei ihrer Verschiebung ein homogenes Bild: zwischen 250 und 400°C liegen die Übergangstemperaturverschiebungen aller untersuchten niedrigaktivierenden Stähle in einem Band von 50°C.

Bei der OPTIFER-V-Legierung ist die DBTT-Verschiebung über fast den ganzen Temperaturbereich geringer als bei den anderen OPTIFER-Legierungen, allerdings ist die Erhöhung der DBTT bei 450°C deutlich größer.

Der absolut niedrigste Δ DBTT-Verlauf über den gesamten Bereich der Bestrahlungstemperatur tritt beim JLF1-Stahl auf, F82H mod. liegt deutlich über den anderen LAAs

VERGLEICH DES BESTRAHLUNGSEINFLUSSES

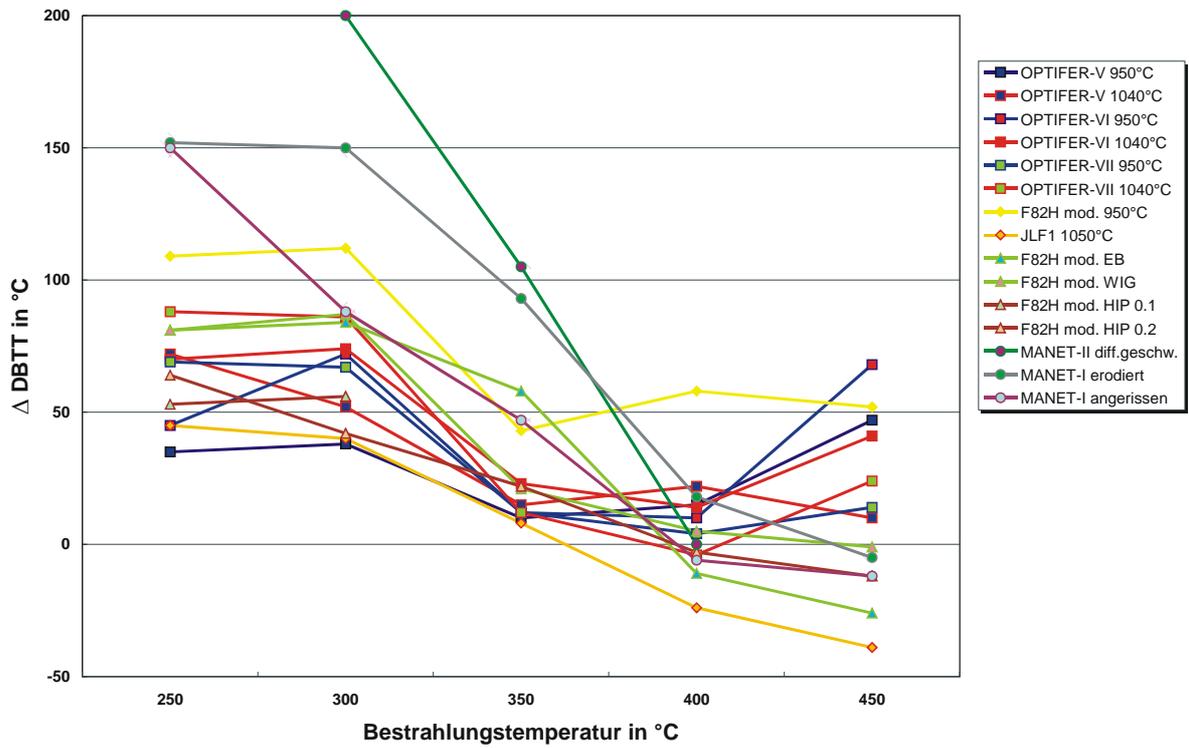


Abbildung 65: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

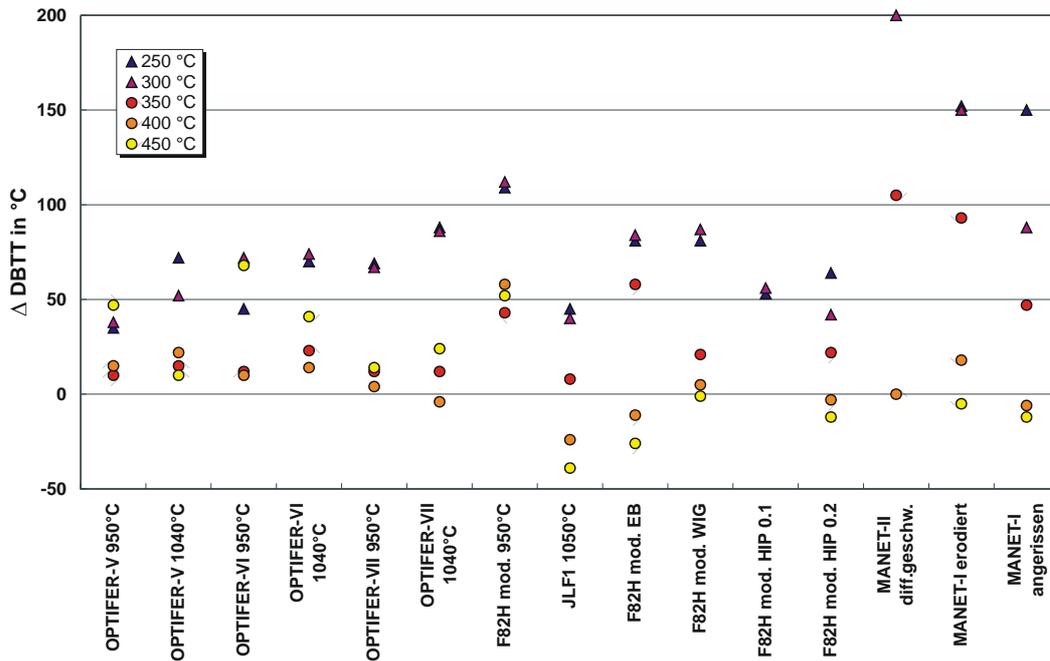


Abbildung 66: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

5.2.1 OPTIFER-V

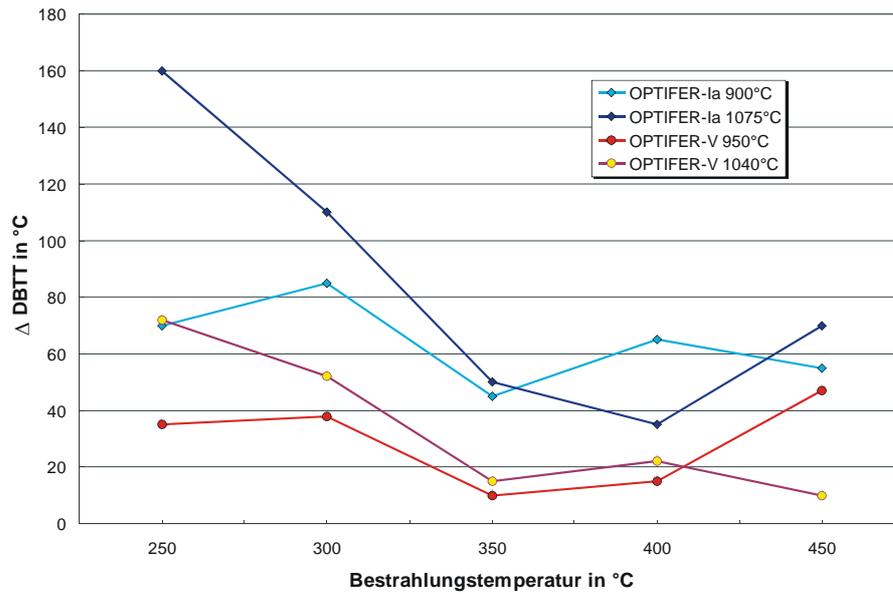


Abbildung 67: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

5.2.2 OPTIFER-VI

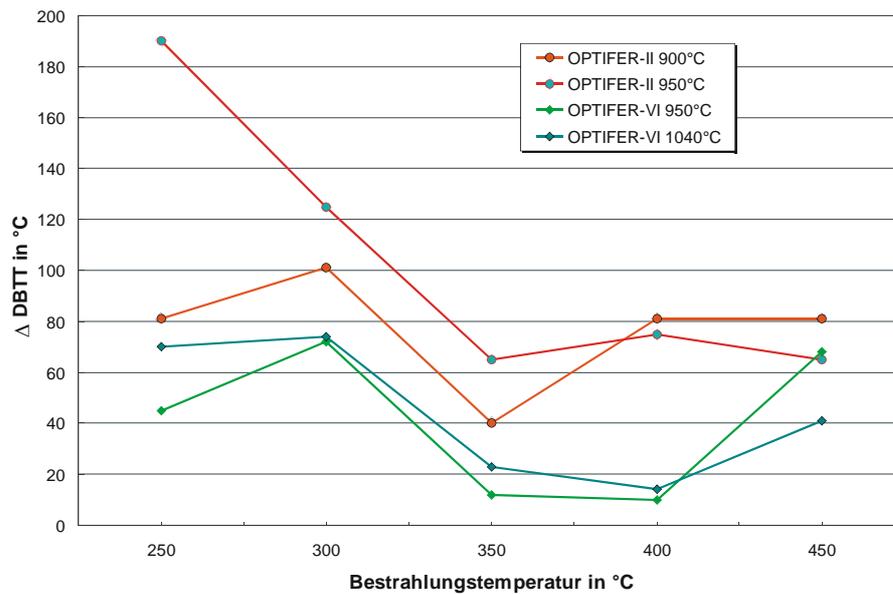


Abbildung 68: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

5.2.3 OPTIFER-VII

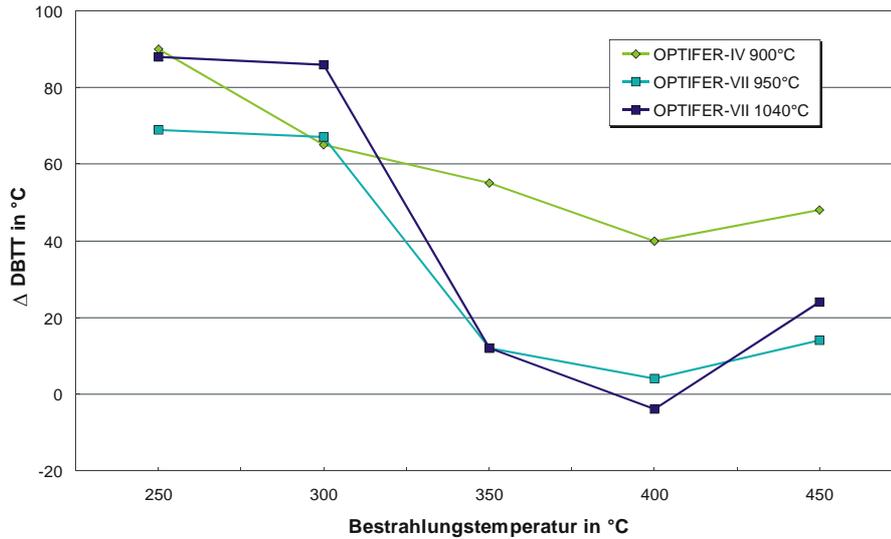


Abbildung 69: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

Bei OPTIFER-VII kann durch die Verringerung des Bor-Gehaltes gegenüber OPTIFER-IV keine Verbesserung der Niedertemperaturversprödung erreicht werden - allerdings sind die Δ DBTT-Werte von OPTIFER-IV auch deutlich besser als die von OPTIFER-Ia und OPTIFER-II.

5.2.4 F82H mod. und JLF1

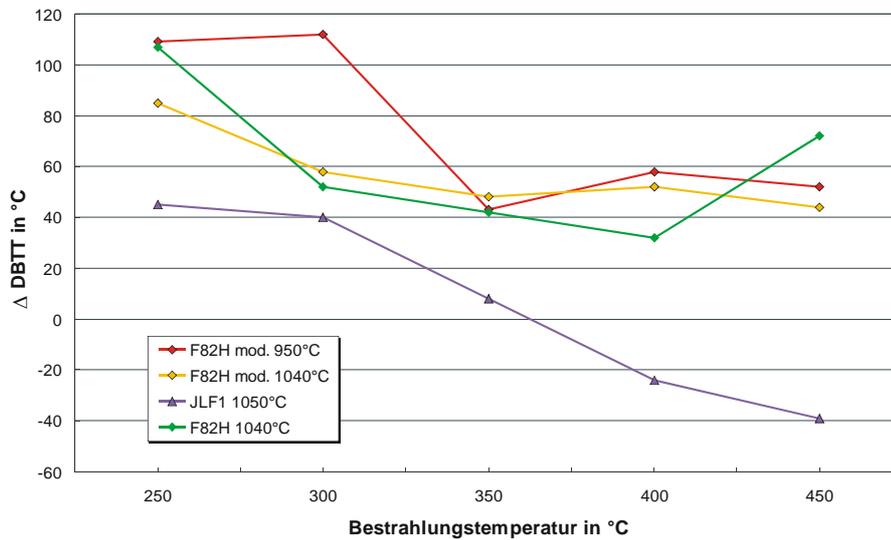


Abbildung 70: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

5.2.5 F82H mod. und technologische Varianten

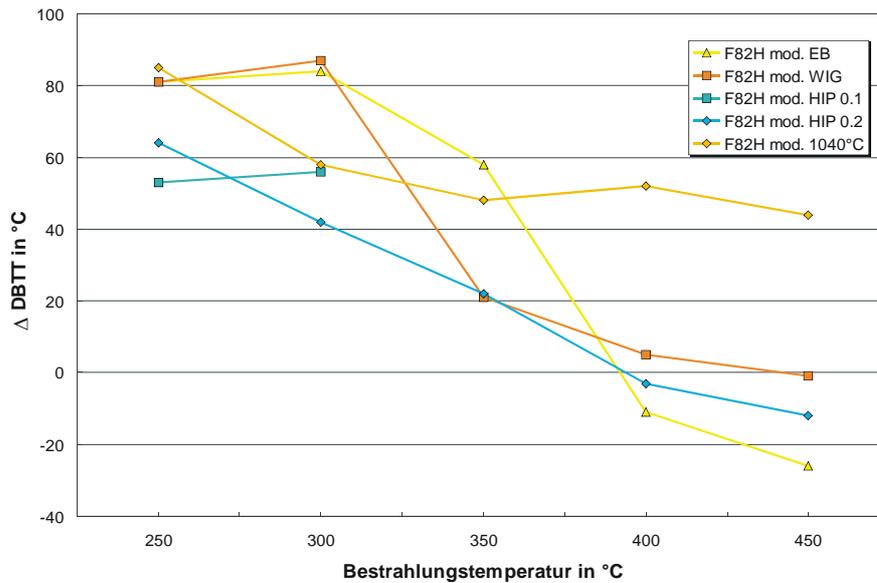


Abbildung 71: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

5.2.6 MANET-I/-II: Diffusionsschweißungen und Geometrievarianten

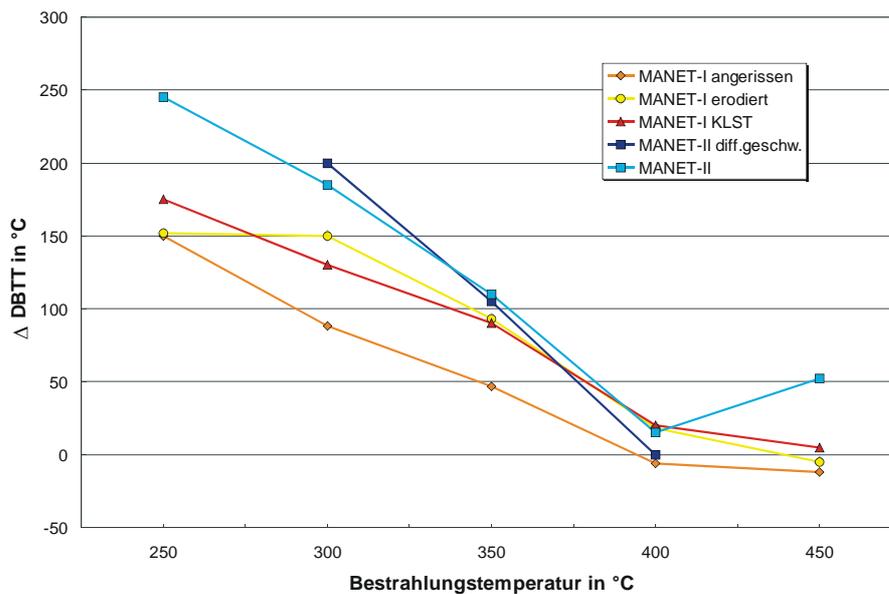


Abbildung 72: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

5.3 ERHÖHUNG DER LTUS

Beim Einfluß der Bestrahlung auf die LTUS ergeben sich gegenüber der bestrahlungsinduzierten DBTT-Verschiebung keine gravierenden Unterschiede. Alle LAAs befinden sich weiterhin in einem Band von 60°C.

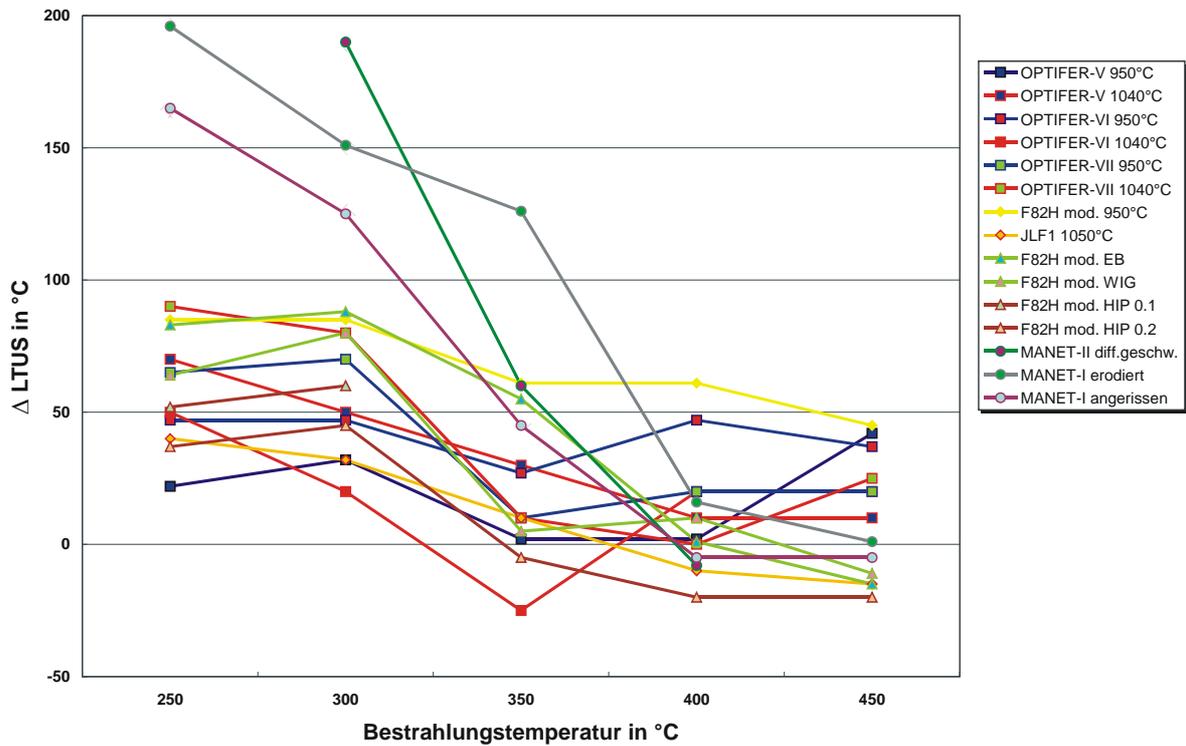


Abbildung 73: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

F82H mod. liegt näher bei den anderen LAAs und OPTIFER-V und JLF1 setzen sich nicht mehr so deutlich von den anderen Legierungen ab.

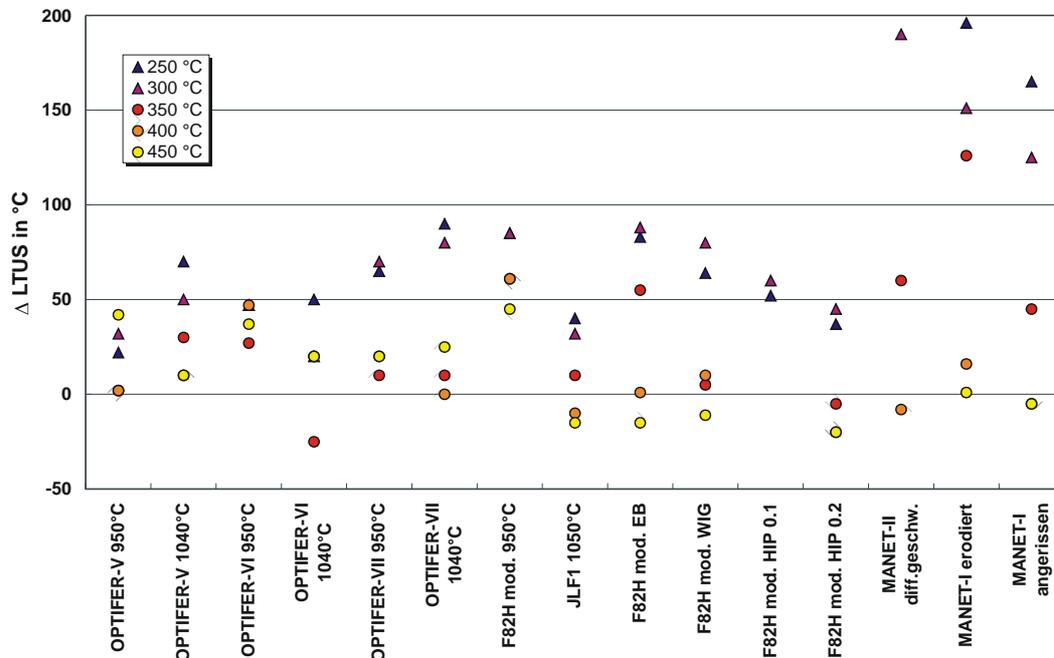


Abbildung 74: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

5.3.1 OPTIFER-V

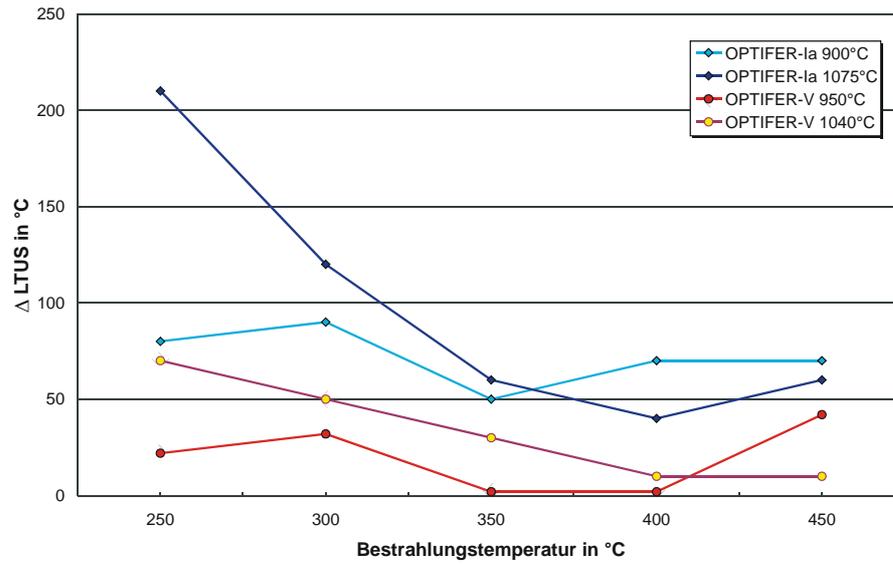


Abbildung 75: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

5.3.2 OPTIFER-VI

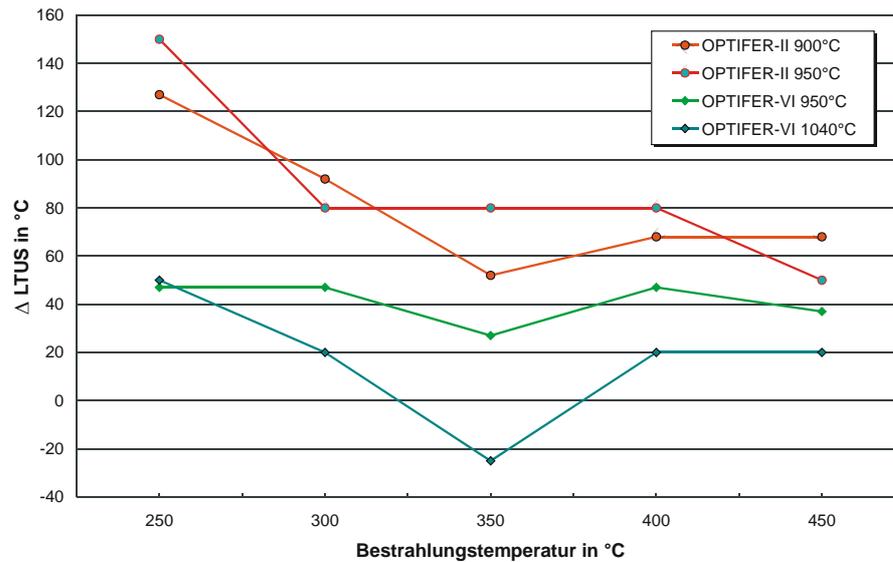


Abbildung 76: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

5.3.3 OPTIFER-VII

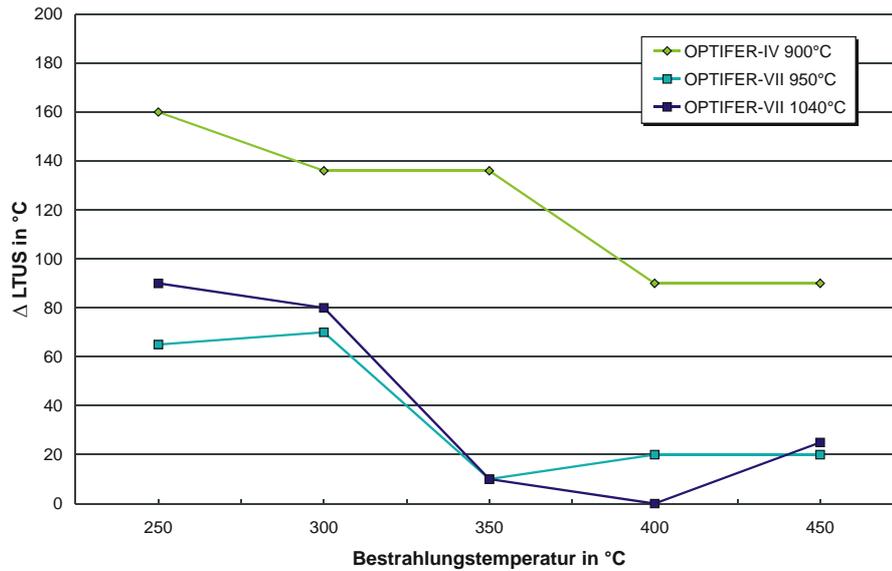


Abbildung 77: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

5.3.4 F82H mod. und JLF1

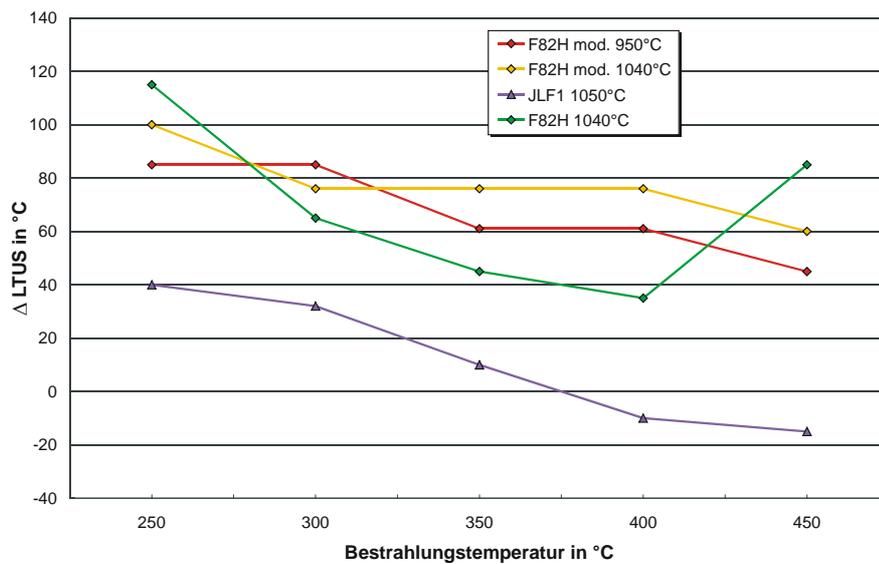


Abbildung 78: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

5.3.5 F82H mod. und technologische Varianten

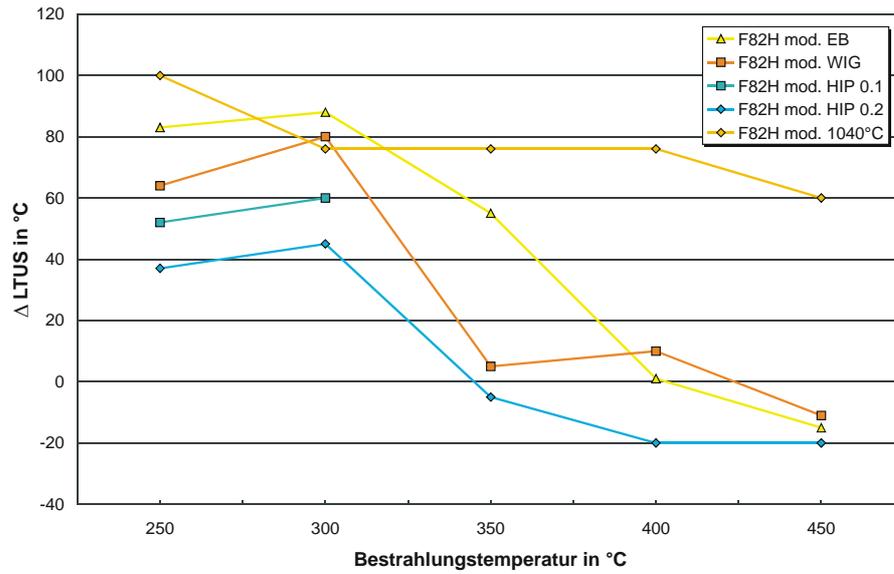


Abbildung 79: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

5.3.6 MANET-I/-II: Diffusionsschweißungen und Geometrievarianten

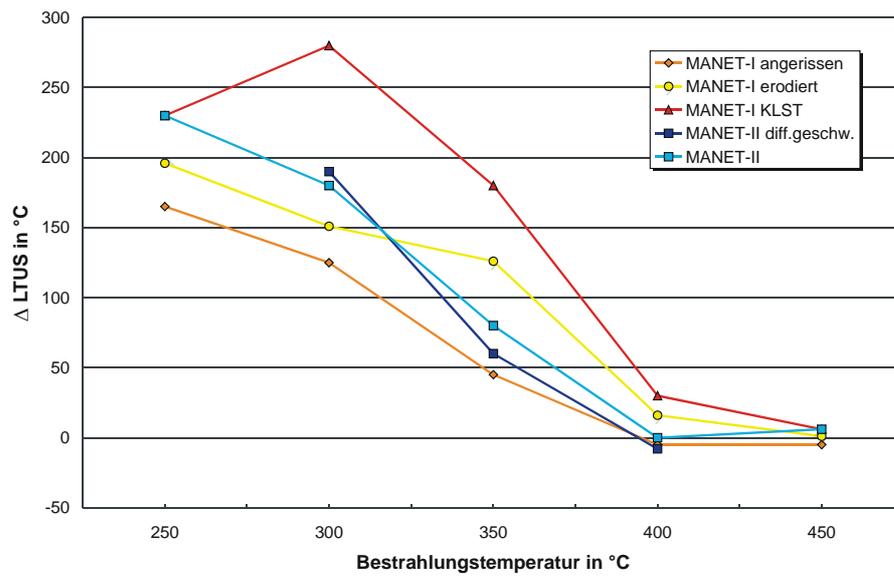


Abbildung 80: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

5.4 ERHÖHUNG DER DYNAMISCHEN STRECKGRENZE

Durch die Neutronenbestrahlung erhöht sich bei den martensitischen Legierungen die dynamische Streckgrenze gegenüber dem unbestrahlten Ausgangszustand. Die Verläufe der Festigkeitszunahme sind in Abbildung 81 in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur eingetragen.

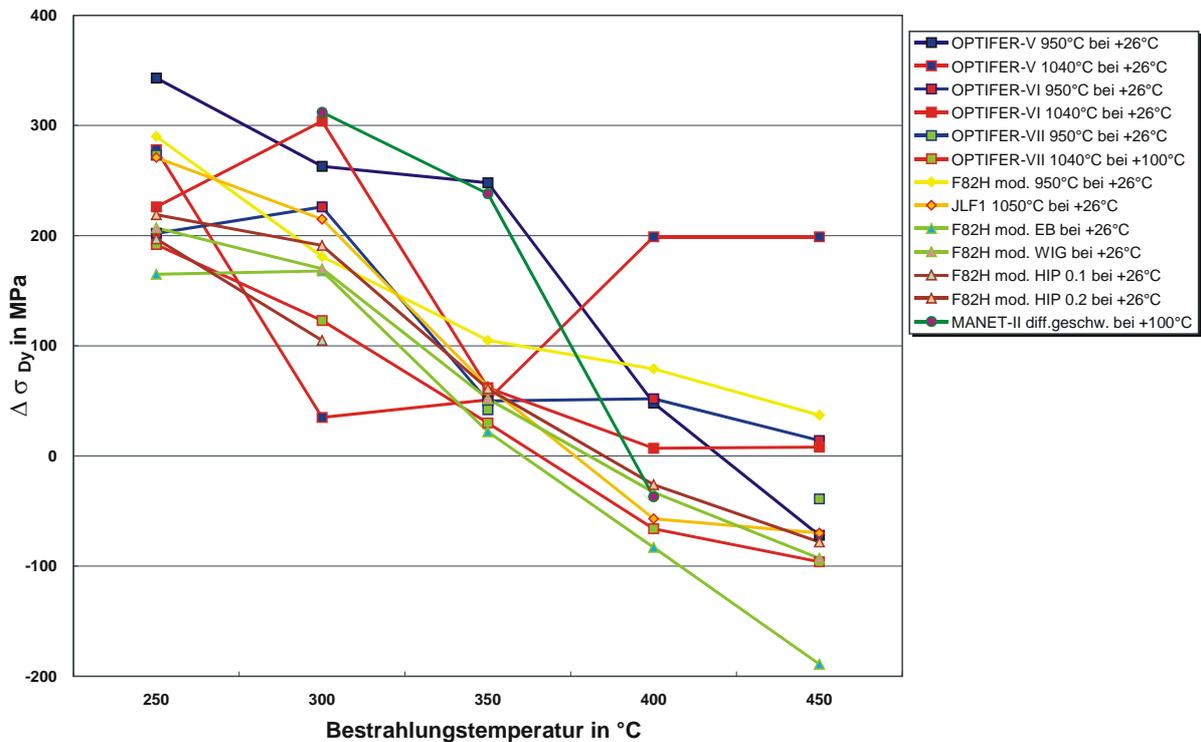


Abbildung 81: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

Hierbei ergibt sich für alle untersuchten Legierungen ein relativ einheitliches Bild. In erster Näherung kann man davon sprechen, daß die bestrahlungsinduzierte Erhöhung der dynamischen Streckgrenze mit steigender Bestrahlungstemperatur abnimmt und über den untersuchten Temperaturbereich linear approximierbar ist. Lediglich OPTIFER-V (1040°) und OPTIFER-VI (1040°) weisen einen davon abweichenden Verlauf der Verfestigung auf – welcher aber mit den Eigentümlichkeiten im DBTT-Verlauf dieser beiden Legierungen verglichen werden kann. Bei einigen Legierungen ist im Bereich von 400 und 450°C auch eine leichte Entfestigung, die der linearen Approximation folgt, feststellbar. Abbildung 82 zeigt, daß die Bandbreite der Verfestigung für alle Legierungen immer noch so hoch ist wie bei den zuvor untersuchten, für Versprödung wesentlich anfälligeren Legierungen.

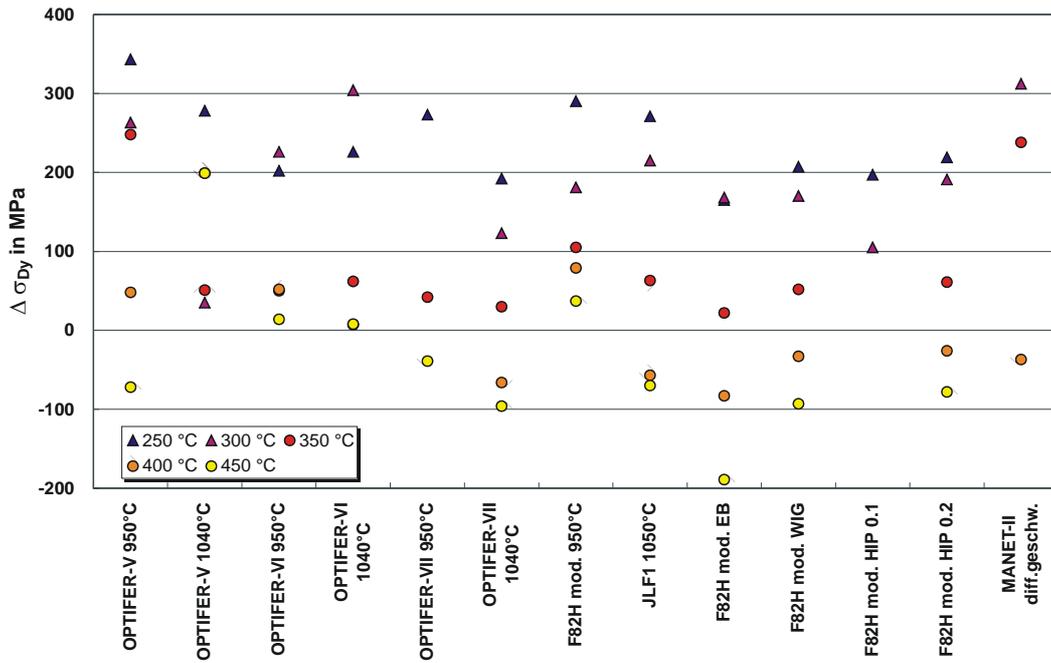


Abbildung 82: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

5.4.1 OPTIFER-V

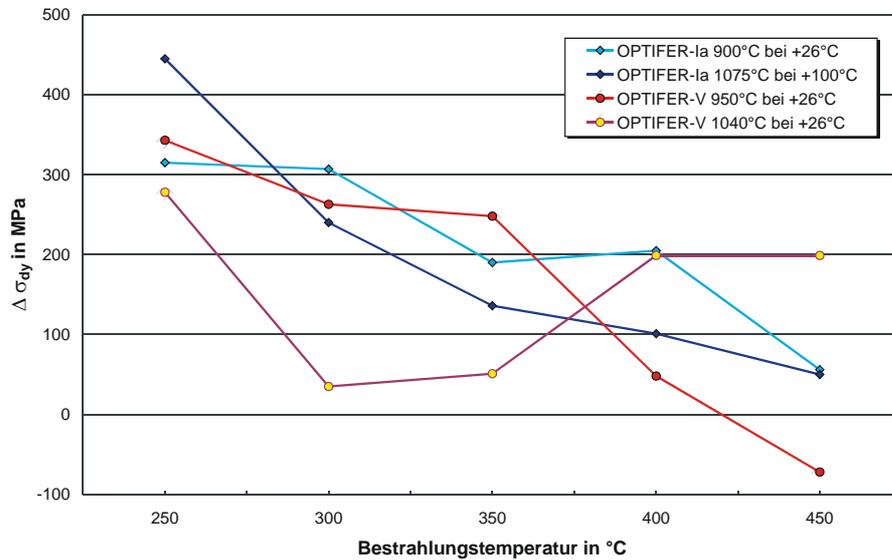


Abbildung 83: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

5.4.2 OPTIFER-VI

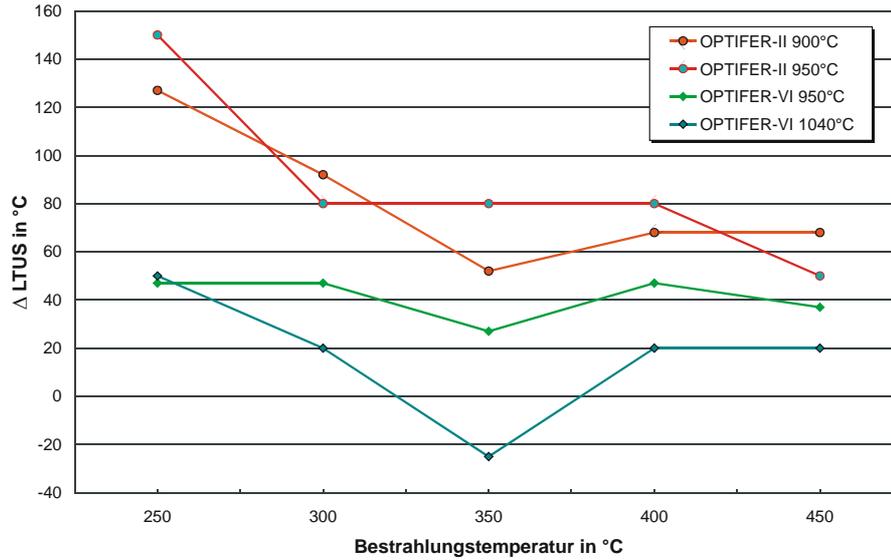


Abbildung 84: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

5.4.3 OPTIFER-VII

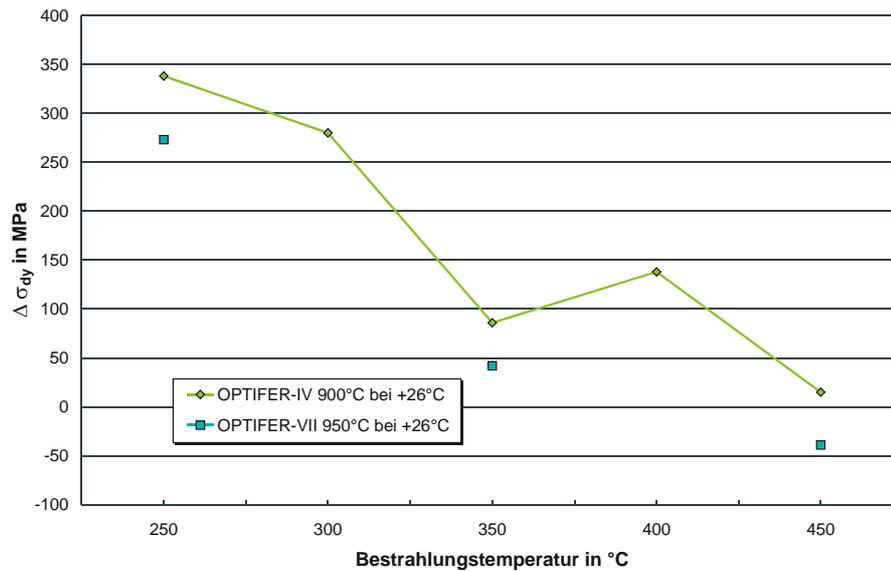


Abbildung 85: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

5.4.4 F82H mod. und JLF1

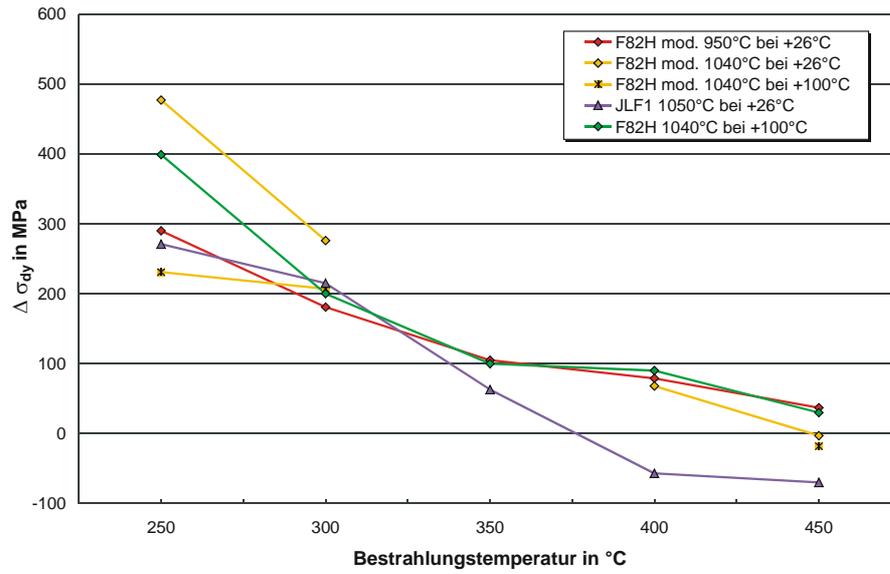


Abbildung 86: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

5.4.5 F82H mod. und technologische Varianten

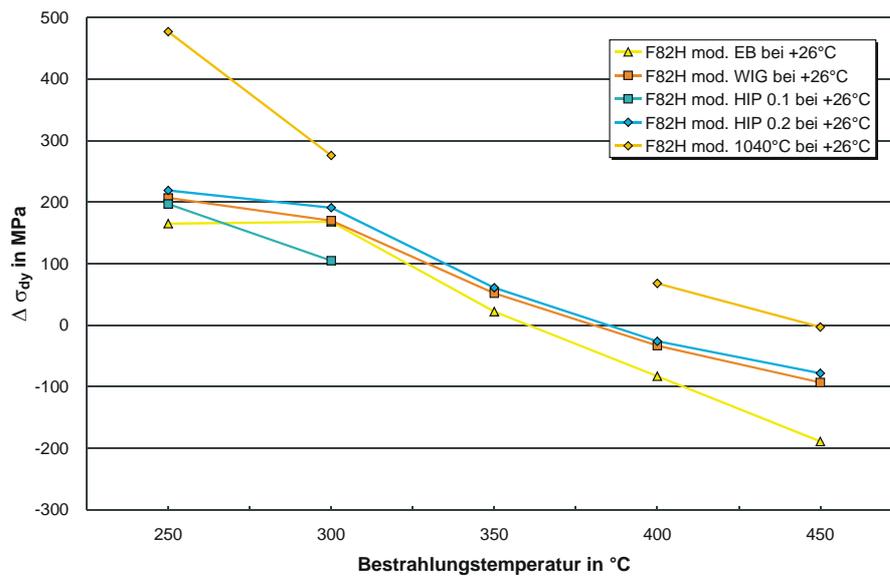


Abbildung 87: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

5.4.6 MANET-II Diffusionsschweißungen und MANET-I Geometrievarianten

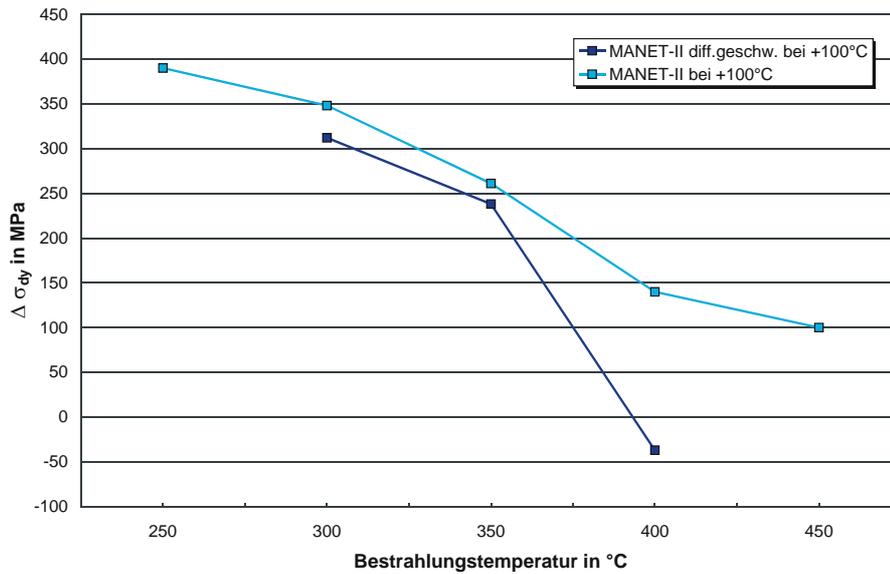


Abbildung 88: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

5.5 VERSPRÖDUNGS- UND FESTIGKEITZUNAHME

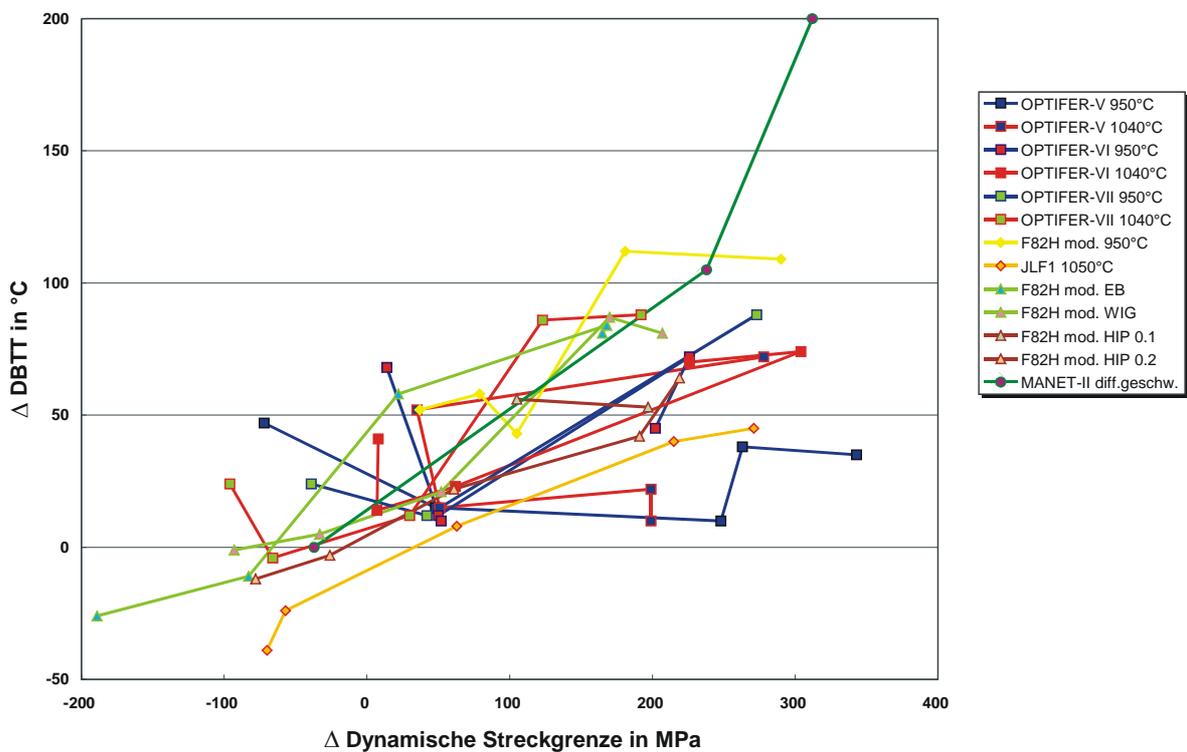


Abbildung 89: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

In Abbildung 89 ist die bestrahlungsinduzierte Versprödung über der Verfestigung aufgetragen. In [5] ergab sich noch für die niedrig aktivierbaren Legierungen noch eine maximale Verfestigung von ca. 400 MPa,. Für die

neueren Legierungen zeigt sich kein so deutlicher Effekt mehr, alle untersuchten LAAs erfahren eine Verfestigung in der Größenordnung von 200 bis 300 MPa, aber zum Teil auch Entfestigung bis -100 MPa.

In der Differenzdarstellung ist deutlicher als in der Darstellung der absoluten Werte zu erkennen, daß die Steigung der Geraden für alle Materialien mit Ausnahme von OPTIFER-V (1040°) und OPTIFER-VI (1040°) ähnlich ist und damit ungefähr derselbe Zusammenhang zwischen Versprödung und Verfestigung gilt. Bei MANET-II überwiegt dagegen die deutlich Versprödung gegenüber der Festigkeitszunahme - und Versprödung und Festigkeitszunahme aller anderen Legierungen spielen sich für alle Bestrahlungstemperaturen in dem Bereich ab, der von MANET-II mit den Temperaturen 350 und 400°C abgedeckt wird. Die meisten Legierungen zeigen eine nach oben abgeflachte Kurve, das heißt eine Abschwächung der Versprödungszunahme mit steigender Verfestigung.

Insgesamt zeigen der OPTIFER-V und JLF1 über einem weiten Bereich die niedrigsten Versprödungswerte bei gleichzeitiger Verfestigung.

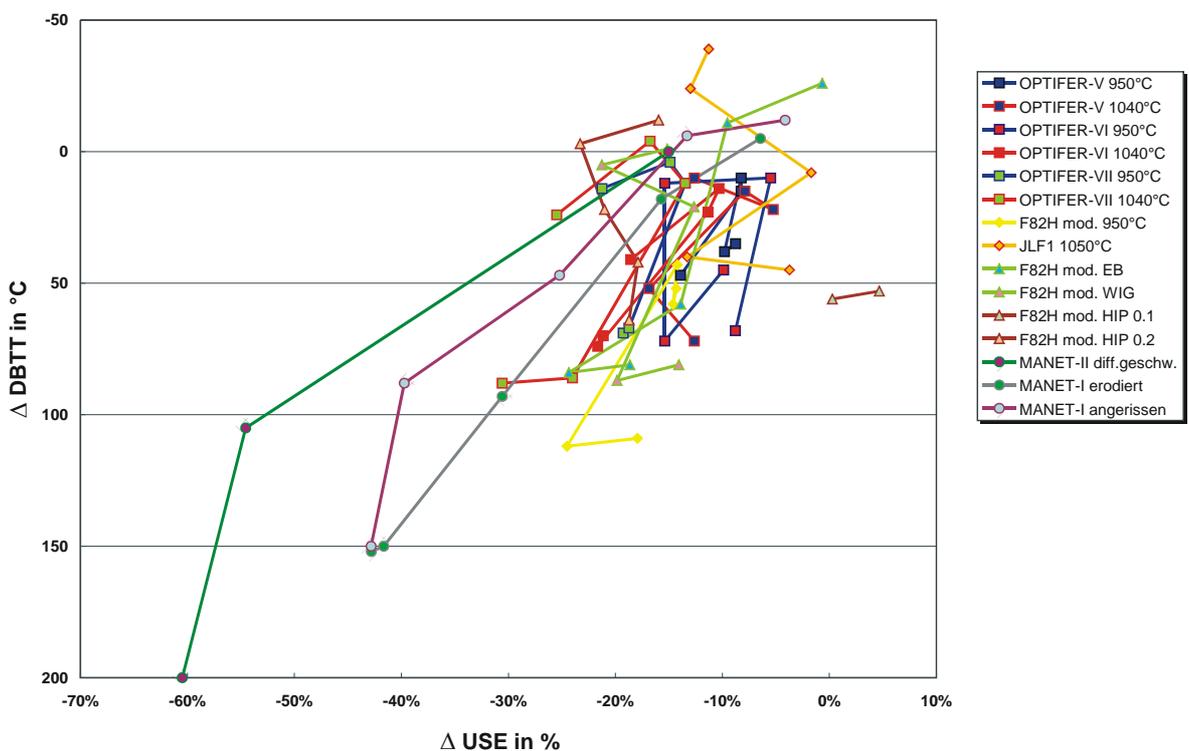


Abbildung 90: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Reduktion der USE

Trägt man hingegen wie in Abbildung 90 die Erhöhung der Sprödbruchübergangstemperatur über der Reduktion Hochlageenergie auf, so erhält man eine zweidimensionale Darstellung zur Bewertung des Werkstoffs.

Je weiter rechts im Diagramm ein Werkstoff liegt, desto geringer ist der prozentuale Verlust an USE. Gleichzeitig sind steigende Übergangstemperaturen nach unten auf der Ordinate geführt. Je höher und weiter rechts ein Punkt im Diagramm liegt, desto besser sind die Versprödungseigenschaften des entsprechenden Werkstoffs.

Normalerweise liegen die aus hohen Bestrahlungstemperaturen gewonnenen Punkte relativ weit rechts oben, was einer geringen Änderung von USE und DBTT entspricht, je niedriger dann die Temperatur einer Bestrahlung ist, desto weiter nach links und nach unten verschieben sich die folgenden Punkte im Diagramm, entsprechend steigender DBTT und sinkender USE.

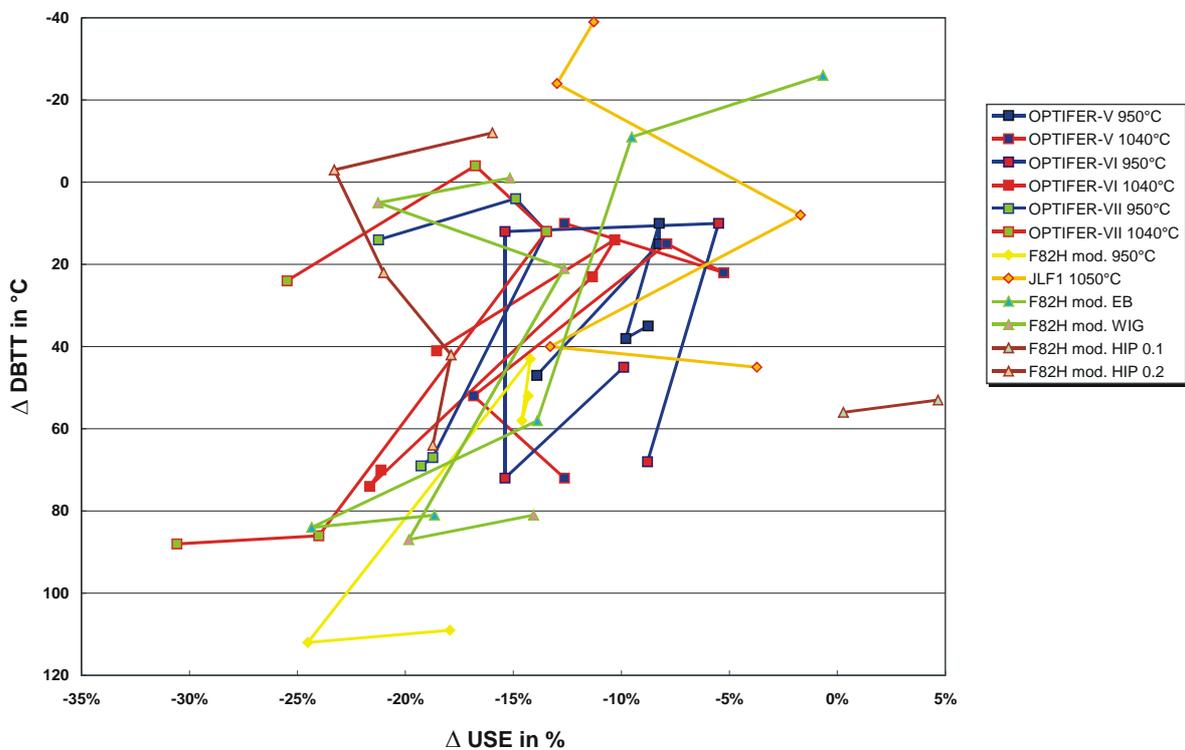


Abbildung 91: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Reduktion der USE für neuer LAAs

Die Abbildung 90 mit aufgenommenen MANET-Legierungen machen wieder den Fortschritt der neueren LAAs deutlich, drängen diese aber in einem Viertel der Darstellung zusammen.. Abbildung 91 zeigt daher ausschließlich die neueren LAAs in einem Gebiet der Ecke durchgängig geringer USE-Reduktion und niedriger DBTT-Verschiebung. OPTIFER-V und JLF1 zeigen hierbei die geringsten Beeinträchtigung durch die Neutronenbestrahlung.

5.5.1 OPTIFER-V

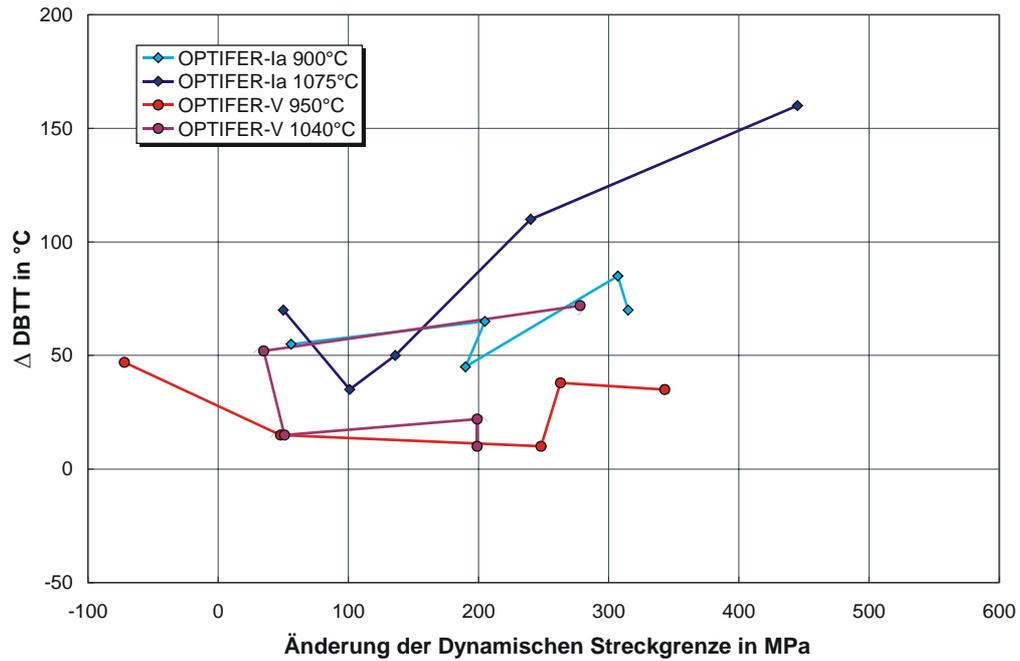


Abbildung 92: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

5.5.2 OPTIFER-VI

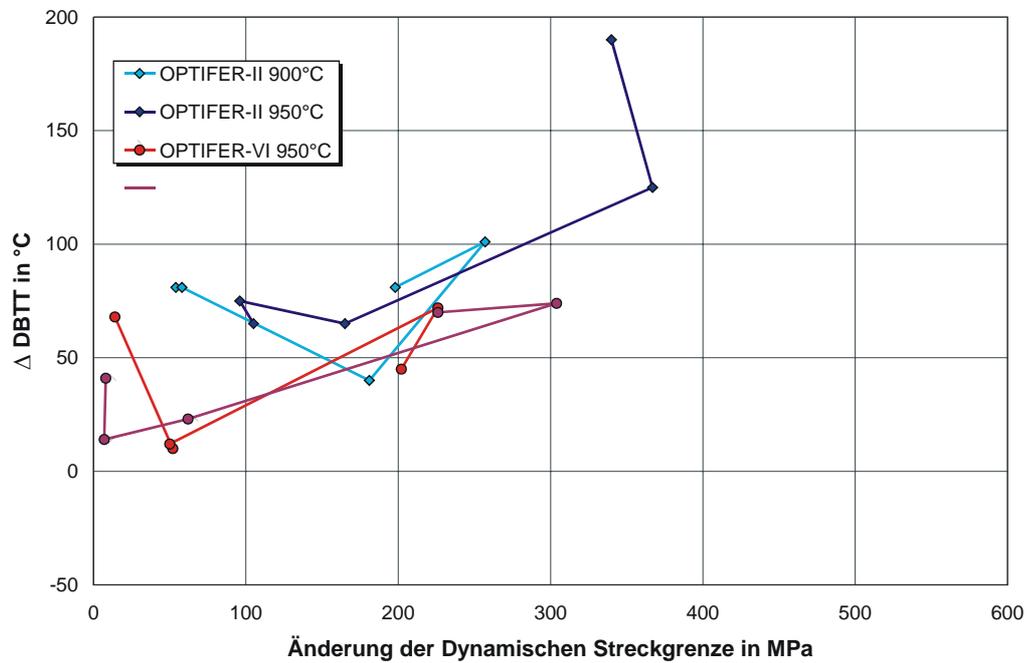


Abbildung 93: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

5.5.3 OPTIFER-VII

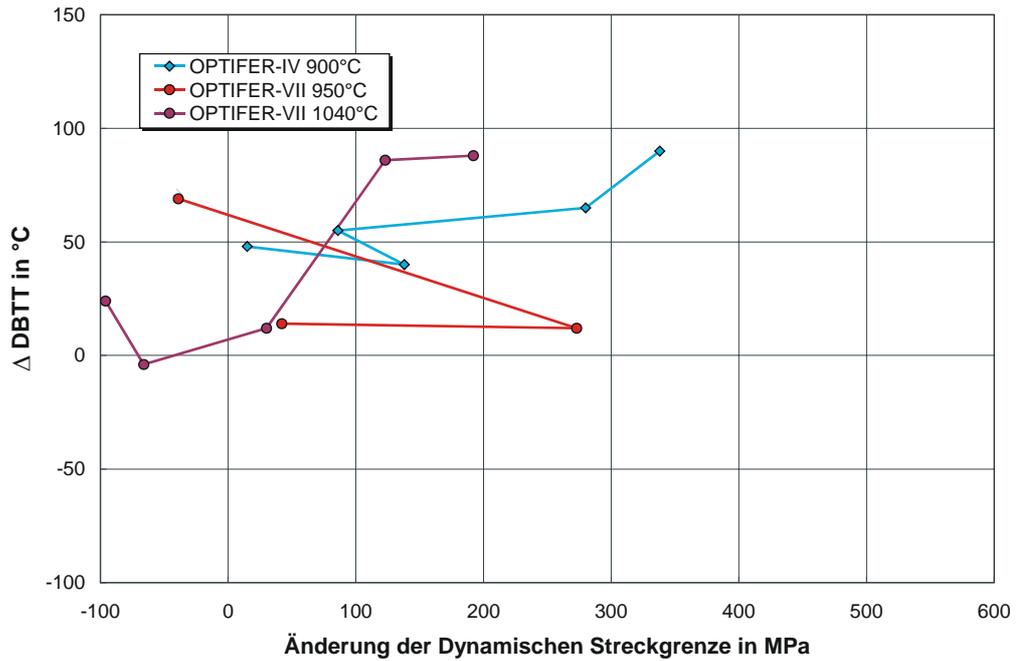


Abbildung 94: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

5.5.4 F82H mod. und JLF1

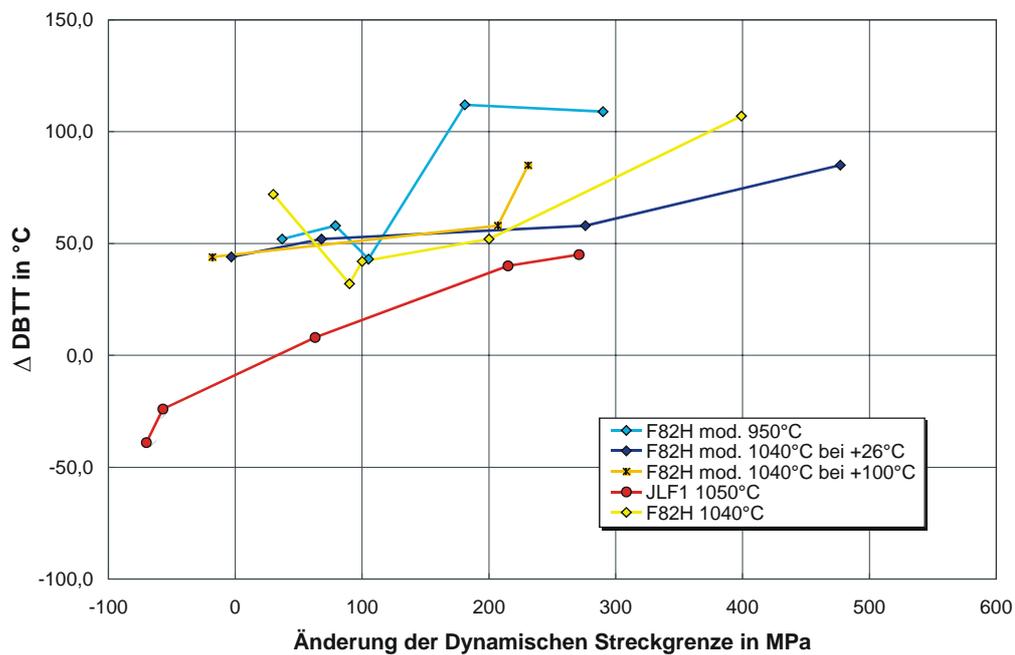


Abbildung 95: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

5.5.5 F82H mod. und technologische Varianten

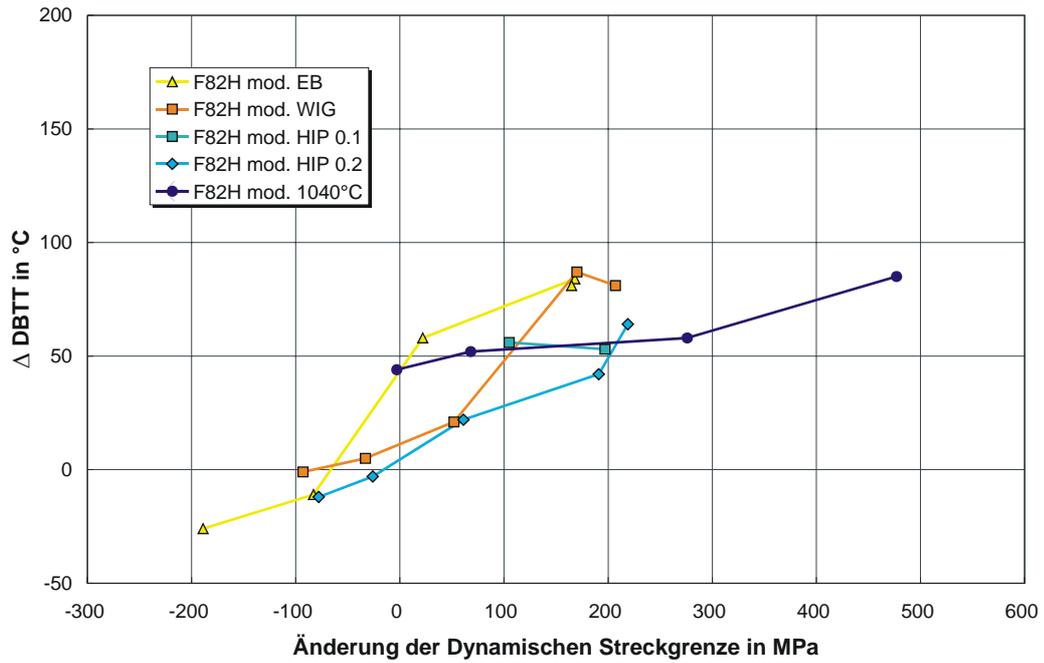


Abbildung 96: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

5.5.6 MANET-II Diffusionsschweißungen

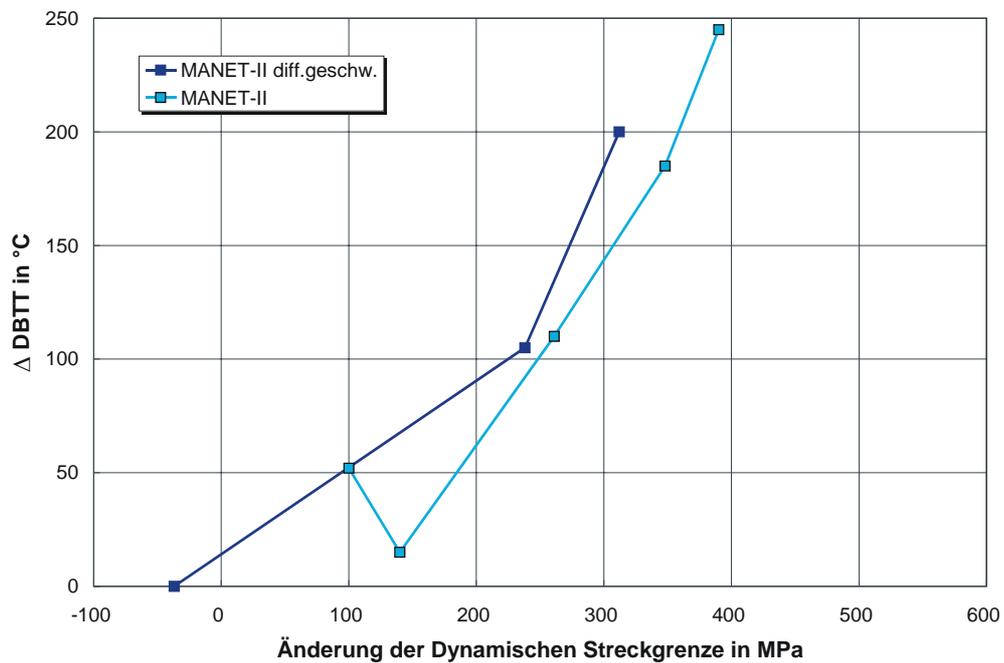


Abbildung 97: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

6 DISKUSSION

6.1 RELEVANZ DER UNTERSUCHUNGSERGEBNISSE

Für die Bewertung der Einsatztauglichkeit der untersuchten Legierungen sind die im Kapitel 4 dargestellten Absolutkennwerte ausschlaggebend. Diese hängen jedoch nicht nur von der Legierungszusammensetzung, sondern auch von der jeweils angewandten Wärmebehandlung ab. Wie in früheren Untersuchungen [19] schon festgestellt wurde, haben verschiedene Anlaßwärmebehandlungen keine wesentlichen Auswirkung auf den Bestrahlungseinfluß. Dieses Ergebnis kann durch diese Untersuchungen bestätigt werden und auch auf andere ferritisch-martensitische Legierungen übertragen werden.

Umfangreiche Untersuchungen [20-22] an verschiedenen martensitischen Chromstählen (MANET-II, OPTIFER-IV, F82H mod.) haben gezeigt, daß durch eine bestimmte Kombination von Austenitierungs- und Anlaßwärmebehandlung jeweils ein optimaler Zustand mit niedriger Versprödungstemperatur und hohen Festigkeitswerten erreicht werden kann. In diesem optimierten, relativ genau definierten Materialzustand könnten die mechanischen Eigenschaften von unterschiedlich legierten Stählen vor und nach Bestrahlung aussagekräftig miteinander verglichen werden.

Da bei nicht allen im Rahmen des HFR-Phase-IB-Programms untersuchten Legierungen eine optimierte Wärmebehandlung durchgeführt wurde, können weder aus den absoluten noch aus den bestrahlungsinduzierten Materialkennwerten sichere Rückschlüsse auf den isolierten Einfluß der unterschiedlichen Legierungselemente gezogen werden. Die nachfolgende Bewertung der mechanischen Eigenschaften der einzelnen Legierungen ist deshalb nur in Zusammenhang mit den Tabelle 3 angegebenen Werkstoffzuständen gültig.

Gegen den Einsatz martensitischer Stähle in zukünftigen Fusionsanlagen sprach vor allem die Materialversprödung bei niedrigen Temperaturen. Dabei ist zu befürchten, daß die Versprödungstemperatur von Strukturelementen durch hochenergetische Neutronenbestrahlung auf Werte ansteigt, die oberhalb der Betriebstemperatur liegen. Deshalb wird bei der Materialbewertung nur der unterste Bestrahlungstemperaturbereich von 250-300°C betrachtet. Bei der

Ermittlung charakteristischer Versprödungstemperaturen aus dem Kerbschlagbiegeversuch ist jedoch zu beachten, daß die Versprödungstemperaturen nur für dynamische Belastungen, so wie sie in der verwendeten Prüfanlage auftreten, gültig sind. So wurden in quasistatischen Zugversuchen bei vergleichbaren Prüfungen von Zug- und Kerbschlagproben aus einer gemeinsamen Bestrahlungskapsel zum Teil unterschiedliche Temperaturen für die Verfestigungs- und Versprödungsmaxima gefunden [23]. Reale Bauteile können durch eine andere Geometrie oder durch andere Belastungsfälle höhere oder auch niedrigere Versprödungstemperaturen aufweisen.

Ein weiterer Punkt, den man sich bei der Bewertung der Ergebnisse vor Augen halten muß, betrifft die Bestrahlungsdosis und das Neutronenspektrum. Zum einen werden Strukturkomponenten zukünftiger Fusionsanlagen Bestrahlungsdosen erreichen, die weit über den im Phase-Ib-Programm erreichten 2,4 dpa liegen. Andererseits tritt bei der Kernfusion ein hochenergetisches Linienspektrum auf, während die spektrale Neutronenverteilung im HFR sehr breit gefächert ist. Da sich sowohl die Bestrahlungsdosis als auch das Neutronenspektrum bei jeder Legierung unterschiedlich auswirken könnte, darf aus den hier vorgestellten Versuchsergebnissen nicht automatisch auf fusionsrelevante Betriebsbedingungen geschlossen werden.

Hier darf man, zumindest was die Strahlendosis betrifft, von den laufenden Mittel- und Hochdosis-Bestrahlungsprogrammen SPICE / HFR IIb (250 - 450°C, 15dpa, [24]) und ARBOR / Bor 60 [25] (330°C, 30-80 dpa) weitere Aufschlüsse erwarten. Was das Neutronenspektrum anbelangt, ist man weiterhin auf künftige Fusionsanlagen angewiesen, um Sicherheit zu gewinnen.

6.2 BEWERTUNG DER EINZELNEN LEGIERUNGEN

In die Bewertung der einzelnen Legierungen flossen die Ergebnisse für die niedrigen Bestrahlungstemperaturen 250 und 300°C ein. Das arithmetische Mittel aus beiden wurde zur leichteren Orientierung als graue Linie in die Diagramme eingefügt.

In Abbildung 98 sind die Schlagenergiewerte in der Hochlage der einzelnen Legierungen von links nach rechts in fallender Reihenfolge für die Ergebnisse nach 2,4 dpa (bzw. 0,8 dpa für MANET-I) Bestrahlung dargestellt. Zum Vergleich und zur Beurteilung des Bestrahlungseinflusses sind ebenfalls die Werte der unbestrahlten Werkstoffe eingezeichnet.

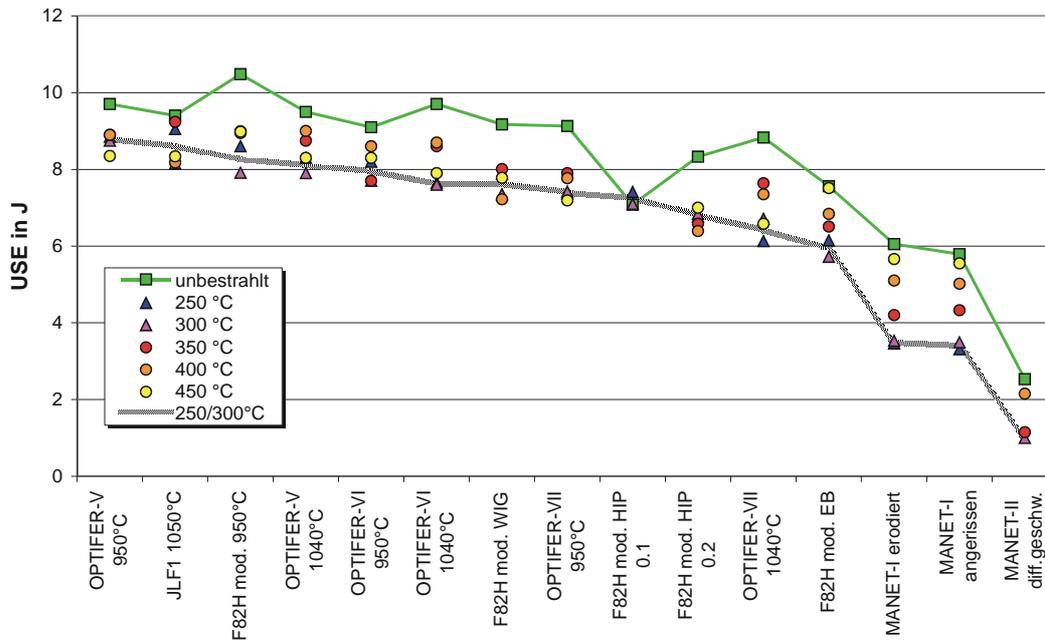


Abbildung 98: Bewertung der Legierungen nach der Hochlagenenergie

Die Energie in der Hochlage ist ein Maß für die maximal mögliche Kerbschlagzähigkeit eines Werkstoffs. Die USE-Werte sind jedoch für die Auslegung von Bauteilen ungeeignet, da aus ihnen keine kritischen Kenngrößen für praxisrelevante Belastungsfälle abgeleitet werden können. Trotzdem kann man die hier aufgeführten Legierungen anhand der USE deutlich in zwei Gruppen mit unterschiedlichem Bestrahlungsverhalten aufteilen. Bei den MANET-Stählen ist der bestrahlungsinduzierte Zähigkeitsverlust sehr viel höher als bei den niedrigaktivierbaren Legierungen.

Die besten Werte liefern hier mit 8 J oder mehr die Stähle OPTIFER-V, –VI (950°C), F82H mod. sowie JLF1. Bemerkenswert ist auch das gute Abschneiden von F82H mod. HIP. Auch die etwas schwächeren LAAs liegen immer noch in einem sehr guten Bereich, führt man sich frühere Ergebnisse vor Augen [5].

Abbildung 99 zeigt den auf die Ausgangszustände normierten prozentualen Verlust, der weniger eine konkrete Materialeigenschaft als vielmehr den Bestrahlungseinfluß charakterisiert. Hierbei ergeben sich einige Verschiebungen in der Wertung, wobei die bemerkenswertesten sind, daß F82H mod. deutlich schlechter abschneidet, während die anderen oben aufgeführten LAAs ihre Spitzenstellung behalten. Die sehr gute Platzierung von F82H mod. HIP 0,1 liegt am offensichtlich zu niedrigen Bezugswert des unbestrahlten Werkstoffs.

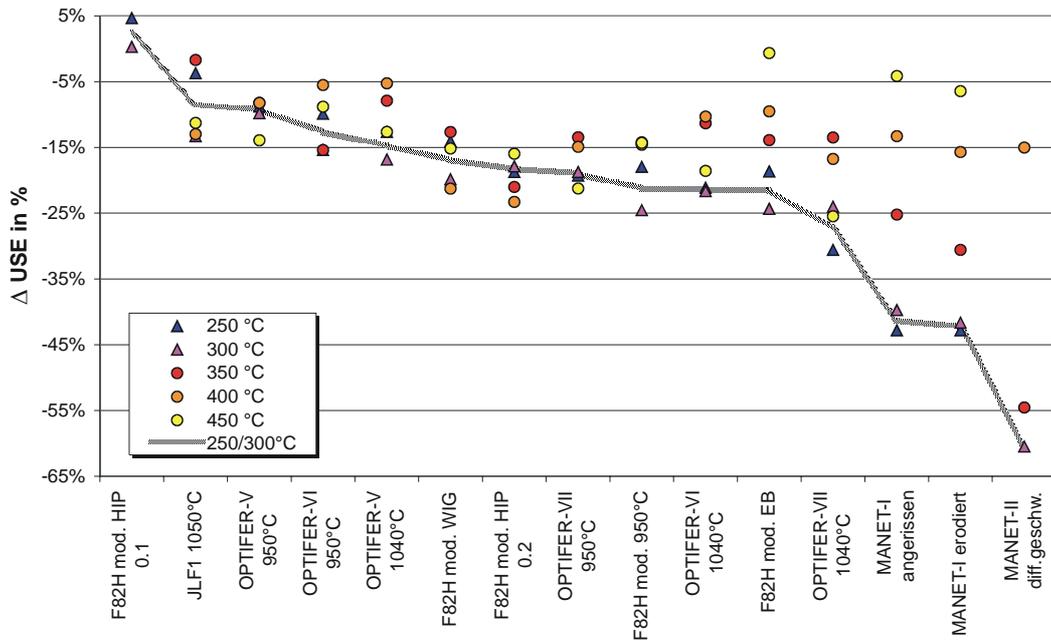


Abbildung 99: Bewertung der Legierungen nach dem Verlust in der Hochlagenenergie

Wertet man die Versprödung nach dem klassischen DBTT-Verfahren aus, so ergibt sich für die Werkstoffe ein vergleichbares Bild (s. Abbildung 100).

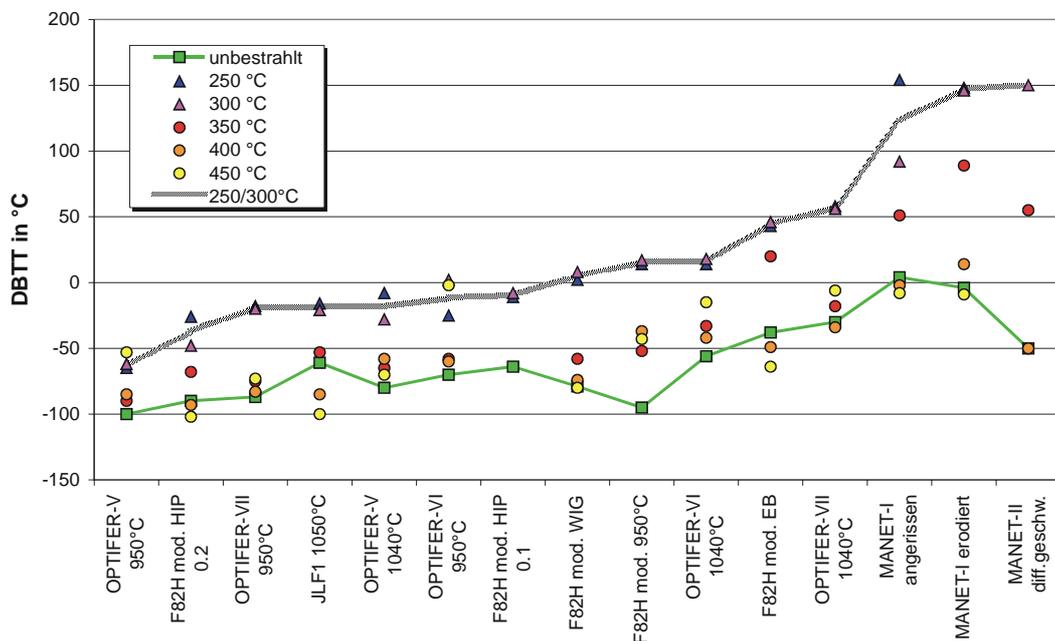


Abbildung 100: Bewertung der Legierungen nach der Sprödbruchübergangstemperatur

OPTIFER-V kann sich als einzige Legierung mit beiden Wärmebehandlungszuständen in der Spitzengruppe plazieren, während OPTIFER-VI mit F82H mod. weiter hinten im Feld landet.

Bei einer Bewertung nach der Verschiebung der Übergangstemperatur erreicht OPTIFER-V zusammen mit JLF1 die niedrigsten Werte – Der F82H mod. HIP-

Stahl landet bemerkenswerterweise in der Spitzengruppe, obwohl das Ausgangsmaterial im Mittelfeld zu finden ist.

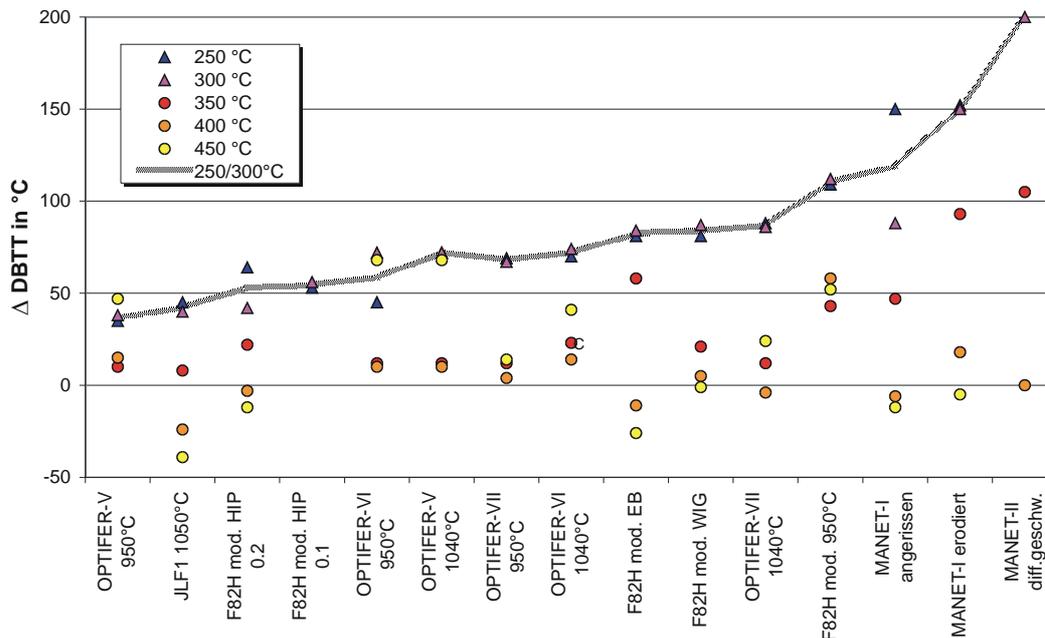


Abbildung 101: Bewertung der Legierungen nach der Verschiebung der Sprödbruchübergangstemperatur

Durch die designorientierte Charakterisierung der Versprödung nach der niedrigsten Temperatur in der Hochlage verschieben sich erwartungsgemäß die Werte der unbestrahlten Werkstoffe gegenüber dem DBTT-Kriterium. Zwar bleibt die führende Gruppe weitgehend erhalten, aber OPTIFER-VI landet deutlich weiter im Mittelfeld. Auch hier gelten OPTIFER-V (900°C) und JLF1 als Empfehlung für die Stähle mit den besten Versprödungseigenschaften.

Bei der Bewertung der Festigkeit der unbestrahlten und mit 2,4 dpa bestrahlten Werkstoffe (Abbildung 103) ergeben sich deutlichere Verschiebungen. Zwar ist OPTIFER-V (900°C) immer noch an erster Stelle, aber sein anderer Wärmebehandlungszustand weist eine geringere dynamische Streckgrenze als die Hälfte der untersuchten Werkstoffe auf. JLF1 landet im Mittelfeld, knapp vor F82H mod. Dessen technologische Varianten bilden bis auf die erstaunlich gut platzierten EB-Schweißungen das Schlußlicht der Reihe.

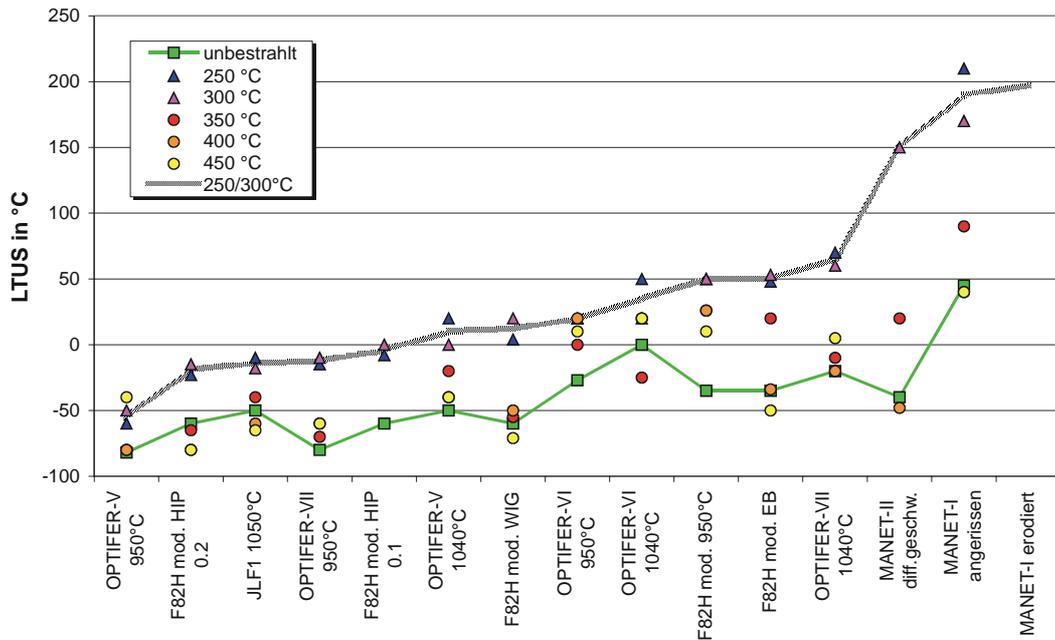


Abbildung 102: Bewertung der Legierungen nach der LTUS

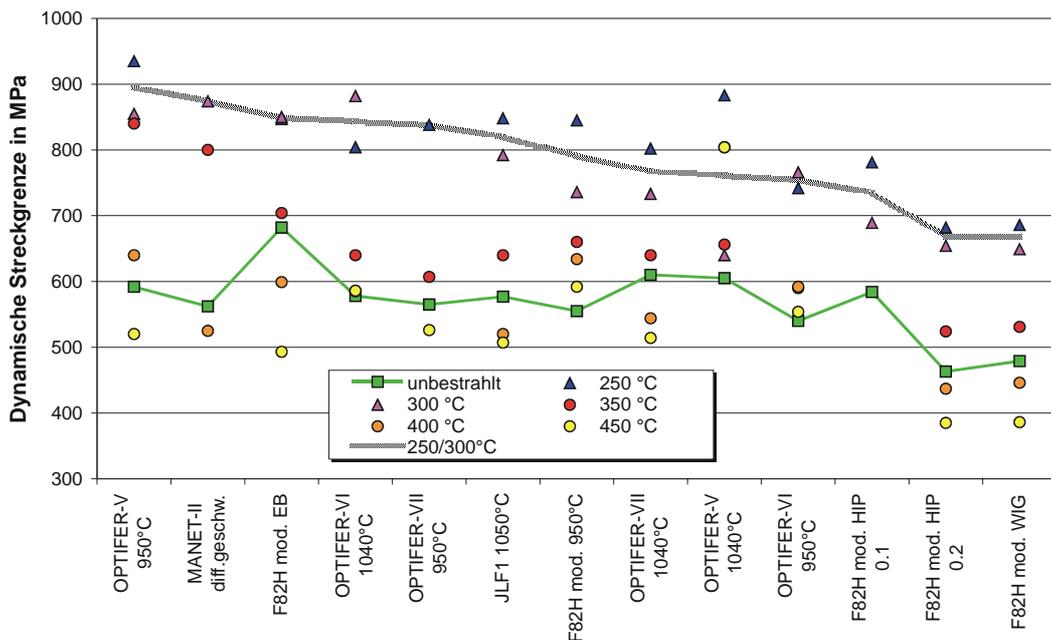


Abbildung 103: Bewertung der Legierungen nach der dynamischen Streckgrenze

Betrachtet man auch die mechanischen Eigenschaften der unbestrahlten Werkstoffe, so sind beide Wärmebehandlungszustände von OPTIFER-V und JLF1 die geeignetsten Werkstoffe. Nach Neutronenbestrahlung bis zu einer Dosis von 2,4 dpa bei Temperaturen zwischen 250 und 300°C zeigen sie bei allen untersuchten Materialeigenschaften den geringsten Bestrahlungseinfluß. Gleichzeitig liegt die Versprödungstemperatur bei diesen Stählen nach der Bestrahlung am tiefsten und die Festigkeit auf einem relativ hohen Niveau.

6.3 BOR-GEHALT UND VERSPRÖDUNG

In [6] wurde ein Modell vorgestellt, das einen Zusammenhang zwischen dem Bor-Gehalt der untersuchten Stähle und deren Versprödungsverhalten herstellt. Abbildung 104 zeigt dazu die Umwandlung des ^{10}B -Isotops unter Bestrahlungseinfluß sowie die Anhebung der DBTT einzelner Legierungen, hier am Beispiel für 300°C Bestrahlungstemperatur. Das aus [6] bekannte Diagramm wurde hier noch um die für OPTIFER-V (950/1040°C), OPTIFER-Ia (900°C), OPTIFER-II (900°C) und F82H mod. (1040°C) nach 2,4 dpa erhaltenen Werte ergänzt.

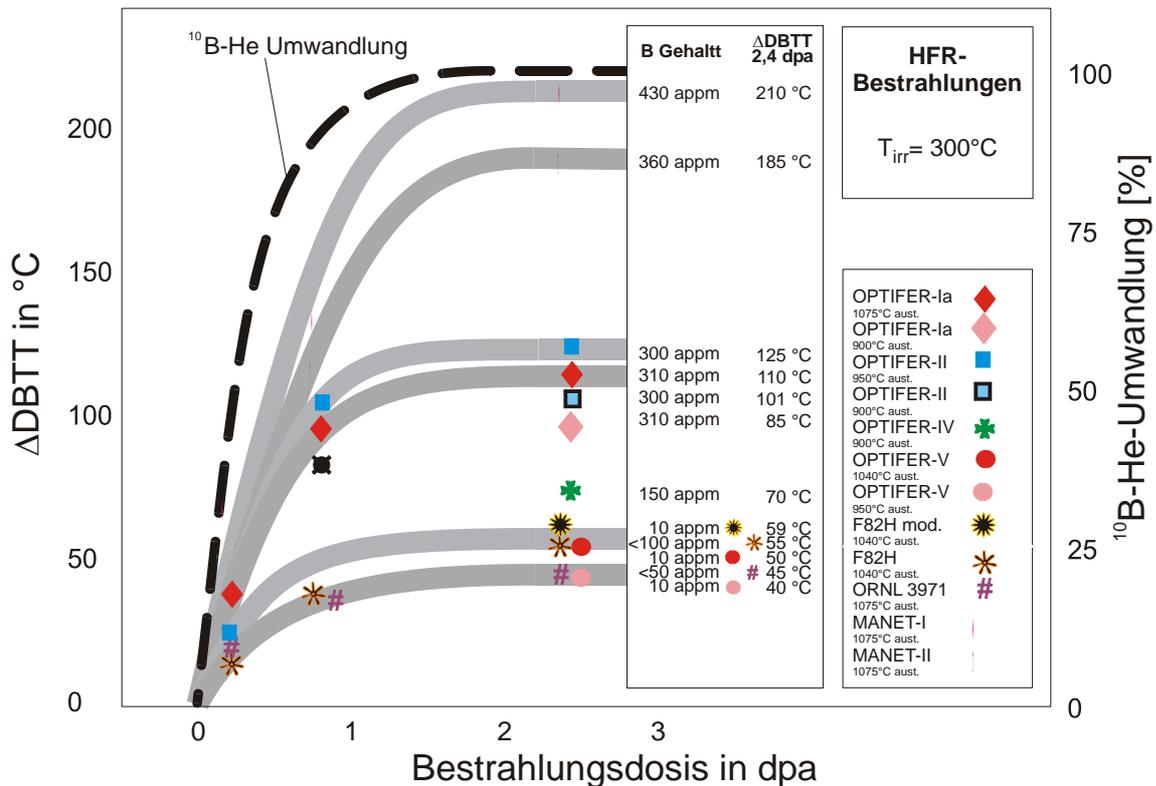


Abbildung 104: Bestrahlungsinduzierte Anhebung der Übergangstemperatur und ^{10}B -He-Umwandlung über der Bestrahlungsdosis

Es zeigt sich, daß die Anhebung der DBTT für diese Stähle in ähnlicher Art und Weise geschieht, nur mit verschiedenen vertikalen Streckungsfaktoren der Kurven.

In [19] war ein Helium-Einfluß auf die Kerbschlagergebnisse bestrahlter Proben vermutet worden. Detailliert wurde er in [6] beschrieben: der Bor-Gehalt scheint ein bestimmender Faktor für die bestrahlungsinduzierte Anhebung der Übergangstemperatur DBTT zu sein. Das ^{10}B Isotop, das immerhin 20% der natürlichen Bor-Zusammensetzung darstellt, ist ein starker Absorber für

thermische Neutronen. Es wandelt sich hierbei schon bei relativ geringen Neutronenflußdichten in Helium und Lithium um.

Helium kann in Form von Bläschen in den Bruchflächen bestrahlter Proben nachgewiesen werden. Ergänzende Untersuchungen, die Helium-dotierte Charpy-V-Proben verwendeten [26] zeigten einen Versprödungseffekt durch höhere Heliumgehalte, der bei weitem die bestrahlungsinduzierte Versprödung des Ausgangsmaterials übertraf. So stieg z.B. bei F82H nach 0,2 dpa Bestrahlung die Anhebung der Übergangstemperatur $\Delta DBTT$ von 18 auf 42°C.

In [6] wurde eine exponentielle Wachstumsfunktion zur Berechnung der bestrahlungsbedingten ^{10}B -Umwandlung herangezogen, wobei deren Konstanten aus den Neutronen-Berechnungen am HFR Petten bestimmt wurden [17]:

$$N(\text{He}) = N_0(^{10}\text{B}) \cdot \left(1 - e^{-\frac{D}{\tau}} \right)$$

Hierbei sind:

$N(\text{He})$: Anzahl der He-Atome

$N_0(^{10}\text{B})$: ursprüngliche Anzahl der ^{10}B -Atome

D : Bestrahlungsdosis in dpa

τ : Dosiskonstante für den ^{10}B -Abbrand

Die Dosiskonstante τ wurde dabei so festgelegt, daß nach etwa 0,34 dpa noch $e^{-1} = 36,8\%$ des ursprünglichen ^{10}B vorhanden sind. Nach etwa 1,6 dpa sind somit 99,3% des ursprünglichen ^{10}B abgebrannt.

Die Bor-Helium-Umwandlungskurve ist in Abbildung 104 eingezeichnet worden und kann mit den Versprödungskurven der bestrahlten Materialien verglichen werden. Die Bor-Gehalte, wie sie in Tabelle 3 bzw. im Anhang gegeben sind, wurden den Kurven der einzelnen Legierungen auf der Höhe von 2,4 dpa (bzw. auf Höhe der Einzelpunkte, wo nur Werte bei 0,8 dpa vorlagen) zugeordnet.

Das Ergebnis ist offensichtlich: je höher der Bor-Gehalt der einzelnen Legierungen ist, desto steiler verlaufen die Kurven. Dieser Effekt übertrifft alle anderen Einflußfaktoren, insbesondere die Variation der einzelnen Legierungen im Chromgehalt, welche unter unbestrahlten Bedingungen noch eine erhebliche Rolle spielte.

In den Abbildungen 105 bis 108 ist eine dreidimensionale Darstellung des Bestrahlungseinflusses auf sämtliche in den Programmen MANITU 2,4 dpa, HFR Phase IA und HFR Phase IB untersuchten Legierungen gegeben.

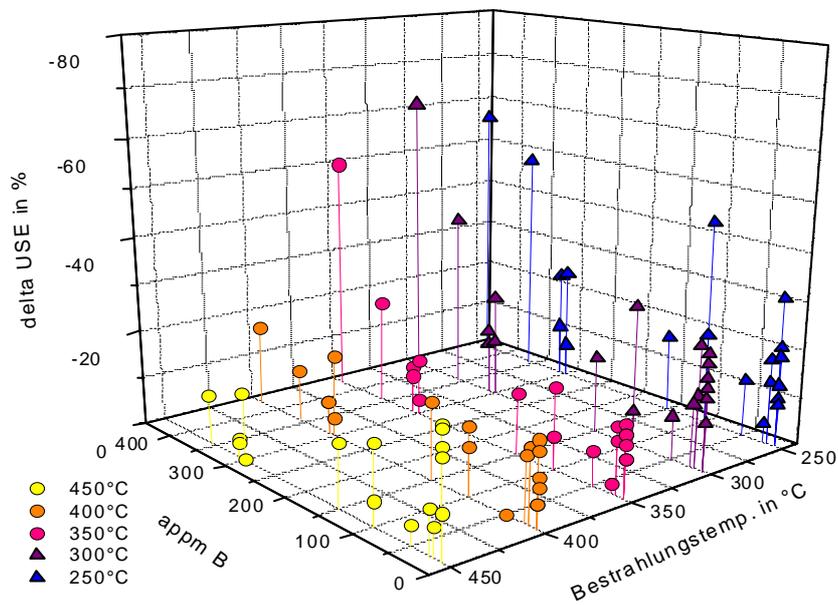


Abbildung 105: Einfluß des Bor-Gehaltes und der Bestrahlungstemperatur auf die Reduktion der USE

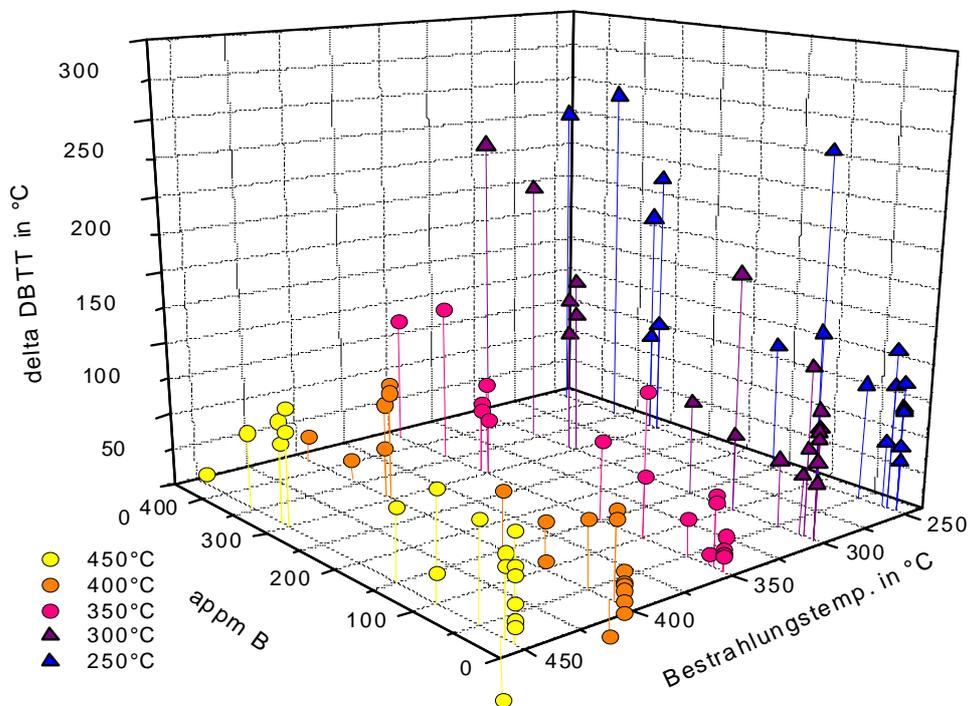


Abbildung 106: Einfluß des Bor-Gehaltes und der Bestrahlungstemperatur auf die Verschiebung der DBTT

Auf der Grundfläche des Diagramms sind nach links zunehmend die Borkonzentration in apm aufgeführt, nach rechts abnehmend die Bestrahlungstemperatur. Nicht alle Werte entsprechen dem in Abbildung 104 eingezeichneten Trend, jedoch ist eindeutig ablesbar, daß der Bestrahlungseinfluß mit steigendem Bor-Gehalt zunimmt, ebenso wie er mit verringerter Bestrahlungstemperatur sich verstärkt.

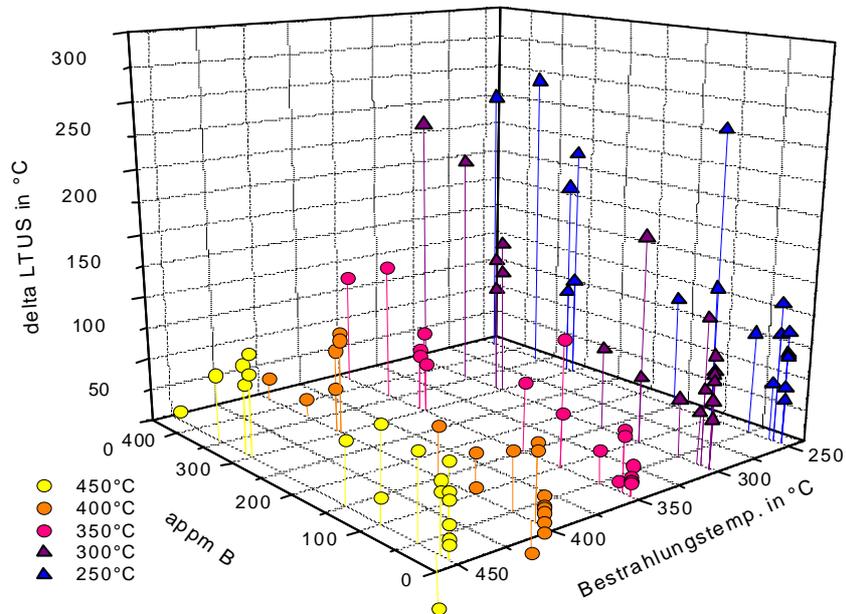


Abbildung 107: Einfluß des Bor-Gehaltes und der Bestrahlungstemperatur auf die Verschiebung der LTUS

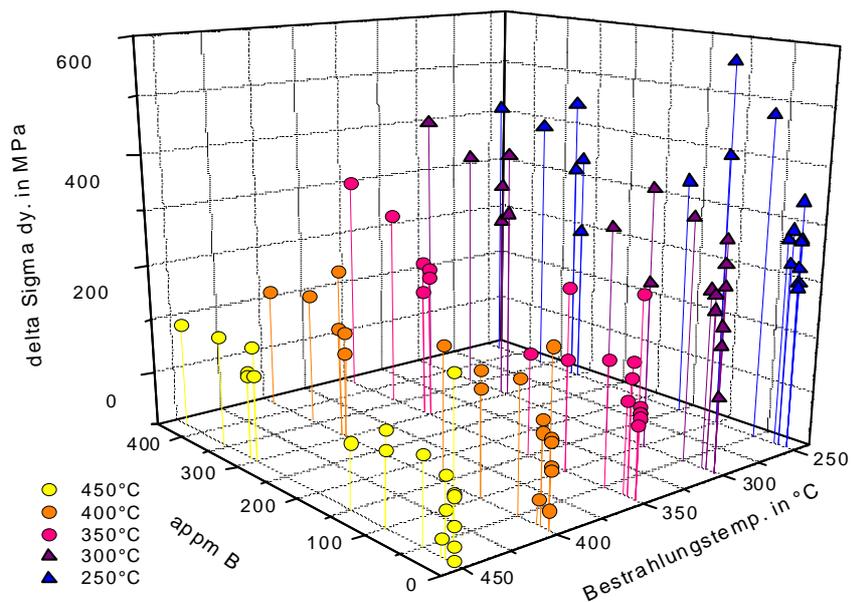


Abbildung 108: Einfluß des Bor-Gehaltes und der Bestrahlungstemperatur auf die Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

7 ZUSAMMENFASSUNG

Im Rahmen des Bestrahlungsprogramms HFR Phase Ib wurden niedrig aktivierbare Legierungen und technologische Varianten nach Bestrahlung bis zu einer Dosis von 2,4 dpa untersucht. Aus instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen mit miniaturisierten Proben wurden die mechanischen Eigenschaften (Schlagarbeit in der Hochlage, Spröbruchübergangstemperatur, niedrigste Temperatur in der Hochlage und dynamische Streckgrenze) in Abhängigkeit von Bestrahlungstemperaturen zwischen 250 und 450°C ermittelt.

Beim Einsatz von martensitischen Stählen in zukünftigen Kernfusionsanlagen ist das Versprödungsverhalten bei niedrigen Bestrahlungstemperaturen das ausschlaggebende Kriterium für die Materialauswahl. Nach Neutronenbestrahlung zeigen von den untersuchten Legierungen zwei – OPTIFER-V und JLF1 - ein überragendes Versprödungsverhalten im Temperaturbereich zwischen 250 und 300°C. Allerdings muß ebenso erwähnt werden, daß auch alle anderen Legierungen sehr gute Ergebnisse liefern. Dies gilt für beide Versprödungstemperaturen (DBTT und LTUS) als Absolutwerte sowie für den Bestrahlungseinfluß auf diese Größen.

Bei den niedrig aktivierbaren Legierungen ist der Bestrahlungseinfluß auf die mechanischen Eigenschaften geringer als bei den früher untersuchten Cr-NiMoVNb-Stählen ausgeprägt. Dies gilt vor allem für die Energie in der Hochlage und die dynamische Streckgrenze.

Ebenso fällt auf, daß OPTIFER-V/-VI/-VII gegenüber OPTIFER-Ia/-II/-IV einen verringerten Bor-Gehalt und sehr viel bessere Versprödungseigenschaften besitzt. Die Anhebung der Übergangstemperaturen fügt sich in die in [6] gemachten Ausführungen, die einen Zusammenhang zwischen der ¹⁰Bor-Helium-Umwandlung und der Versprödungstemperatur vermuten.

Die verschiedenen untersuchten Wärmebehandlungen haben einerseits gezeigt, daß ihr Einfluß auch nach einer Bestrahlung erhalten bleibt – und daß andererseits eine Wärmebehandlung am Bestrahlungseinfluß nicht viel ändert.

Die Untersuchungen an Schweißverbindungen ergaben, daß sowohl WIG- als auch EB-Schweißungen nach Bestrahlung gute mechanische Eigenschaften besitzen können. Die diffusionsgeschweißten Proben besaßen deutliche Schwächen in ihren mechanischen Eigenschaften, dies aber sowohl vor, als

auch nach Bestrahlung – verbesserte Schweißverfahren und neuere Grundwerkstoffe dürften hier zu deutlich besseren Ergebnissen führen, da keine grundsätzliche Bestrahlungsproblematik identifiziert werden konnte.

Das HIP-Material auf Basis von F82H mod. zeigt sehr gute Ergebnisse, was die mechanischen Eigenschaften, aber auch, was das Bestrahlungsverhalten betrifft. Hier können Eigenschaften im Bereich des Basiswerkstoffs verzeichnet werden.

Derzeit laufende Bestrahlungsprogramme, insbesondere "ARBOR" [25] und "SPICE" [5] werden das Verhalten dieser erfolgversprechenden Legierungen und ihrer Fortentwicklungen (EUROFER97) auch unter höheren Dosisbelastungen zeigen.

8 AUSBLICK

Das aktuelle HFR-Bestrahlungsprogramm SPICE (Sample Holder for Irradiation of miniaturised Steel Specimens Simultaneously at Different Temperatures) konzentriert sich auf die neu entwickelte europäische, niedrig aktivierbare ferritisch-martensitische Stahllegierung EUROFER 97 sowie ihre technologischen und metallurgischen Varianten.

Im High Flux Reactor Petten werden gleichzeitig miniaturisierte Proben verschiedener Geometrien (Kerbschlag, Zug und Ermüdung) bis zu einer Schädigungsrate von 15 dpa bestrahlt, was einen wichtigen Schritt in Richtung fusionsrelevanter Dosen bedeutet. Durch den Einsatz einer neu entwickelten Flüssignatrium-Probenkühlung können jeweils fünf verschiedene Bestrahlungstemperaturen (250 bis 450° C) bei gleichmäßigem Neutronenfluß realisiert werden; die zentrale Einsatzposition im Reaktor erlaubt, innerhalb von 30 Monaten die angestrebte Schädigung zu erreichen. Die Bestrahlung läuft seit September 2001 und wird im Frühjahr 2004 beendet sein.

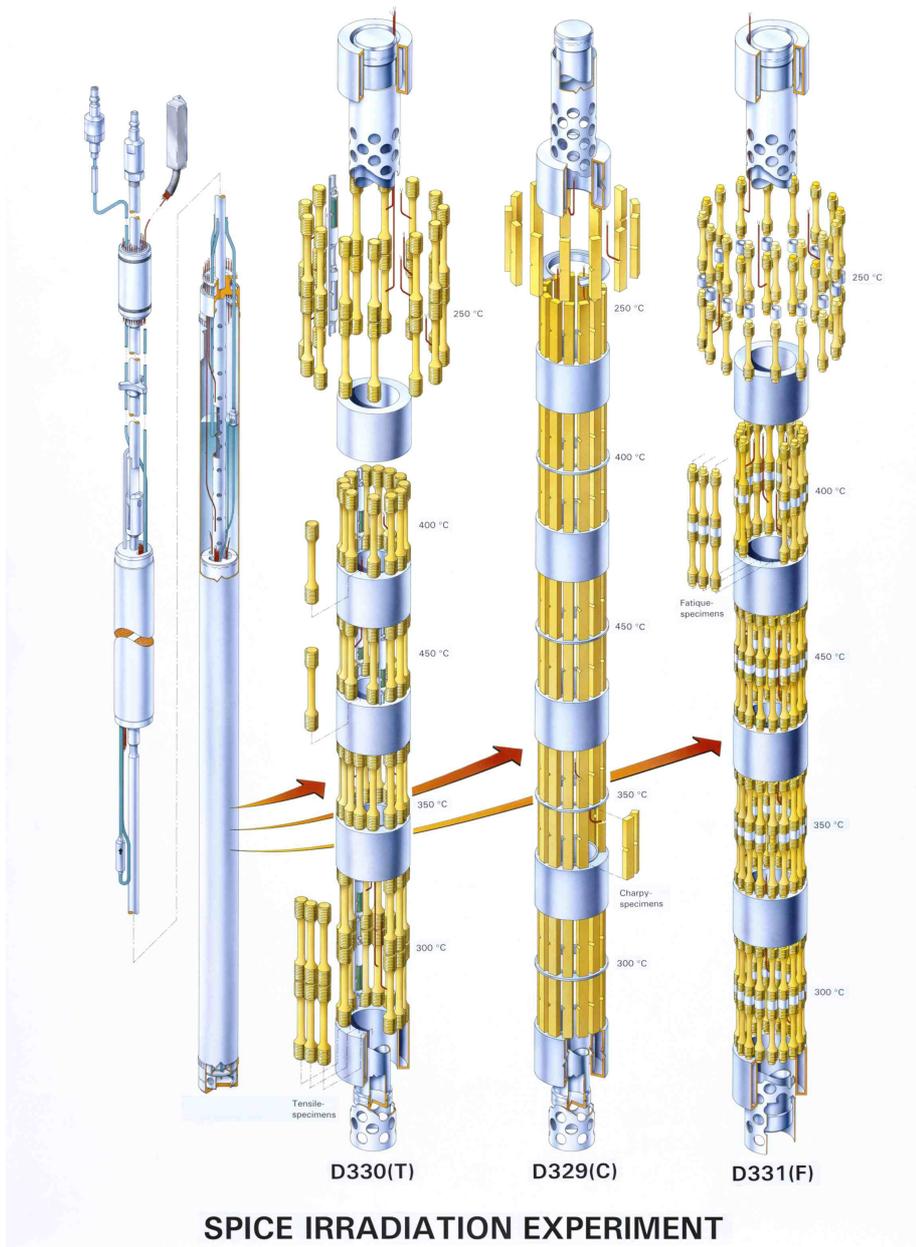


Abbildung 109: SPICE-Bestrahlungskapsel

9 DANKSAGUNG

Die Autoren danken allen Beteiligten, die zum Gelingen dieses Programms beigetragen haben. Probenfertigung, Bestrahlung, Dekontamination und Prüfung wurden trotz mancher Widrigkeit schnell und gewissenhaft ausgeführt.

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.

EFDA-Referenz:

Field: Tritium Breeding and Materials

Area: Materials Development

Task: TW1-TTMS-001 Deliverable No. 14

10 LITERATURVERZEICHNIS

- [1] M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer, Bestrahlungsprogramm MANITU: Ergebnisse der Voruntersuchungen und der Kerbschlagbiegeversuche mit den unbestrahlten Werkstoffen, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 5550, April 1995.
- [2] M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer, Bestrahlungsprogramm MANITU: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit den bis 0,2 dpa bestrahlten Werkstoffen, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 5750, April 1997.
- [3] M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer, Bestrahlungsprogramm MANITU: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit den bis 0,8 dpa bestrahlten Werkstoffen der ersten Bestrahlungsphase, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 5619, September 1995.
- [4] H.-C. Schneider, M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer, Bestrahlungsprogramm MANITU: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit den bis 0,8 dpa bestrahlten Werkstoffen der zweiten Bestrahlungsphase, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 6519, September 2000.
- [5] H.-C. Schneider, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer, Bestrahlungsprogramm MANITU: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit den bis 2,4 dpa bestrahlten Werkstoffen, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 6605, Mai 2001.
- [6] M. Rieth, B. Dafferner, H.-D. Röhrig, Embrittlement behaviour of different international low activation alloys after neutron irradiation, *Journal of Nuclear Materials* 258 – 263 (1998) 1147-1152.
- [7] H.-C. Schneider, B. Dafferner, J. Aktaa, Embrittlement behaviour of low-activation alloys with reduced boron content after neutron irradiation. *Journal of Nuclear Materials*, 321(2003) S.135-140
- [8] 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.
- [9] 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.
- [10] C. Wassilew, M. Rieth, B. Dafferner, Verfahren zur Störgrößenkompensation bei instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 4796, Oktober 1990.
- [11] J.M. Alexander, T.J. Komoly, On the yielding of a rigid/plastic bar with an IZOD notch, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 10, (1962) 265-275.
- [12] W.L. Server, Impact Three-Point Bend Testing for Notched and Precracked Specimens, *Journal of Testing and Evaluation*, JTEVA, Vol. 6, No.1, Jan. 1978, pp. 29-34.
- [13] 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.

- [14] C. McGirl, MANITU Project D 271 (-07, -08): Irradiation Report, Joint Research Centre, Institute for Advanced Materials/Petten Site, HFR/00/4605, March 2000.
- [15] E. Materna-Morris, H.-C. Schneider, B. Dafferner, R. Rolli, O. Romer, A. Möslang, Mechanical properties and structural analysis of martensitic low-activation alloys after neutron irradiation. 20th IEEE/NPSS Symp.on Fusion Engineering (SOFE), San Diego, Calif., October 14- 17, 2003
- [16] L. Schäfer, H. Kempe, Mechanische Eigenschaften von Diffusionsschweißverbindungen martensitischer Chromstähle, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 6459, November 2000.
- [17] J. Ahlf, A. Zurita, High Flux Reactor (HFR) Petten - Characteristics of the Installation and the Irradiation Facilities, Nuclear Science and Technology, EUR 15151 EN, 1993.
- [18] A. von der Weth, H. Kempe, Unveröffentlichter Bericht, Institut für Materialforschung, Forschungszentrum Karlsruhe, Dezember 2003.
- [19] 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, Fusion Engineering and Design 29 (1995) 365-370.
- [20] L. 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.
- [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, H. Kempe, W. Meyer, Unveröffentlichter Bericht, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, Juni 1995.
- [23] H.-C. Schneider, Post-Irradiation Tensile and Impact Properties, MileStone Meeting 5 on Data Base Evaluation RAFM steel, November 2000, ENEA C. R. Brasimone
- [24] H.-C. Schneider, Unveröffentlichter Bericht, Forschungszentrum Karlsruhe, Juli 2003.
- [25] C. Petersen, V. Shamardin, A. Fedoseev, G. Shimansky, V. Efimov, J. rensmann, The ARBOR irradiation project. 10th Internat.Conf.on Fusion Reactor Materials (ICFRM-10), Baden-Baden, October 14-19, 2001 Journal of Nuclear Materials, 307-311(2002) S.1655-59

11 ANHANG

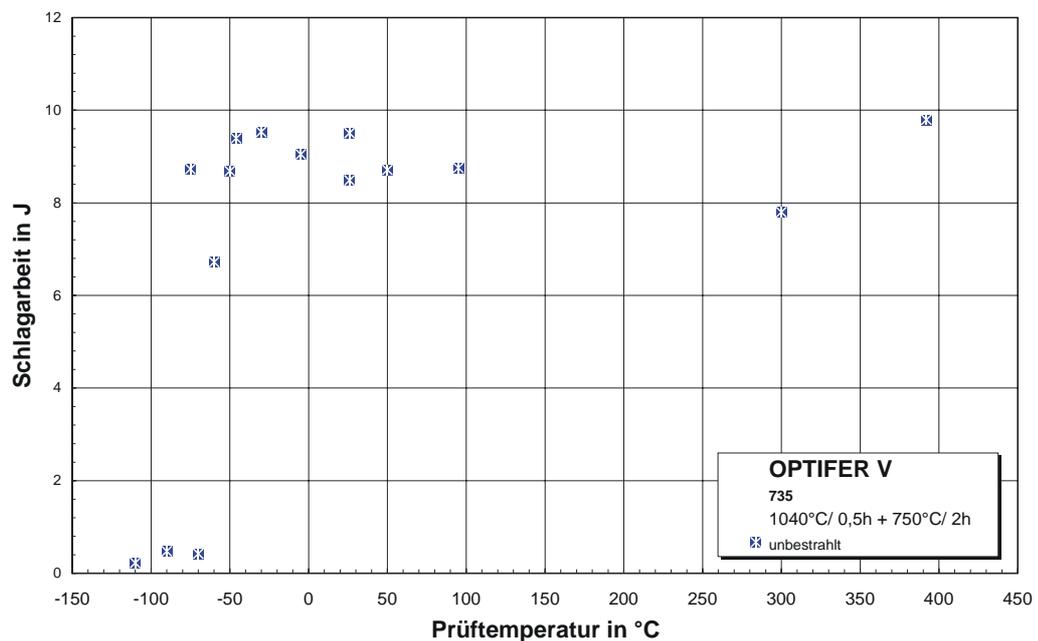
11.1 VERSUCHSERGEBNISSE UND PROBENZUORDNUNG

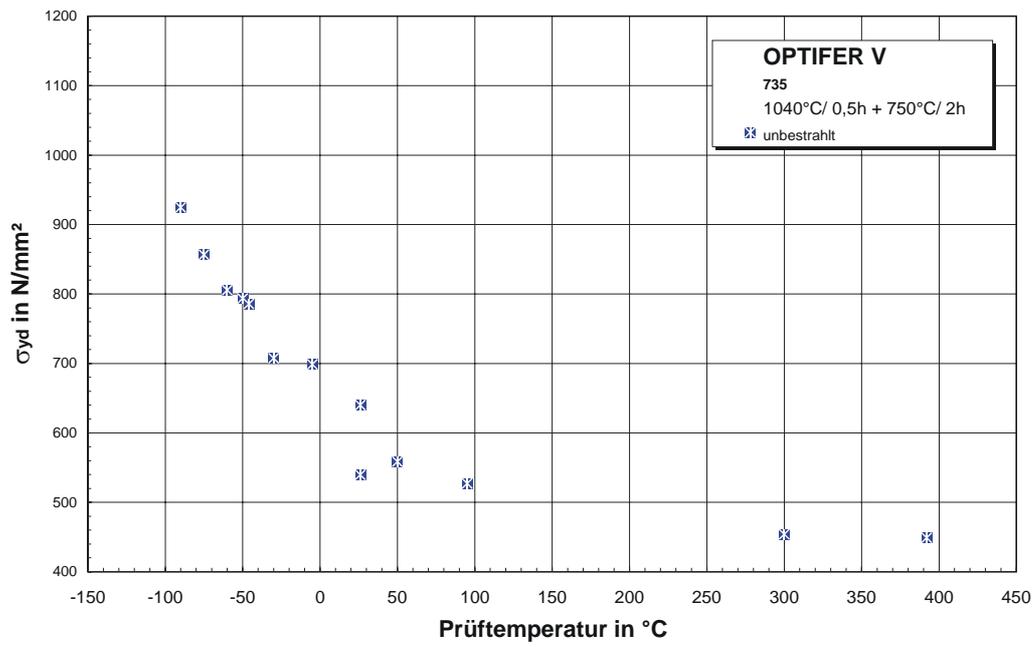
11.1.1 OPTIFER-V (1040°C/0,5h + 750°C/2h)

11.1.1.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0327	26	9,51	640
B0328	-90	0,48	925
B0329	-110	0,22	
B0330	-50	8,68	794
B0331	-70	0,42	
B0332	26	8,48	540
B0333	-5	9,05	699
B0334	-30	9,54	707
B0335	-46	9,39	786
B0336	-60	6,72	805
B0337	-75	8,73	857
B0338	50	8,71	559
B0339	95	8,76	527
B0340	300	7,80	454
B0341	392	9,80	449
B0342	26	8,89	601

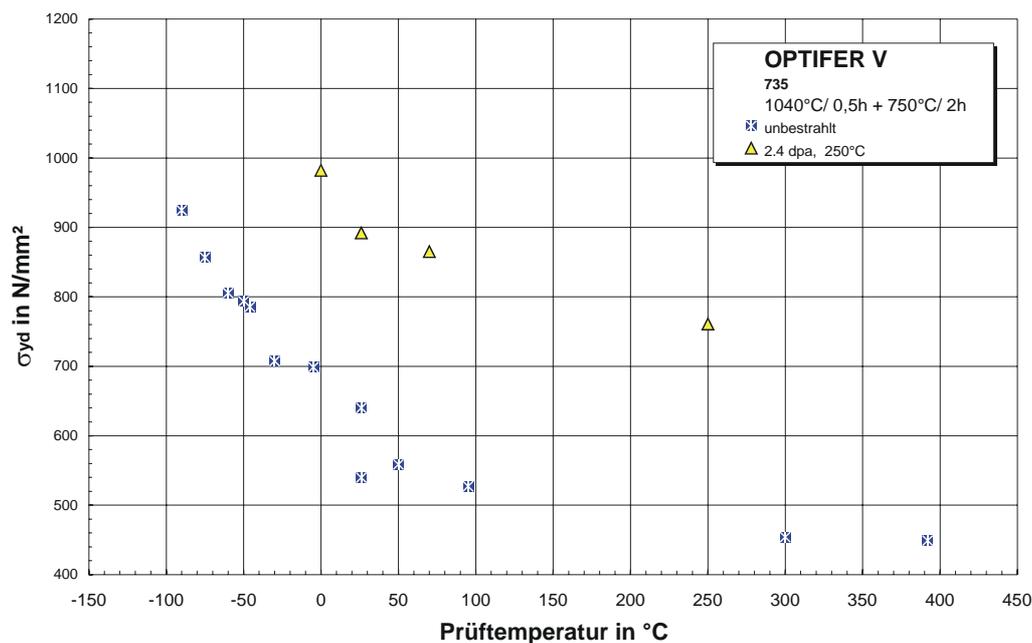
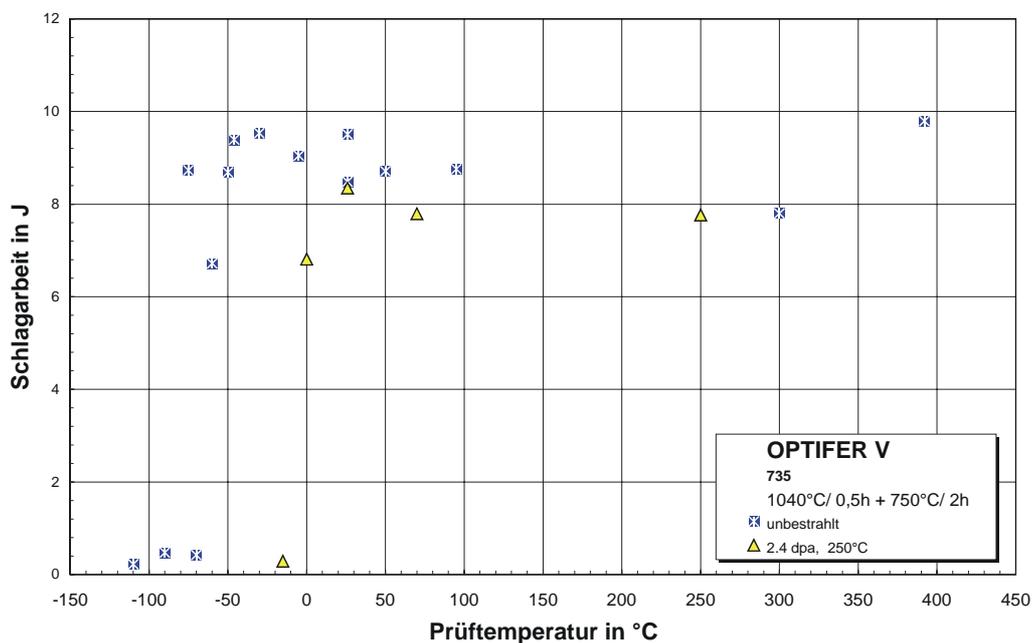




11.1.1.2 2,4 dpa

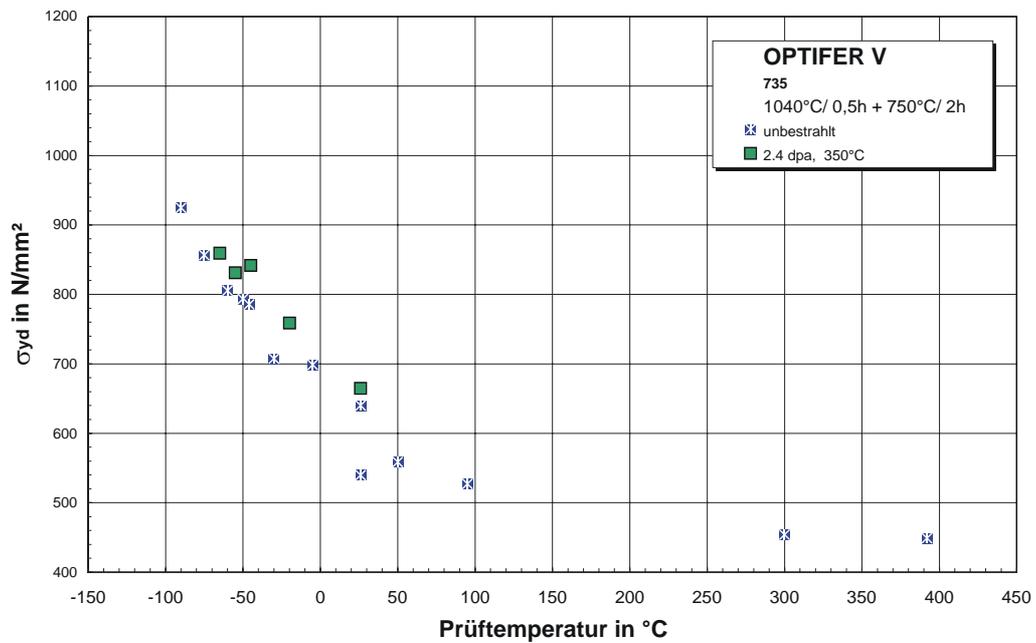
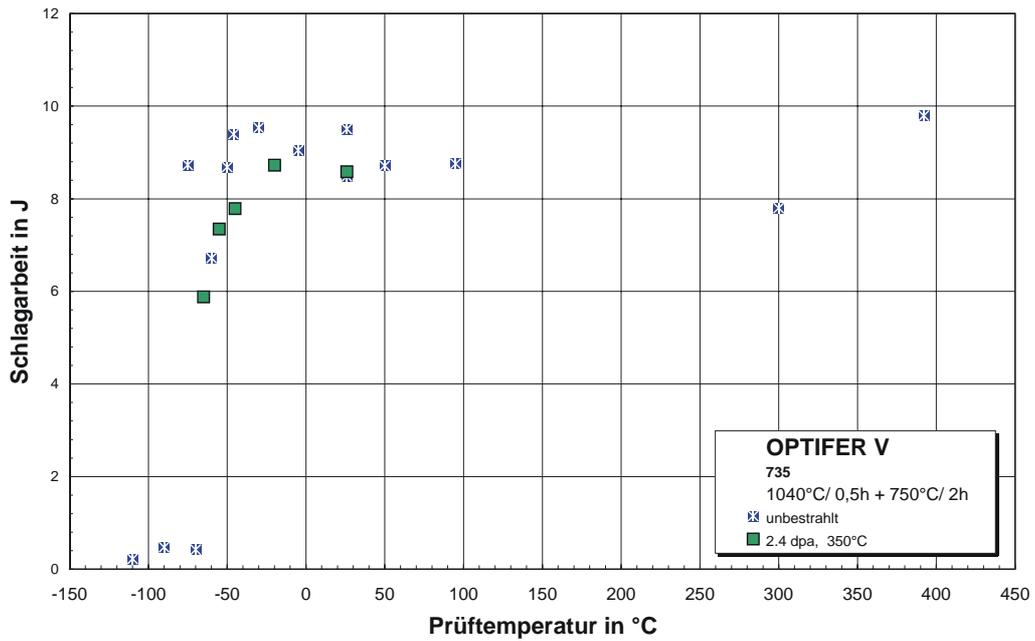
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0301	26	8,35	892
B0302	-15	0,29	
B0303	0	6,81	982
B0304	70	7,79	865
B0305	250	7,77	761



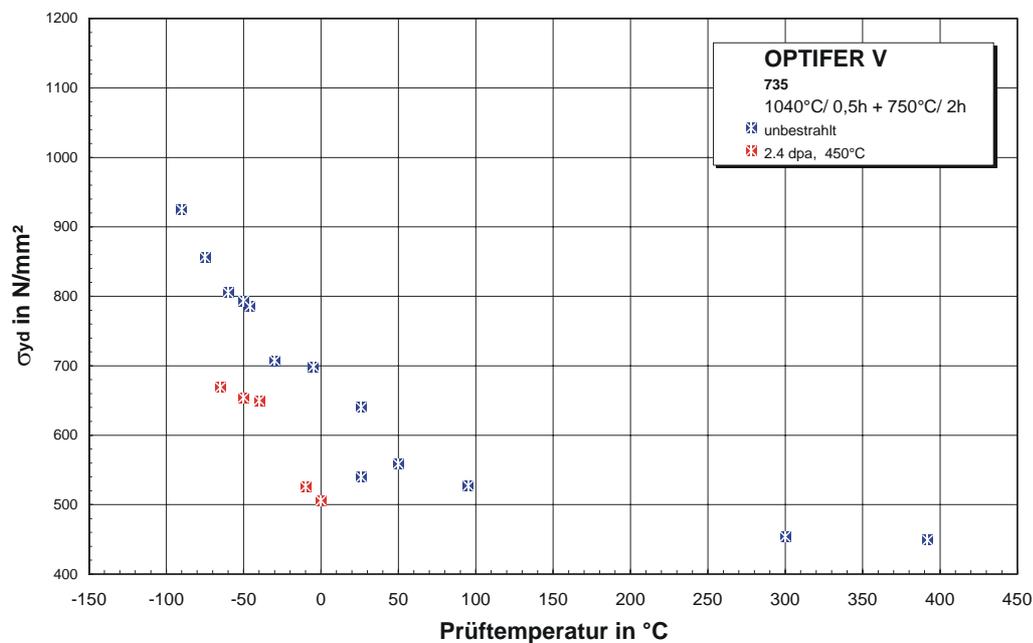
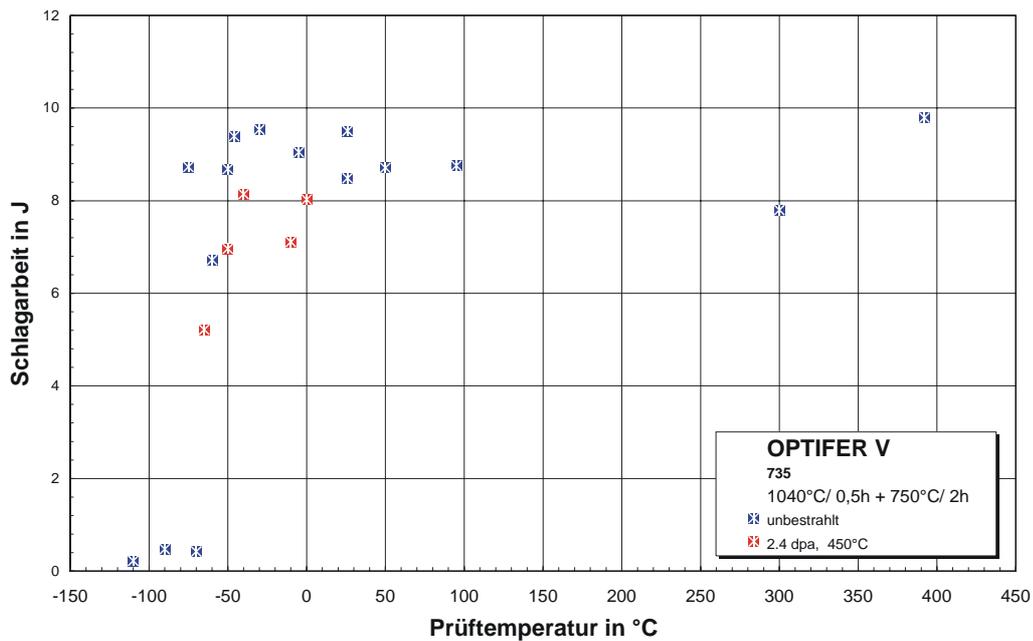
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0311	-45	7,79	842
B0312	-55	7,35	831
B0313	-20	8,73	759
B0314	-65	5,88	859
B0315	26	8,58	665



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0321	-40	8,14	650
B0322	-50	6,96	654
B0323	-10	7,11	526
B0324	-65	5,22	669
B0325	0	8,03	506

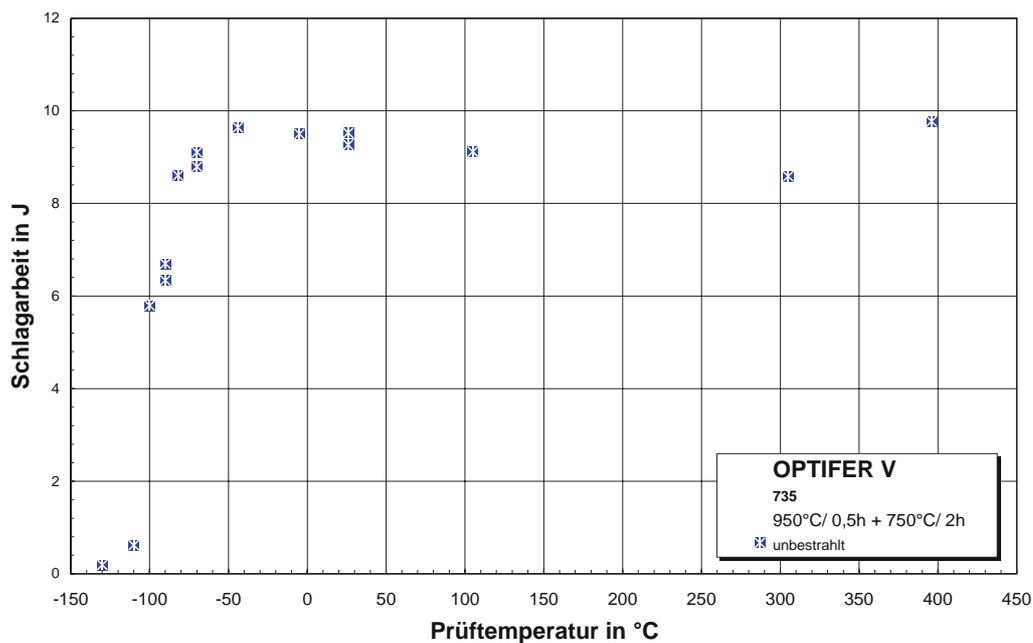


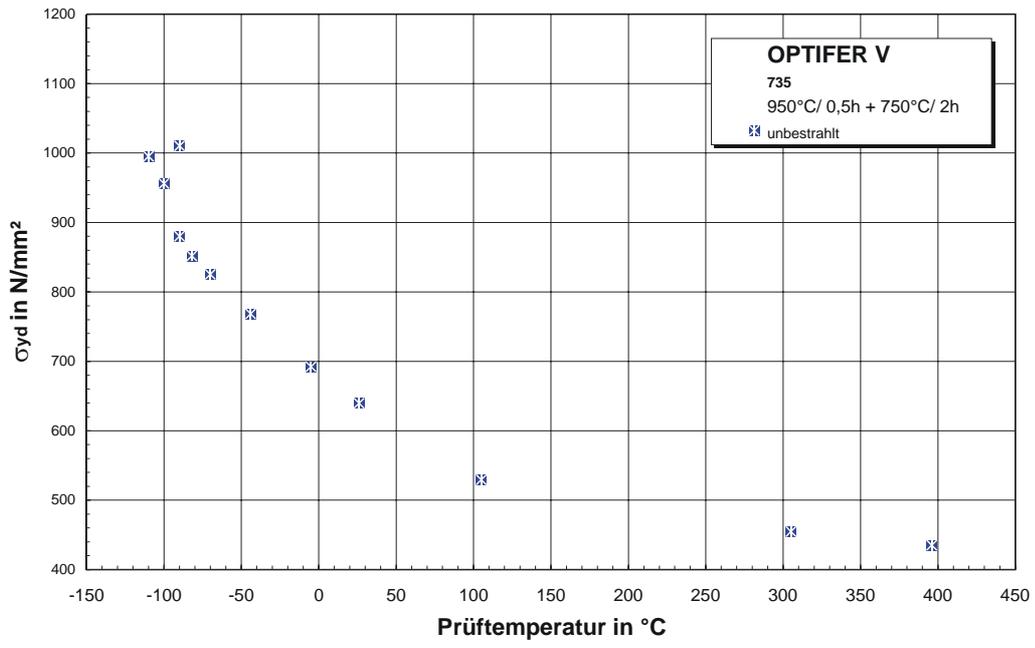
11.1.2 OPTIFER-V (950°C/0,5h + 750°C/2h)

11.1.2.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0429	26	9,27	640
B0430	-90	6,34	1010
B0431	-110	0,62	995
B0432	-130	0,19	
B0433	-70	8,79	
B0434	26	9,52	
B0435	-5	9,50	692
B0436	-44	9,64	768
B0437	-70	9,11	825
B0438	-82	8,60	852
B0439	-90	6,70	880
B0440	-100	5,79	956
B0441	105	9,12	530
B0442	305	8,59	455
B0443	396	9,78	435
B0444	26	9,07	593

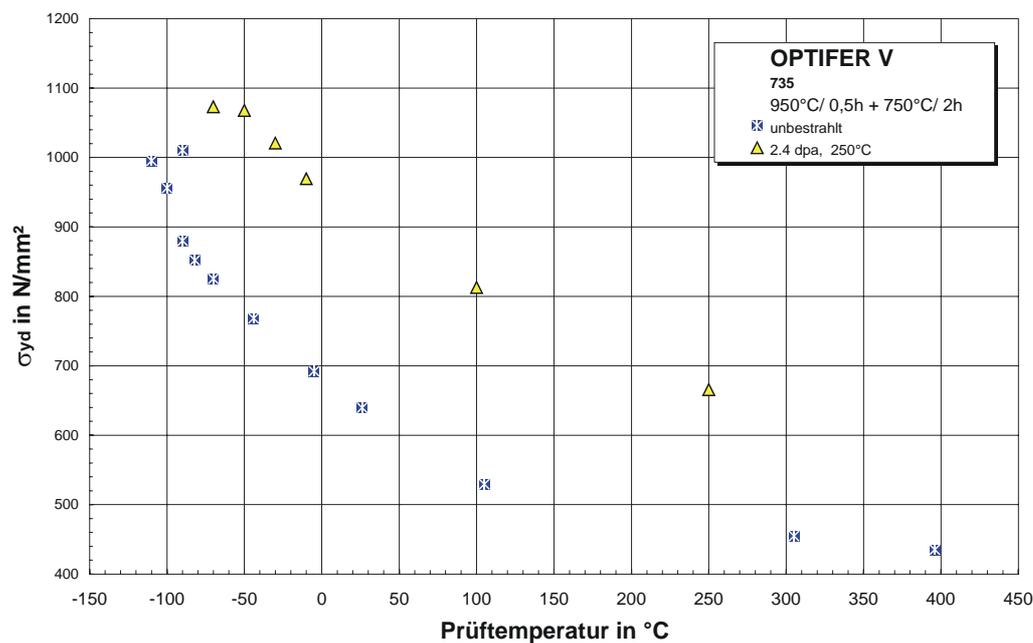
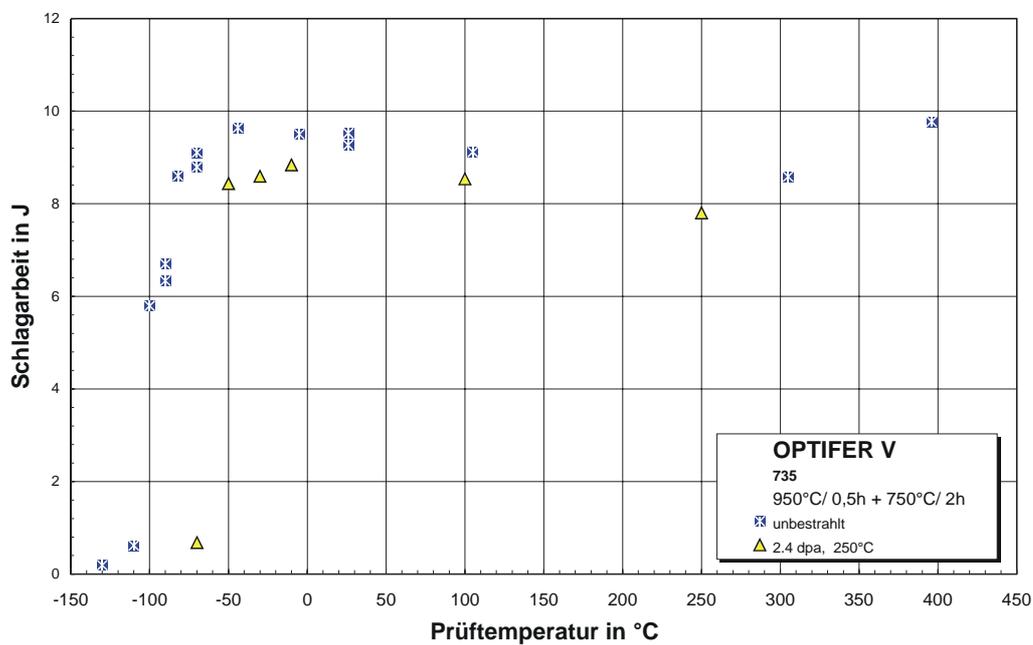




11.1.2.2 2,4 dpa

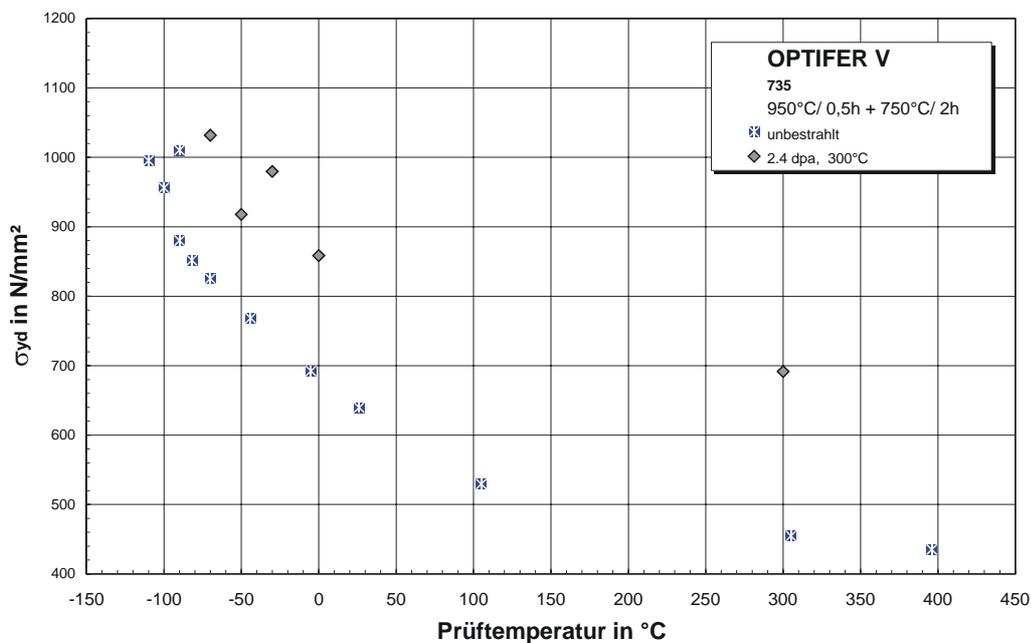
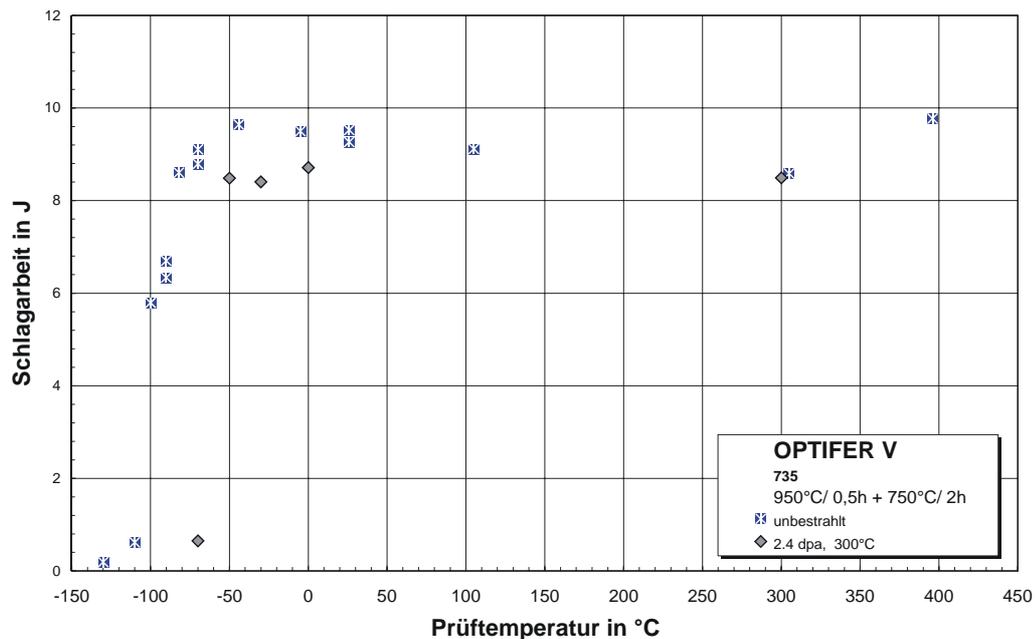
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0401	-10	8,84	969
B0402	-30	8,59	1021
B0403	-50	8,44	1068
B0404	-70	0,68	1073
B0405	250	7,80	666
B0406	100	8,54	813



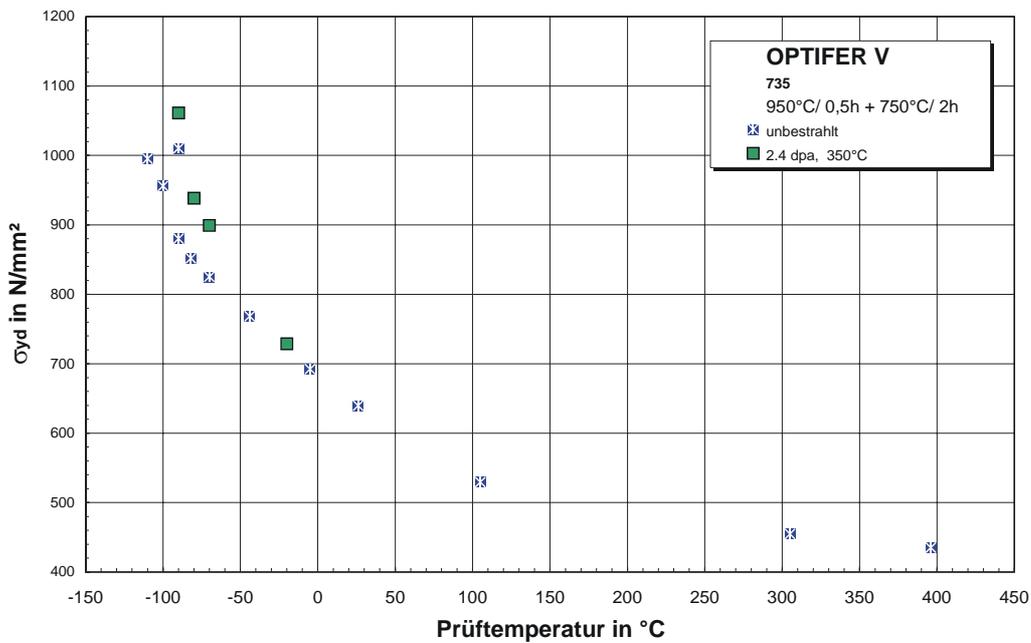
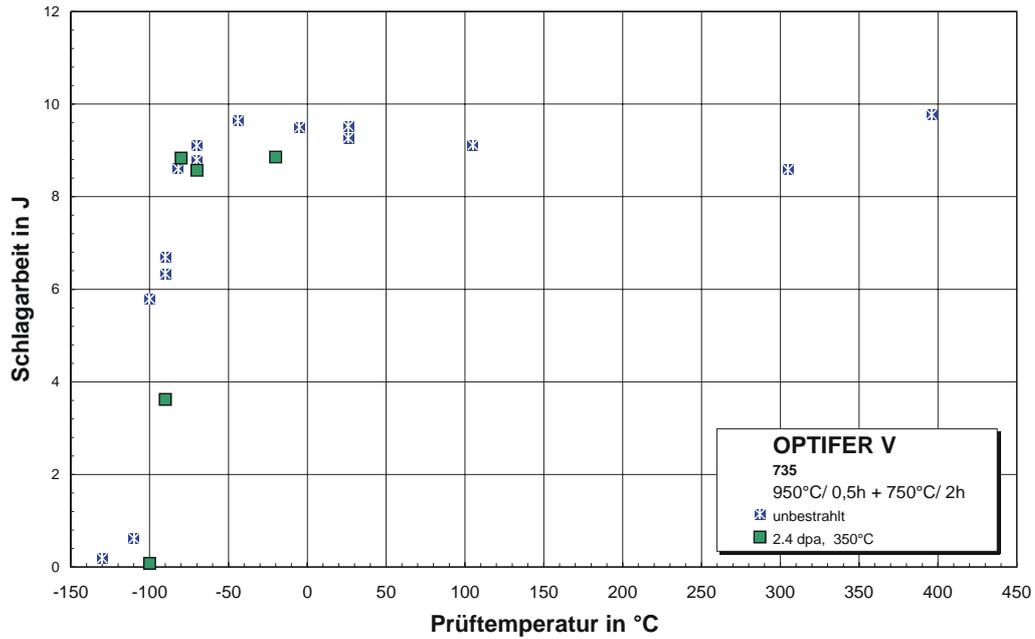
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0407	-30	8,40	980
B0408	-70	0,65	1032
B0409	-50	8,48	918
B0410	0	8,71	858
B0411	300	8,49	692



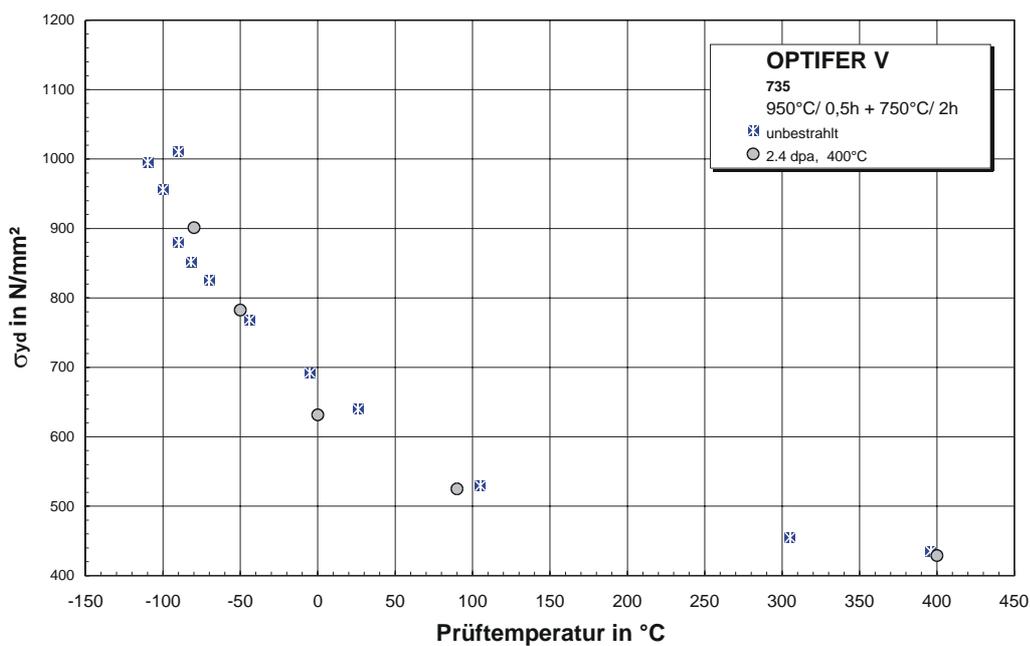
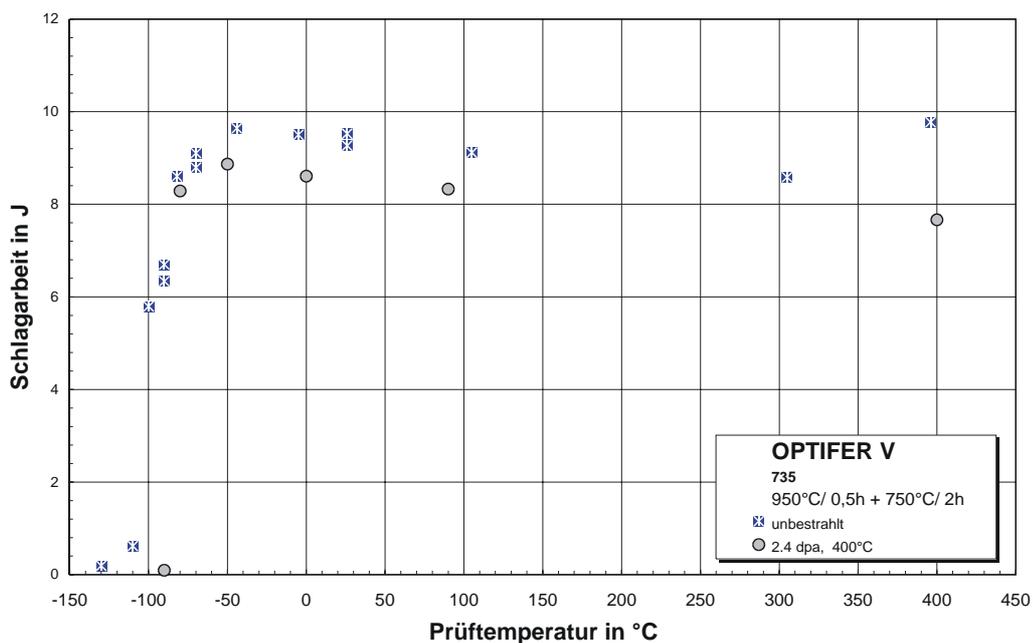
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0412	-90	3,62	1061
B0413	-70	8,57	899
B0414	-80	8,83	938
B0415	-100	0,08	
B0416	-20	8,86	729



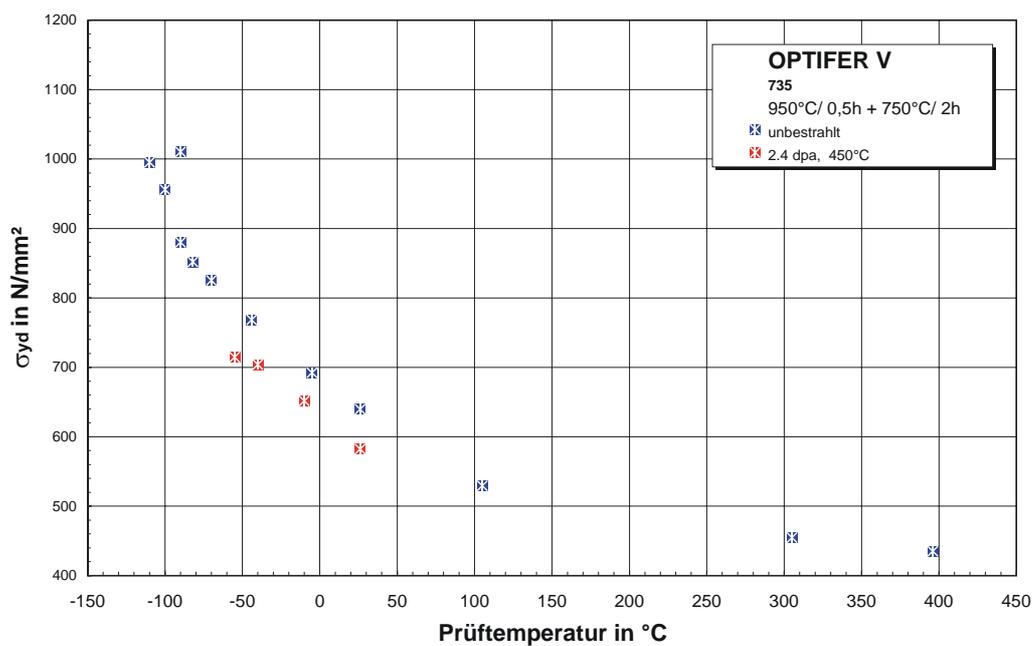
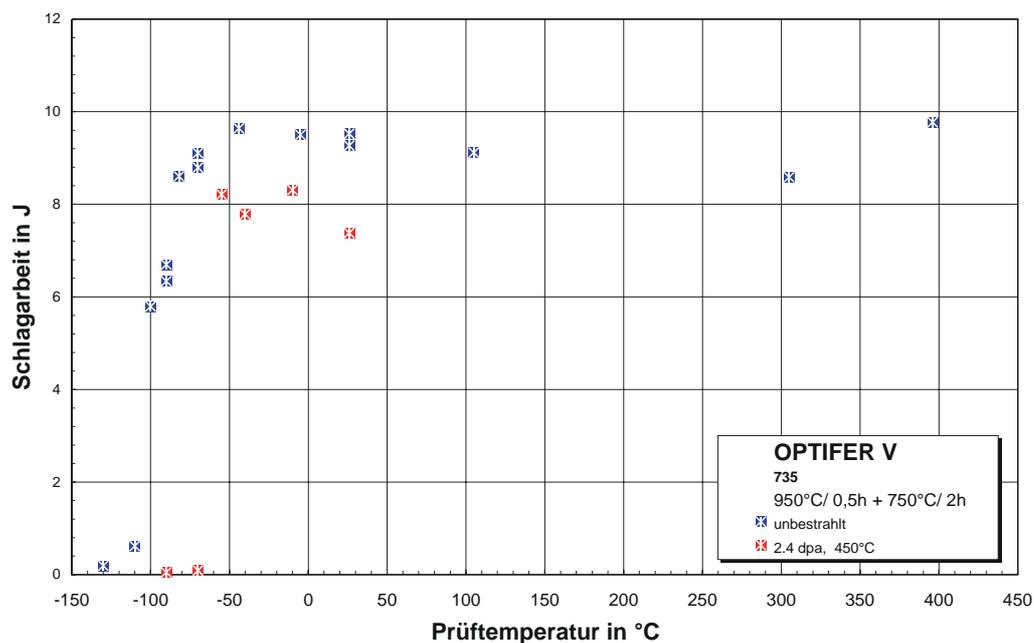
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0417	-80	8,29	901
B0418	-50	8,87	782
B0419	0	8,61	632
B0420	90	8,33	525
B0421	400	7,67	429
B0422	-90	0,09	



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0423	-40	7,79	704
B0424	-10	8,31	652
B0425	-90	0,05	
B0426	-70	0,09	
B0427	-55	8,21	715
B0428	26	7,38	582

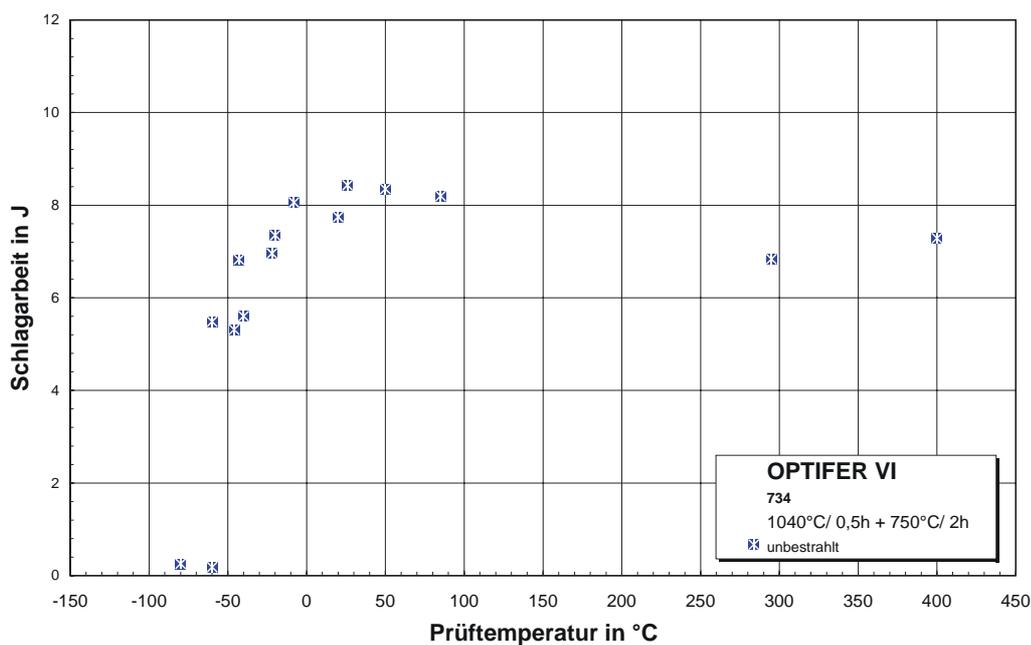


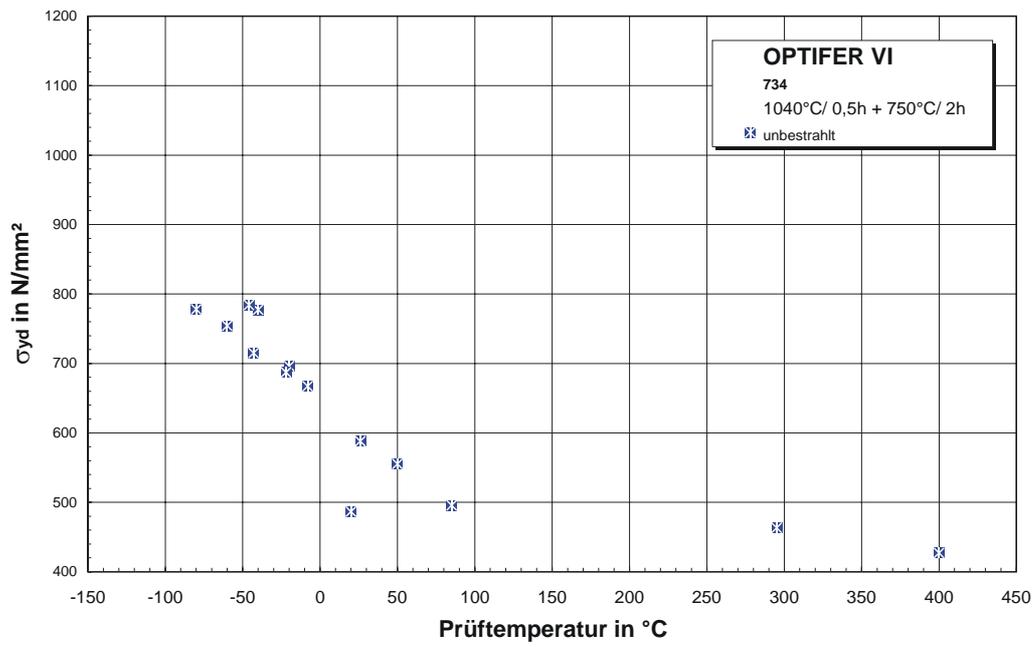
11.1.3 OPTIFER-VI (1040°C/0,5h + 750°C/2h)

11.1.3.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0127	26	8,43	588
B0128	-60	0,19	
B0129	-80	0,26	778
B0130	-20	7,35	696
B0131	-40	5,60	777
B0132	20	7,75	487
B0133	-8	8,06	667
B0134	-22	6,96	687
B0135	-43	6,83	715
B0136	-46	5,31	784
B0137	-60	5,49	754
B0138	50	8,35	555
B0139	85	8,20	496
B0140	295	6,84	463
B0141	400	7,29	427
B0142	390	7,05	438
B0143	20	8,49	602

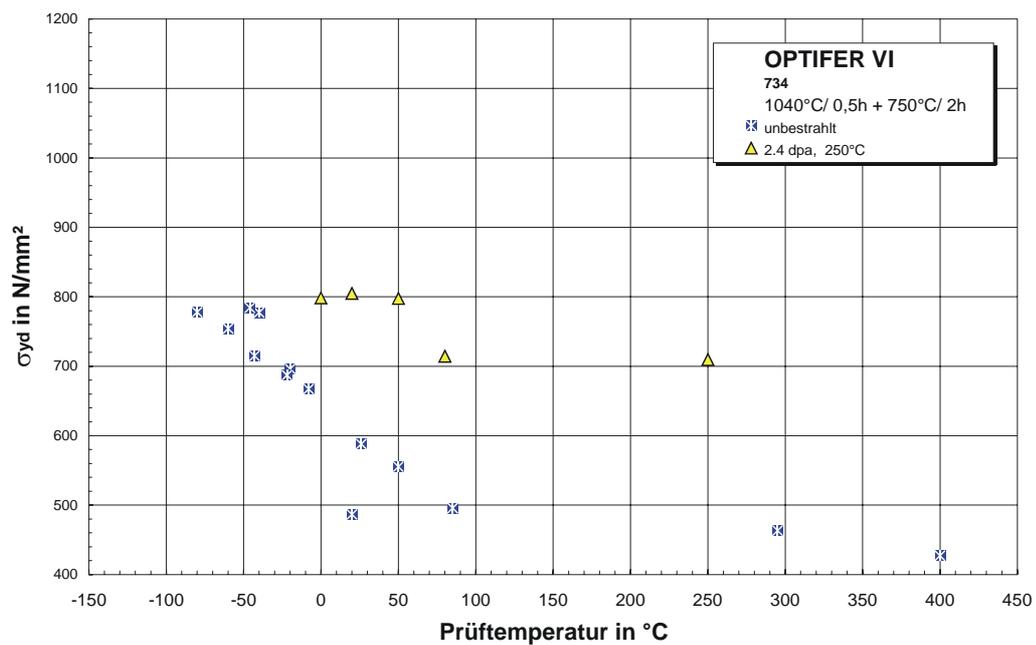
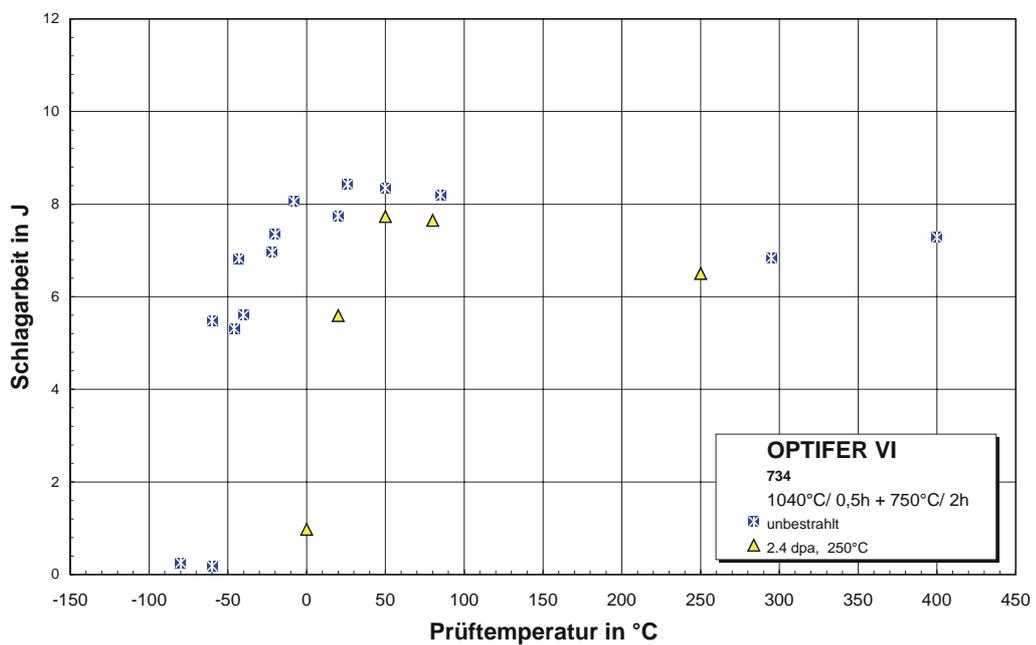




11.1.3.2 2,4 dpa

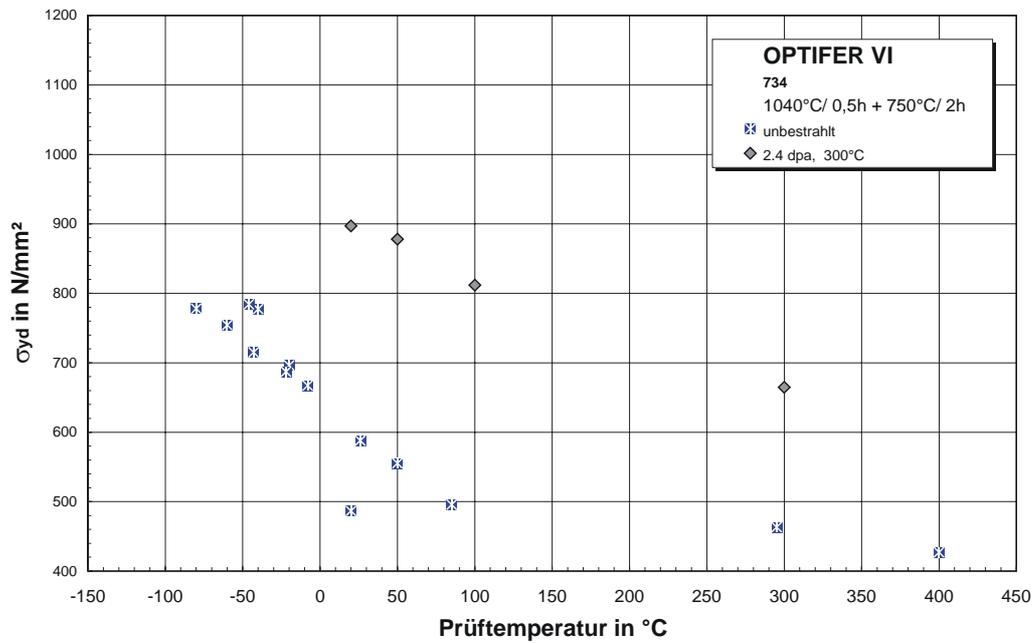
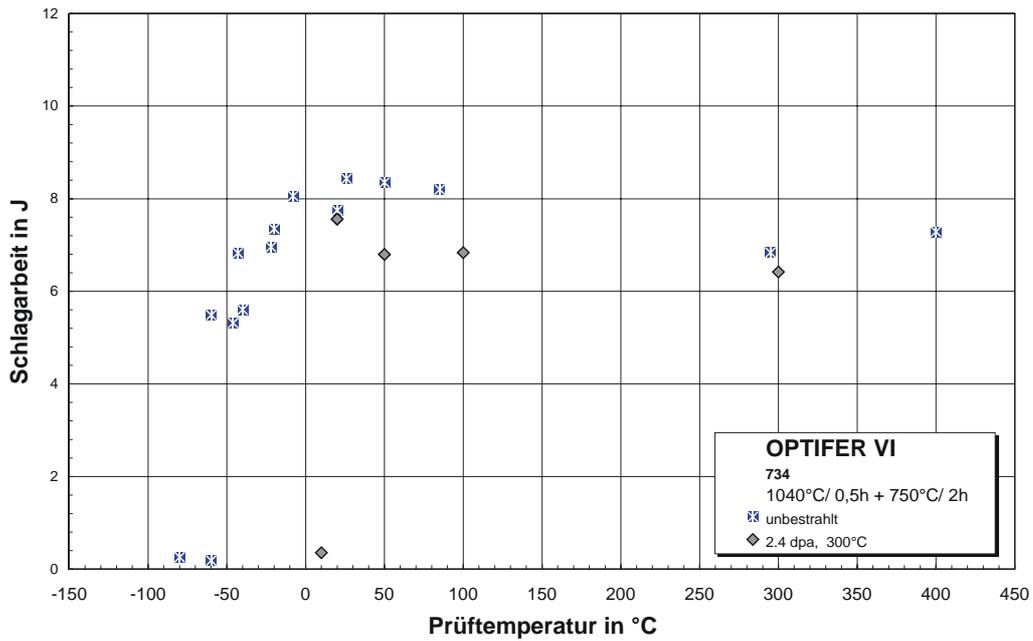
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0101	20	5,59	805
B0102	0	0,98	798
B0103	50	7,73	798
B0104	80	7,65	714
B0105	250	6,50	710



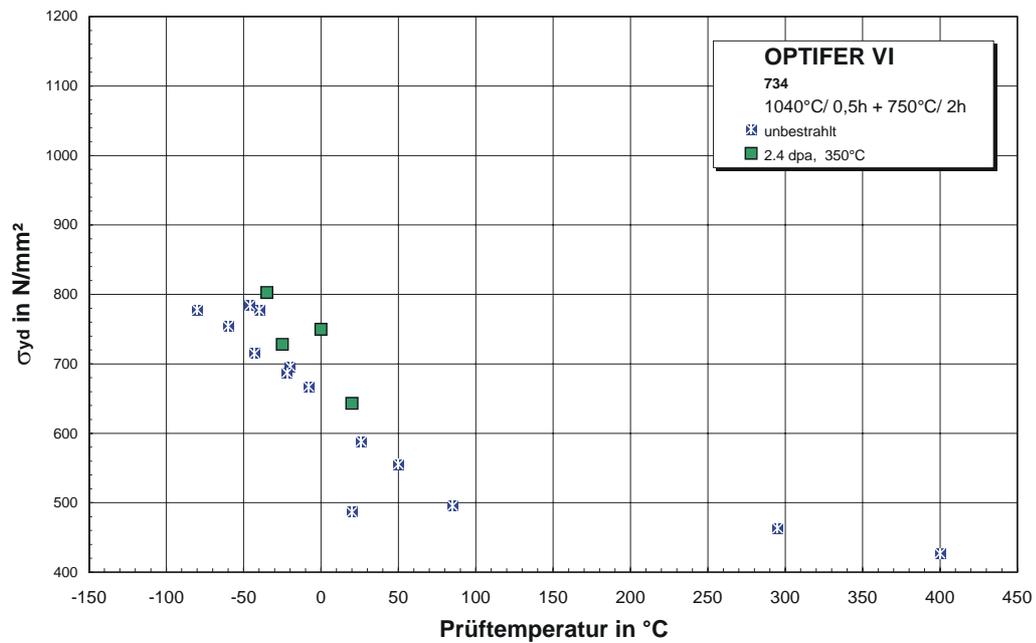
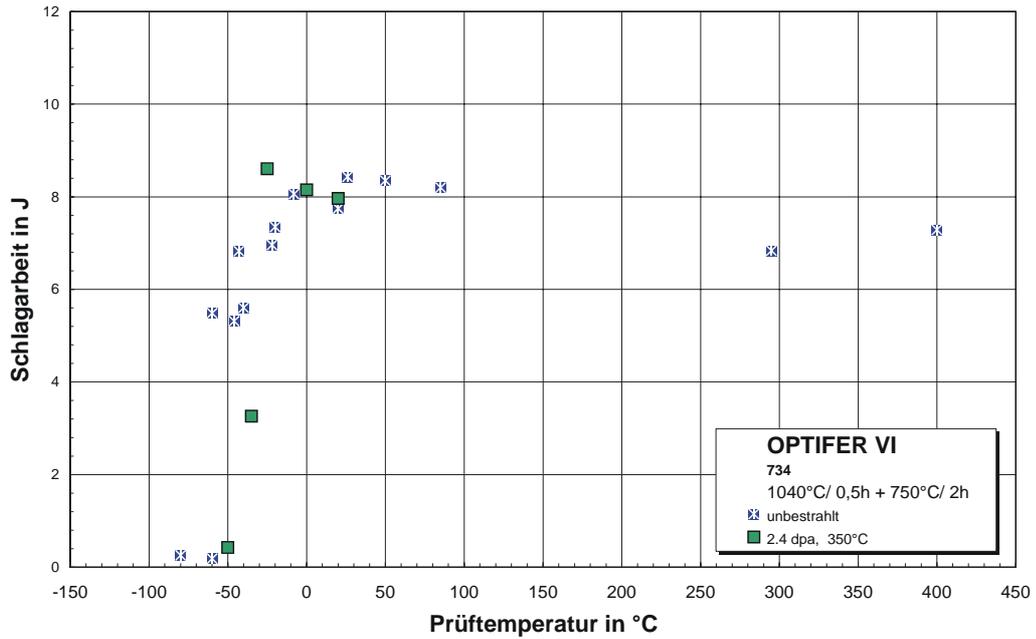
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0106	50	6,80	878
B0107	10	0,36	
B0108	100	6,83	812
B0109	20	7,56	897
B0110	300	6,42	665



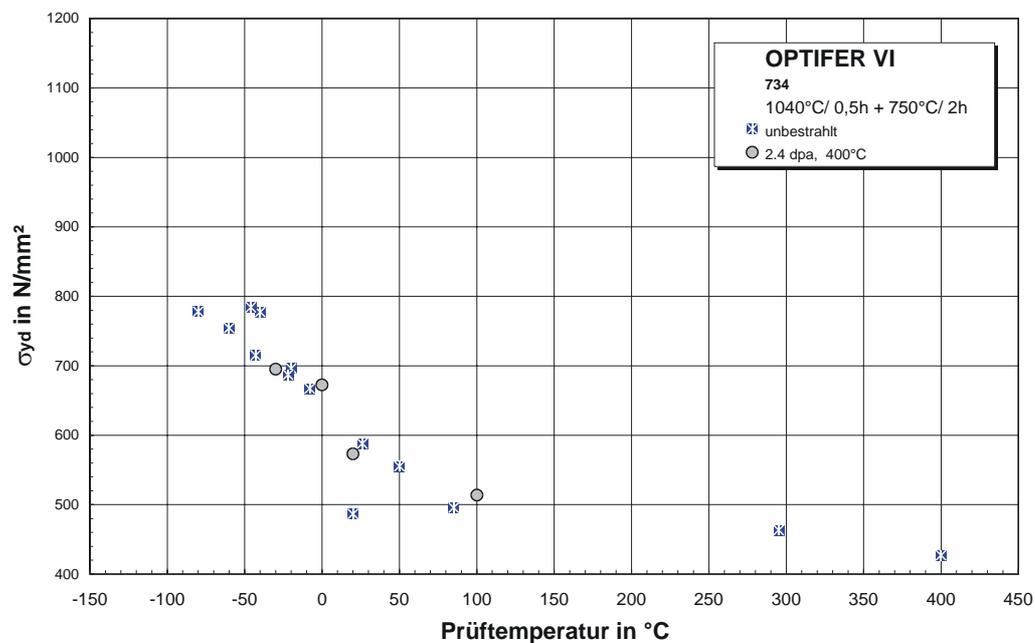
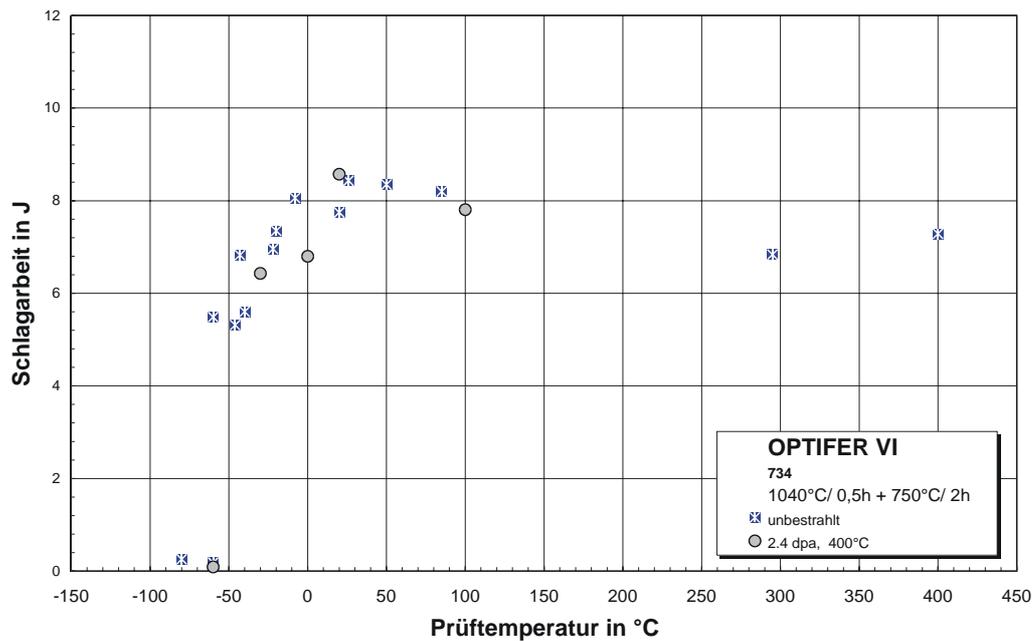
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0111	0	8,15	750
B0112	-50	0,43	
B0113	20	7,96	643
B0114	-25	8,61	728
B0115	-35	3,26	803



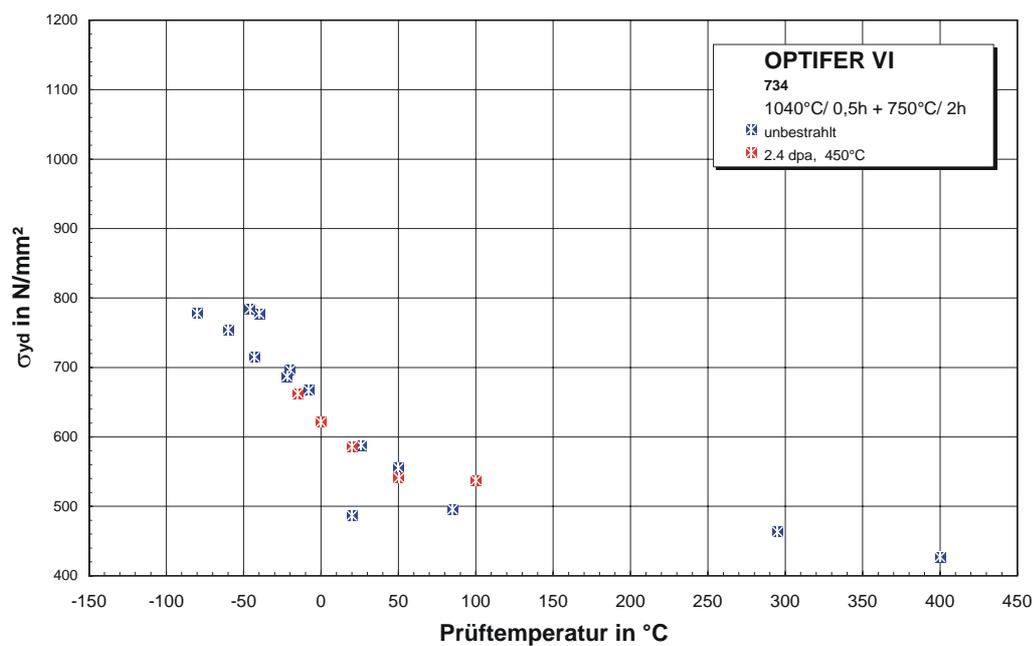
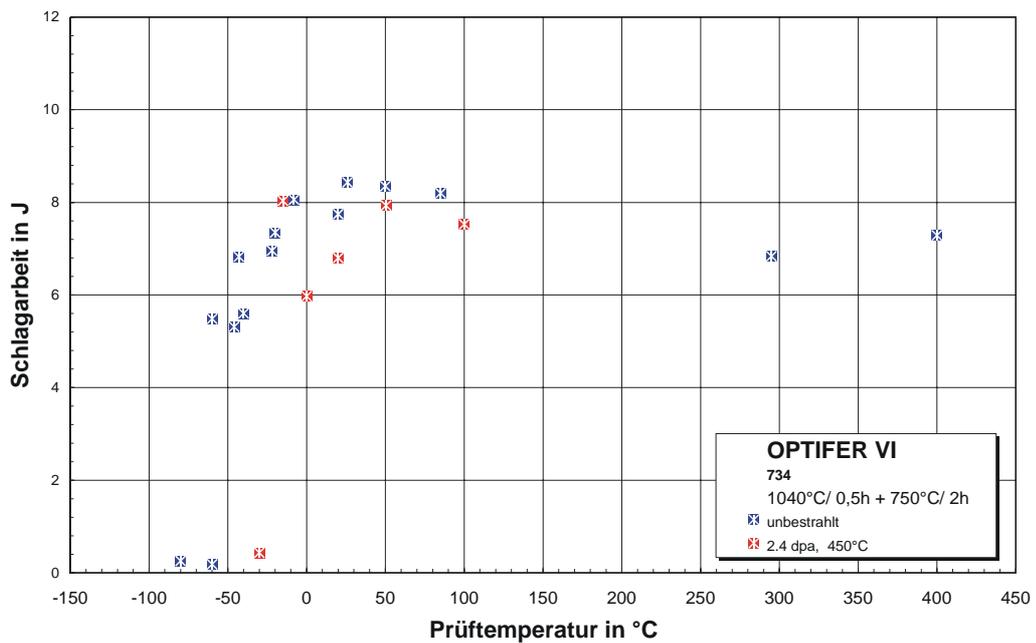
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0116	20	8,57	573
B0117	-30	6,43	695
B0118	-60	0,09	
B0119	100	7,81	514
B0120	0	6,80	673



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0121	-15	8,03	662
B0122	20	6,80	586
B0123	0	5,97	621
B0124	50	7,93	541
B0125	-30	0,43	
B0126	100	7,53	537

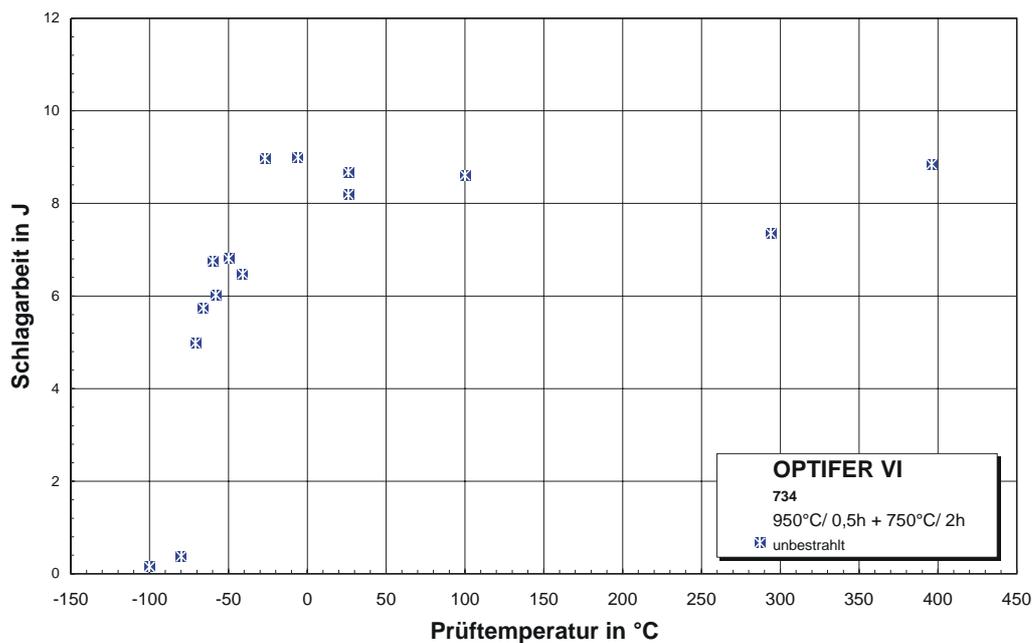


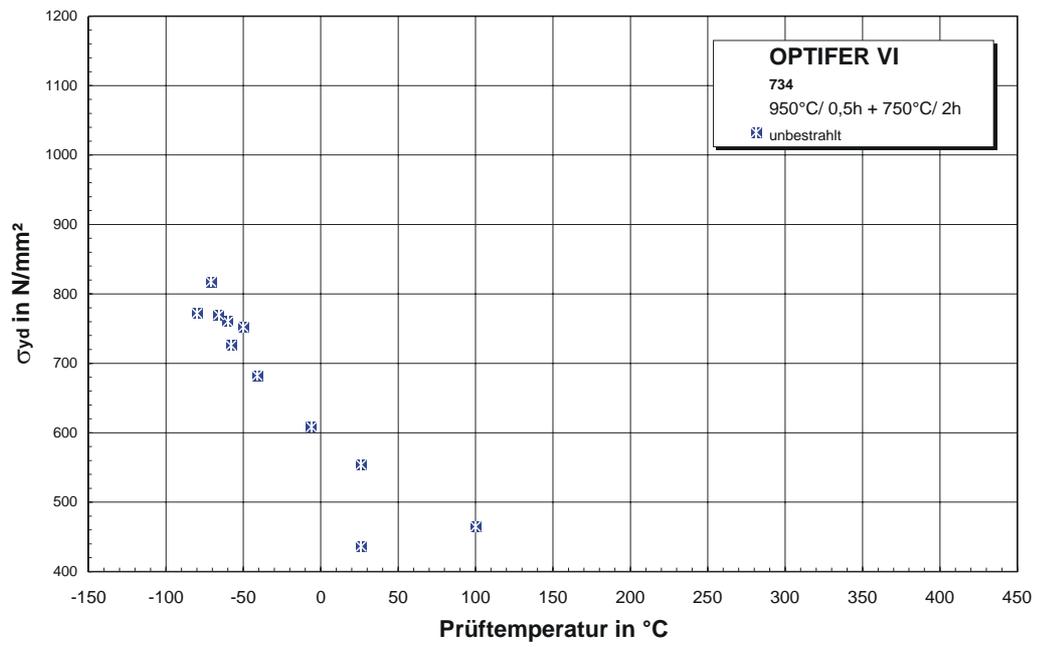
11.1.4 OPTIFER-VI (950°C/0,5h + 750°C/2h)

11.1.4.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0230	26	8,68	554
B0231	-60	6,76	760
B0232	-80	0,38	772
B0233	-100	0,15	
B0234	-50	6,81	752
B0235	26	8,19	436
B0236	-6	9,00	608
B0237	-27	8,98	
B0238	-41	6,48	683
B0239	-58	6,02	726
B0240	-66	5,74	770
B0241	-71	4,98	817
B0242	100	8,61	465
B0243	294	7,35	396
B0244	396	8,85	374
B0245	26	8,84	536

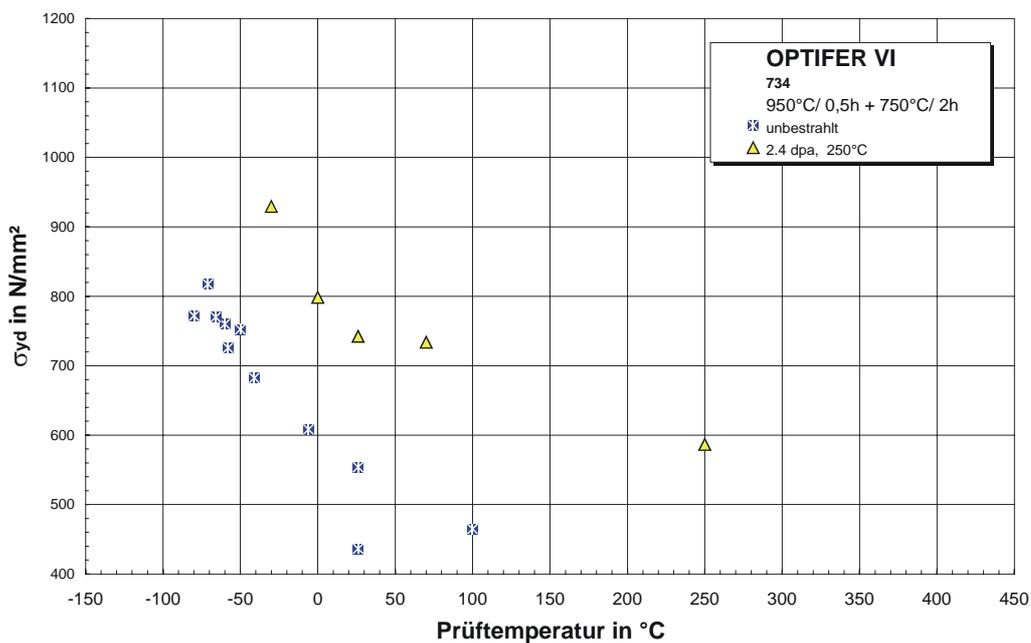
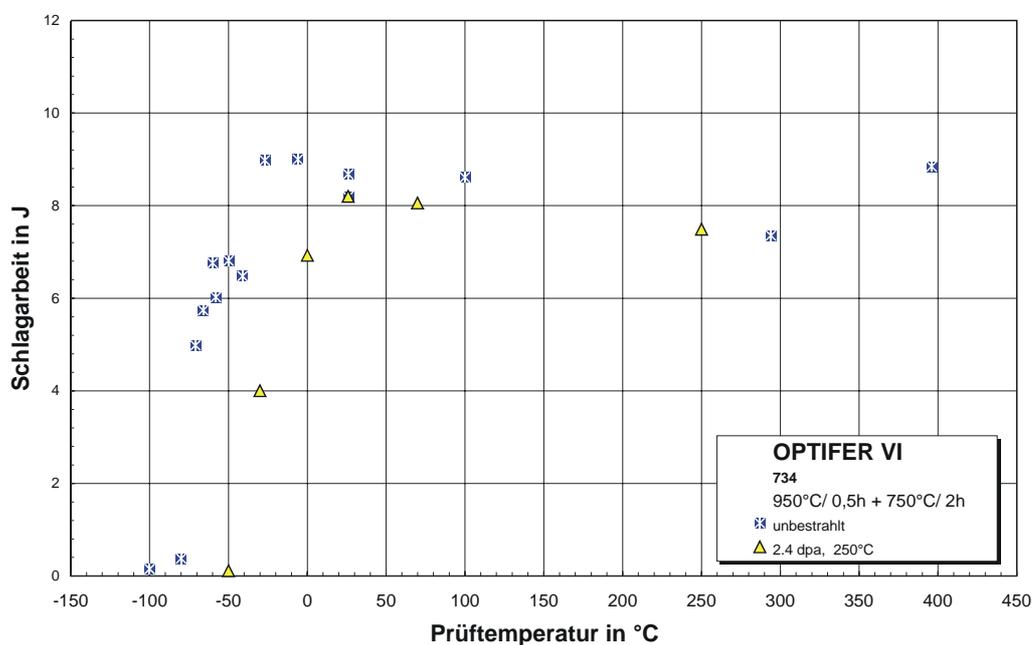




11.1.4.2 2,4 dpa

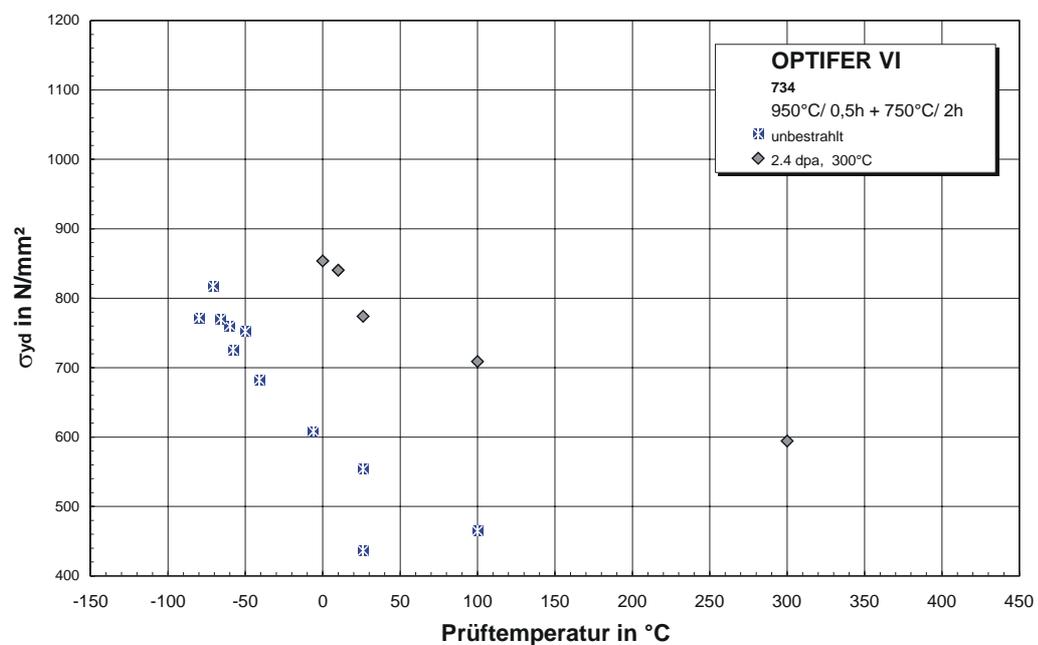
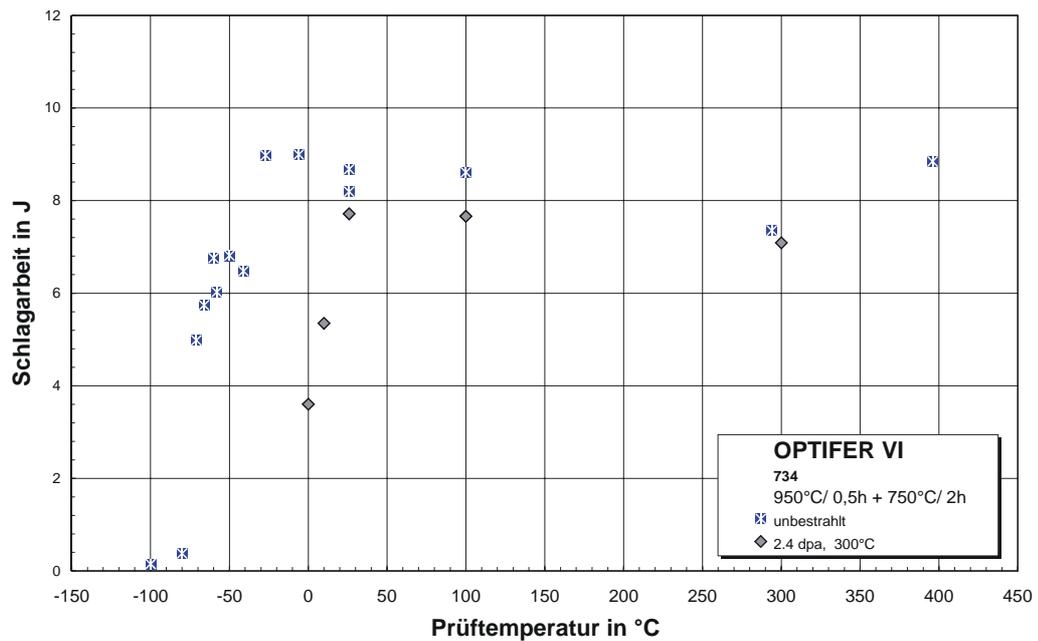
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0201	26	8,20	742
B0202	0	6,93	798
B0203	-30	4,00	929
B0204	70	8,06	734
B0205	-50	0,11	
B0206	250	7,49	587



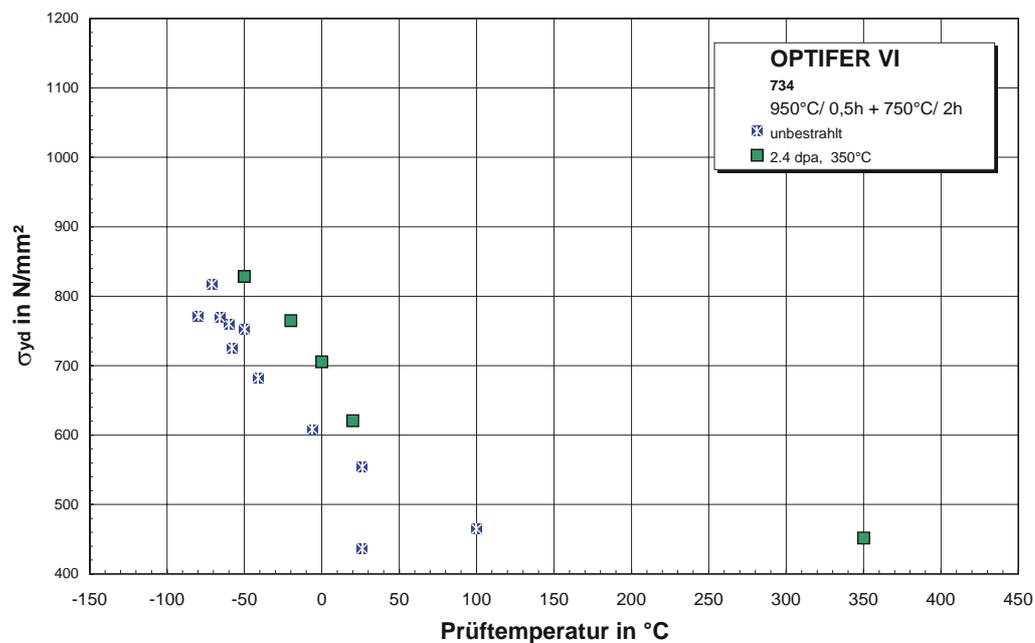
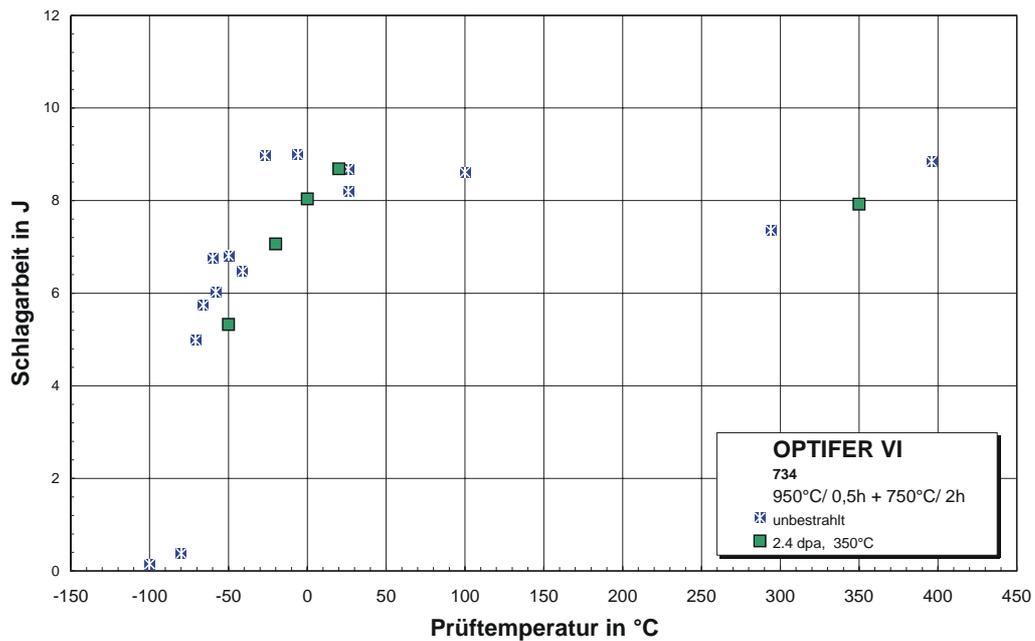
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0207	0	3,60	854
B0208	10	5,35	840
B0209	26	7,72	774
B0210	300	7,09	595
B0211	100	7,66	709



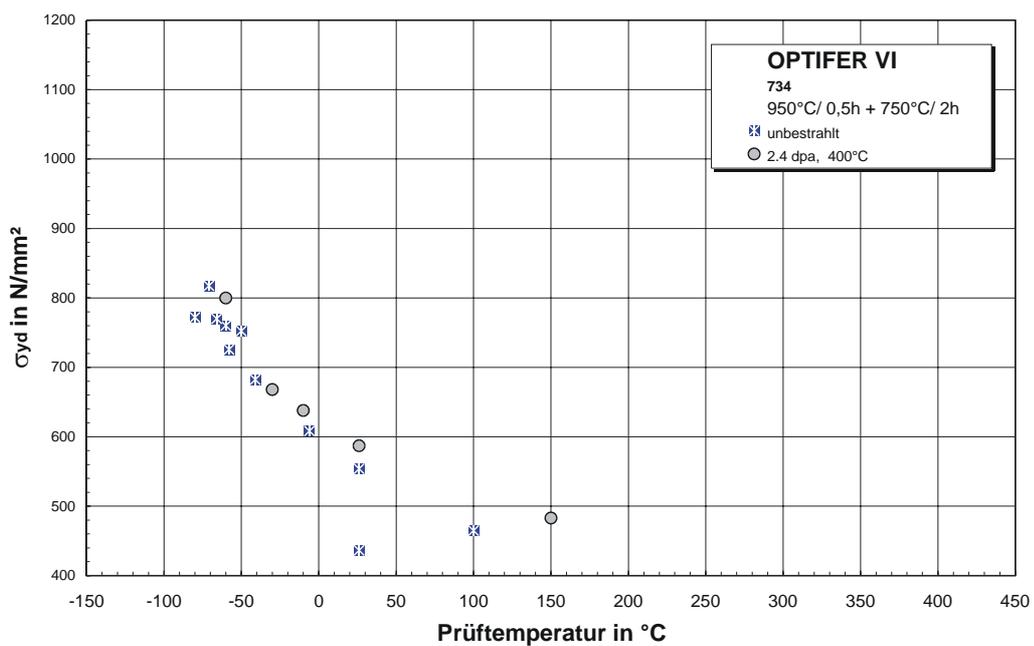
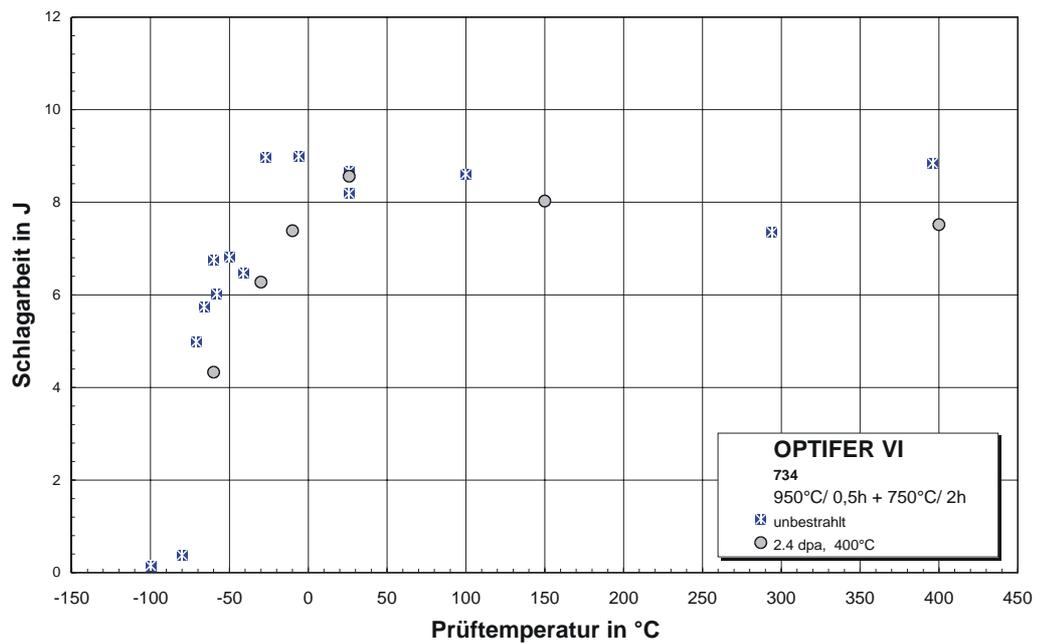
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0212	0	8,04	705
B0213	-20	7,07	765
B0214	-50	5,33	829
B0215	350	7,93	452
B0216	20	8,69	621



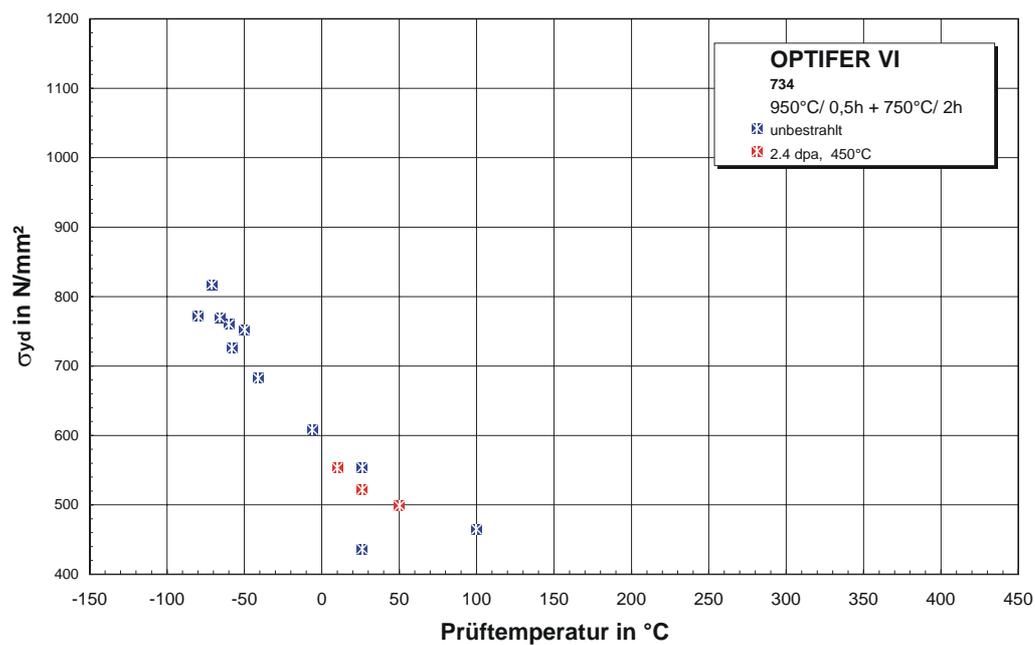
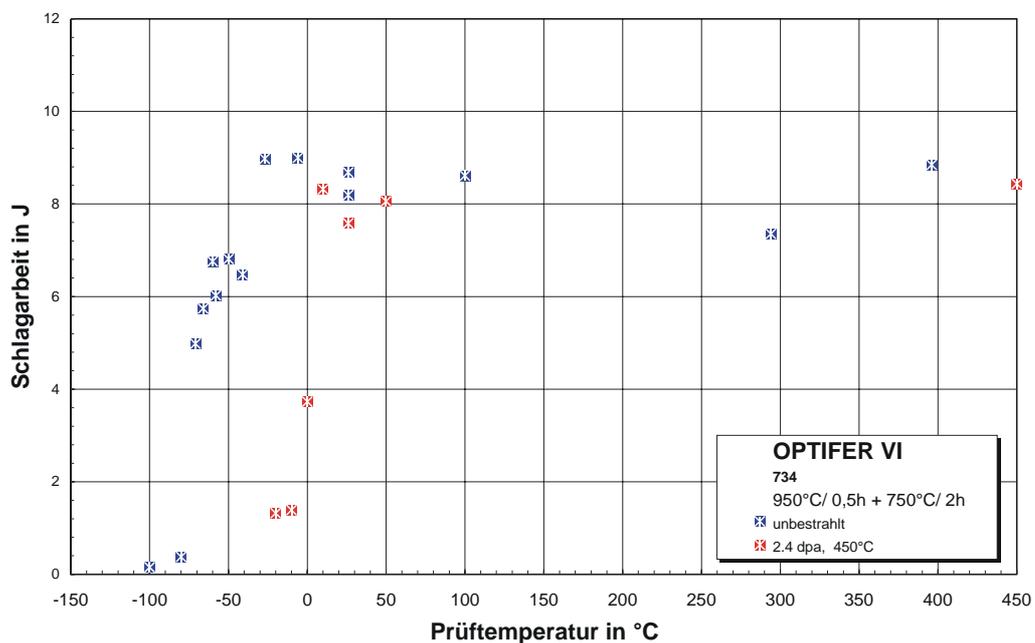
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0217	-10	7,39	638
B0218	-30	6,28	668
B0219	-60	4,33	800
B0220	26	8,57	587
B0221	400	7,52	361
B0222	150	8,03	483



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0223	-20	1,32	
B0224	10	8,32	553
B0225	-10	1,39	
B0226	26	7,58	522
B0227	50	8,06	499
B0228	0	3,73	
B0229	450	8,44	372

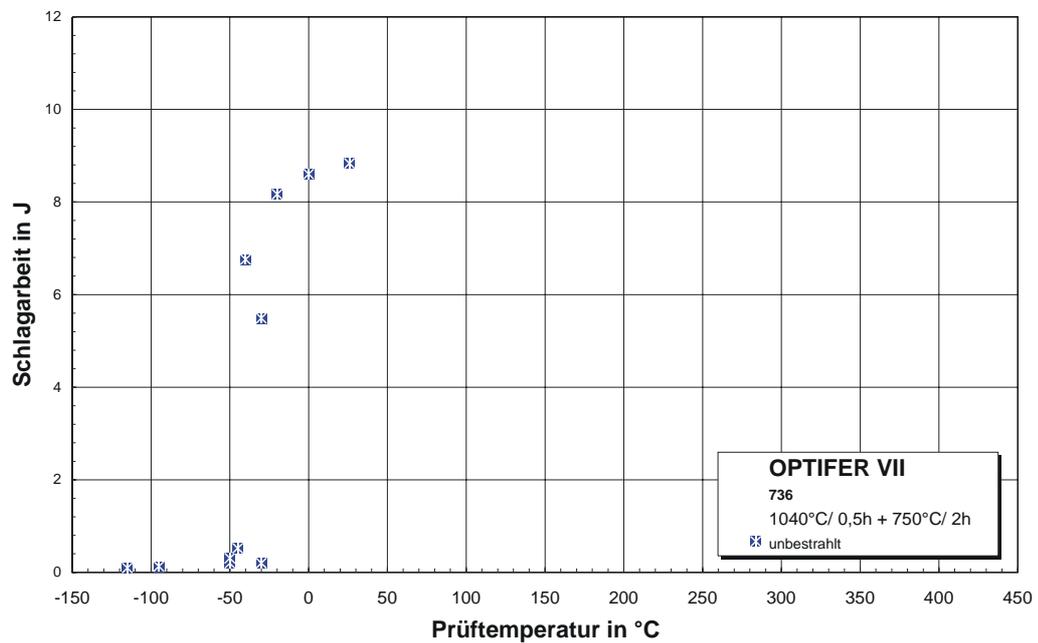


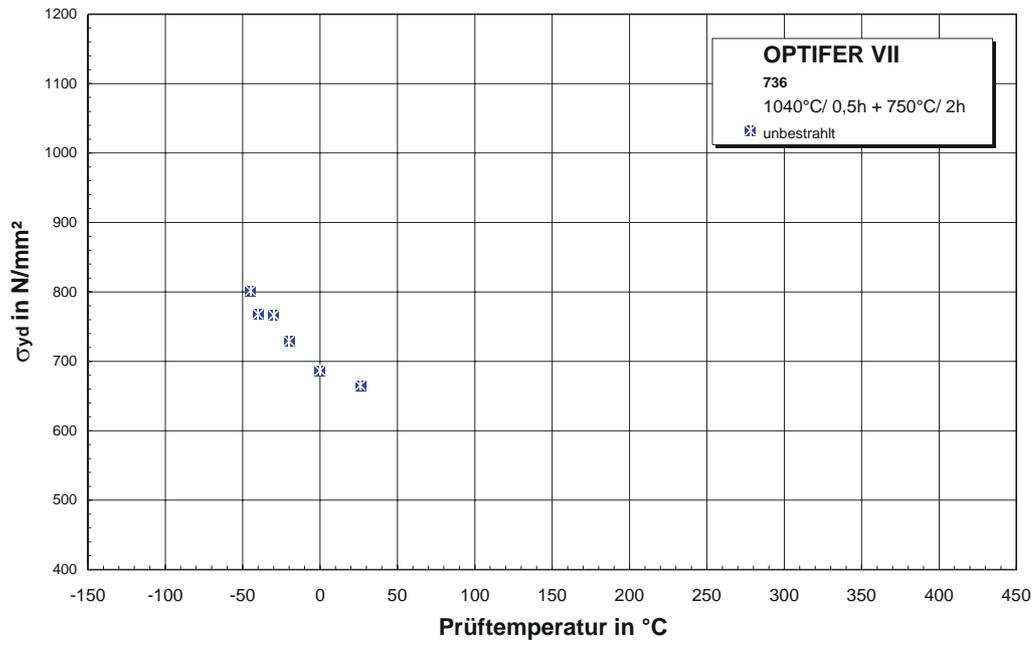
11.1.5 OPTIFER-VII (1040°C/0,5h + 750°C/2h)

11.1.5.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

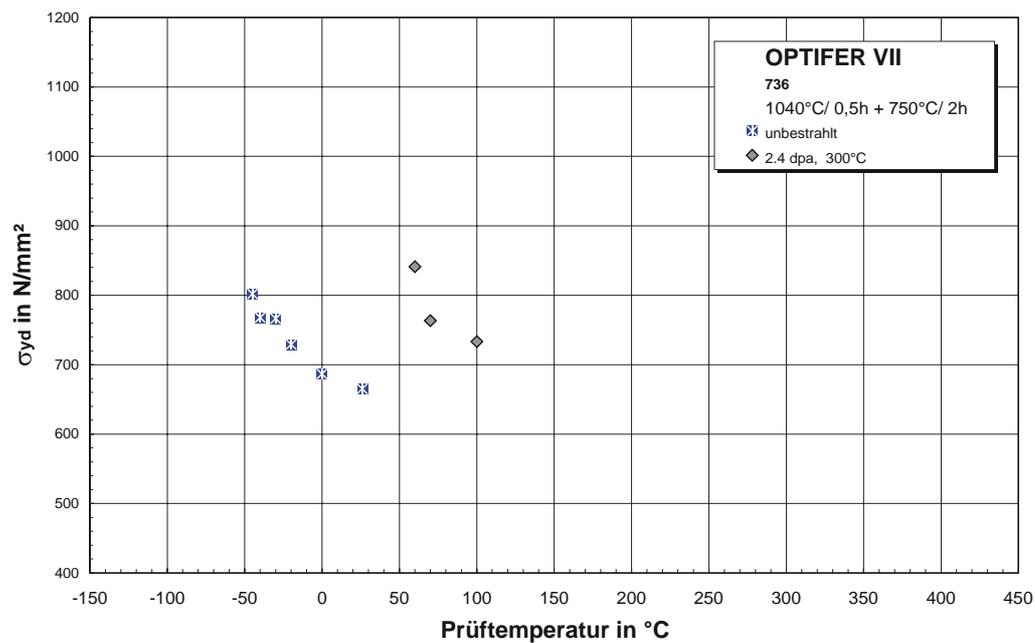
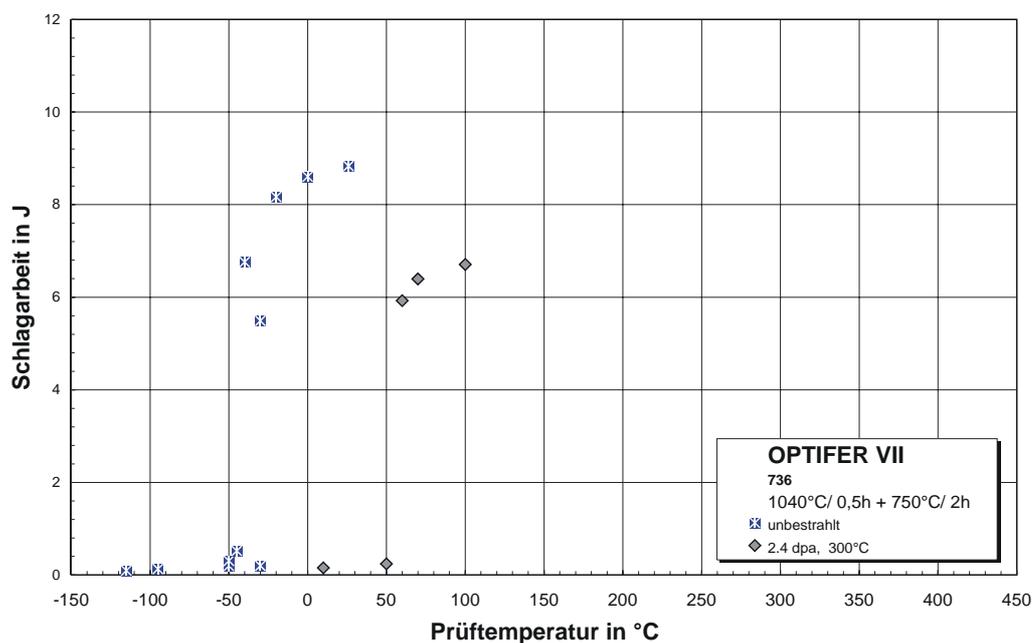
Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0527	26	8,83	665
B0528	-95	0,13	
B0529	-115	0,10	
B0530	-50	0,20	
B0531	-30	0,20	
B0532	0	8,61	687
B0533	-20	8,17	729
B0534	-30	5,49	766
B0535	-40	6,76	768
B0536	-50	0,31	
B0537	-45	0,52	802





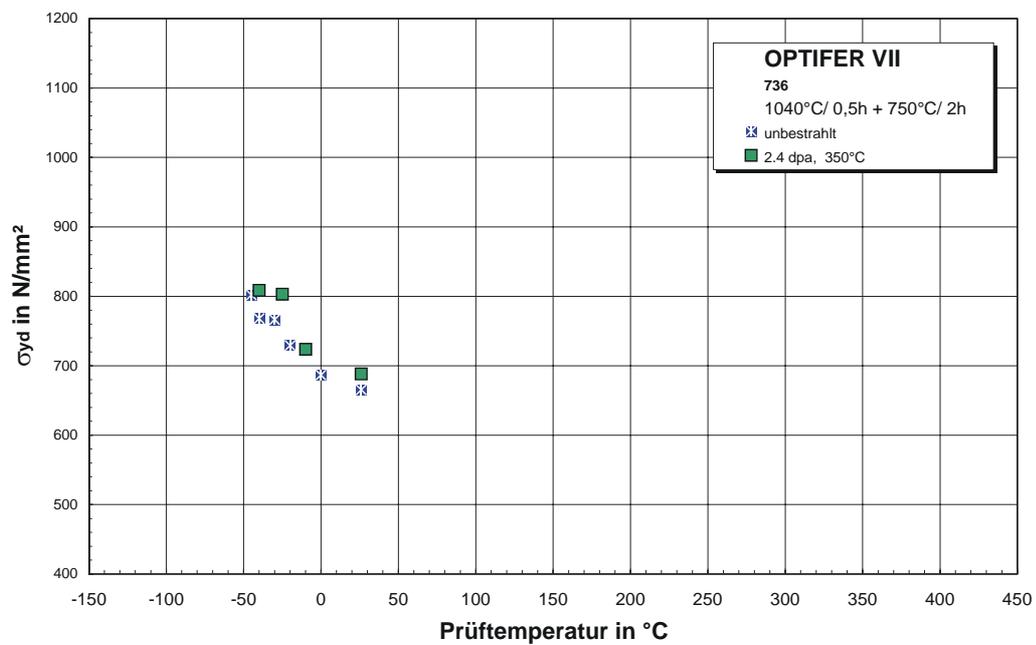
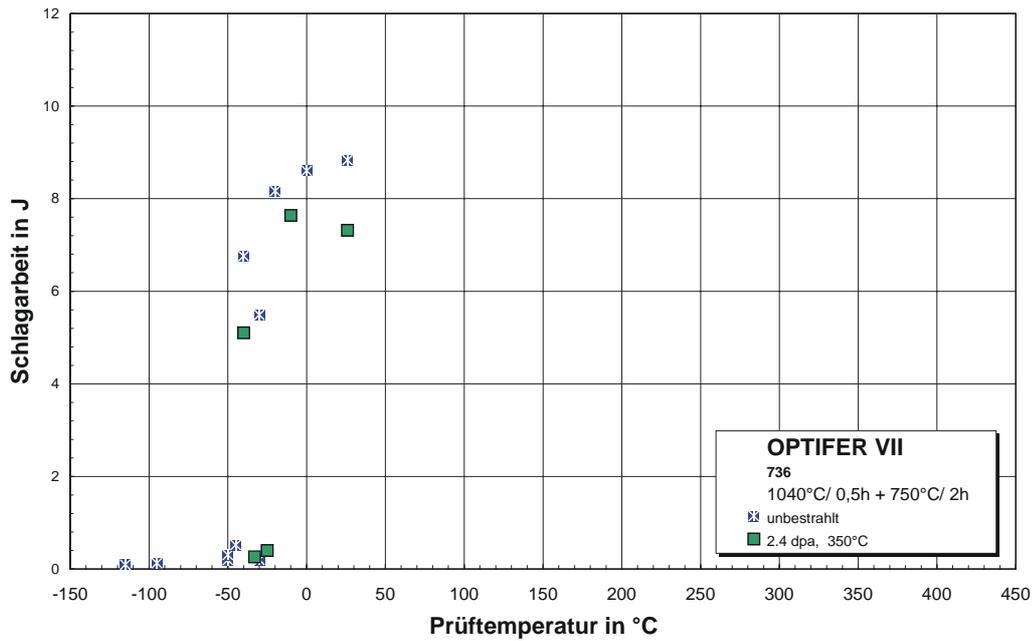
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0506	10	0,15	
B0507	50	0,24	
B0508	100	6,71	733
B0509	70	6,39	764
B0510	60	5,92	841



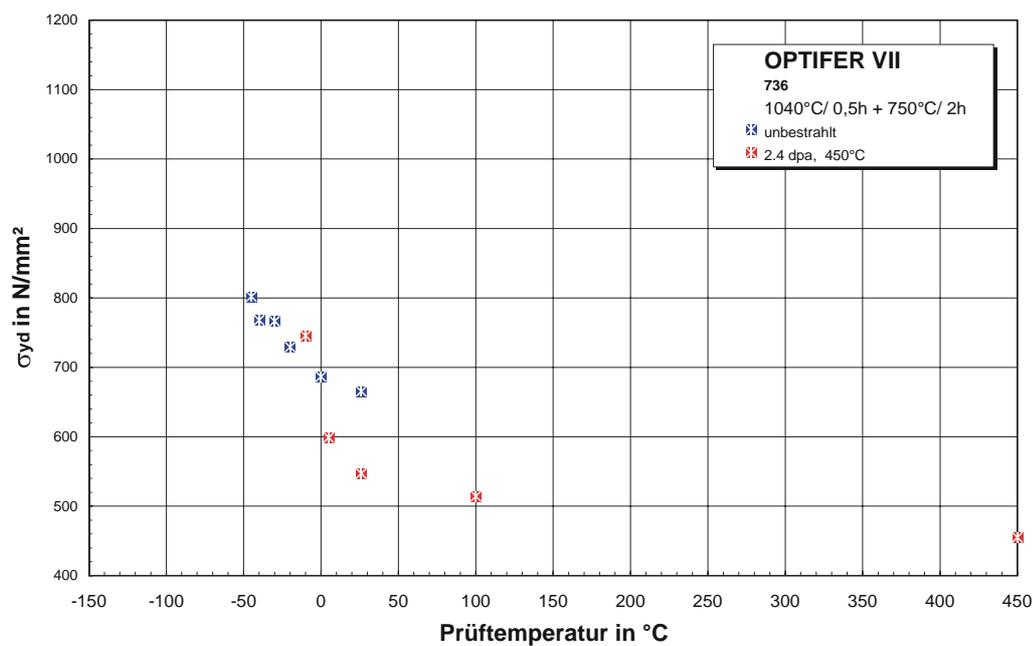
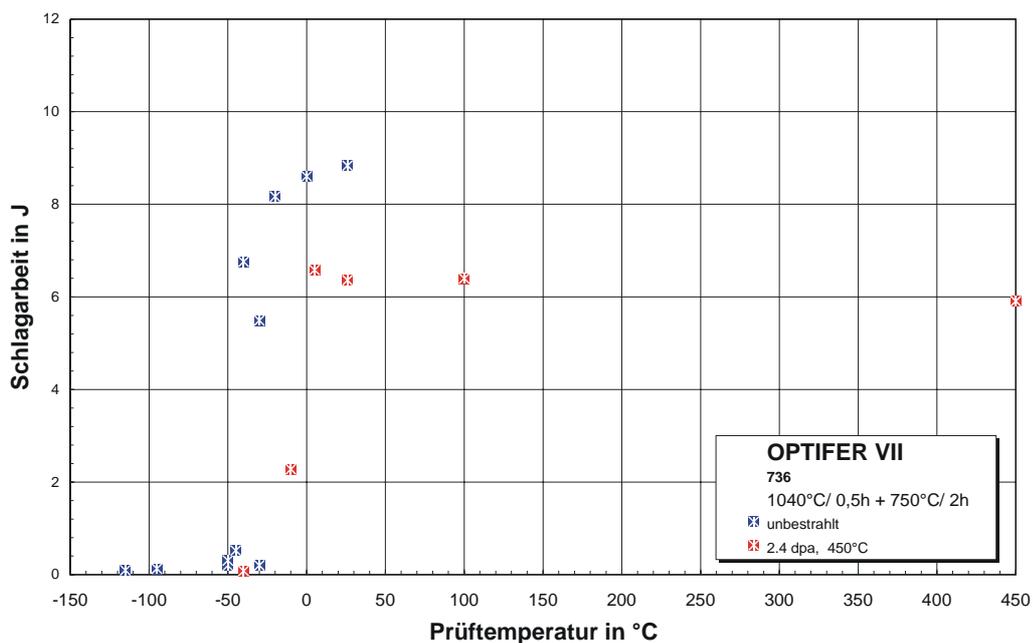
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0511	-40	5,10	809
B0512	-10	7,64	724
B0513	-25	0,40	803
B0514	-33	0,26	
B0515	26	7,32	688



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0521	-40	0,08	
B0522	-10	2,28	745
B0523	26	6,36	547
B0524	100	6,40	514
B0525	5	6,58	599
B0526	450	5,91	455

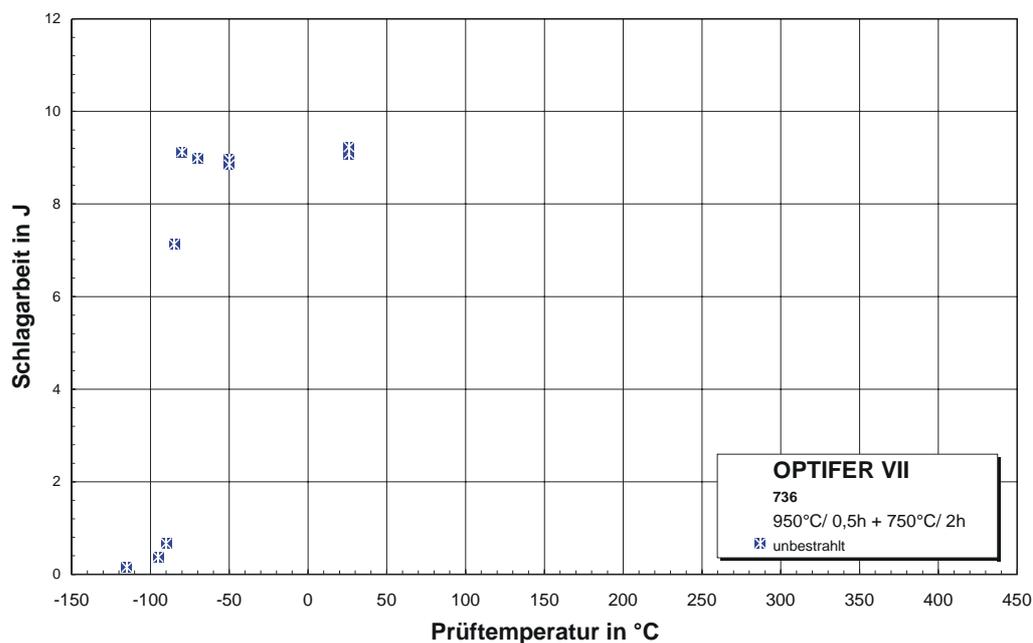


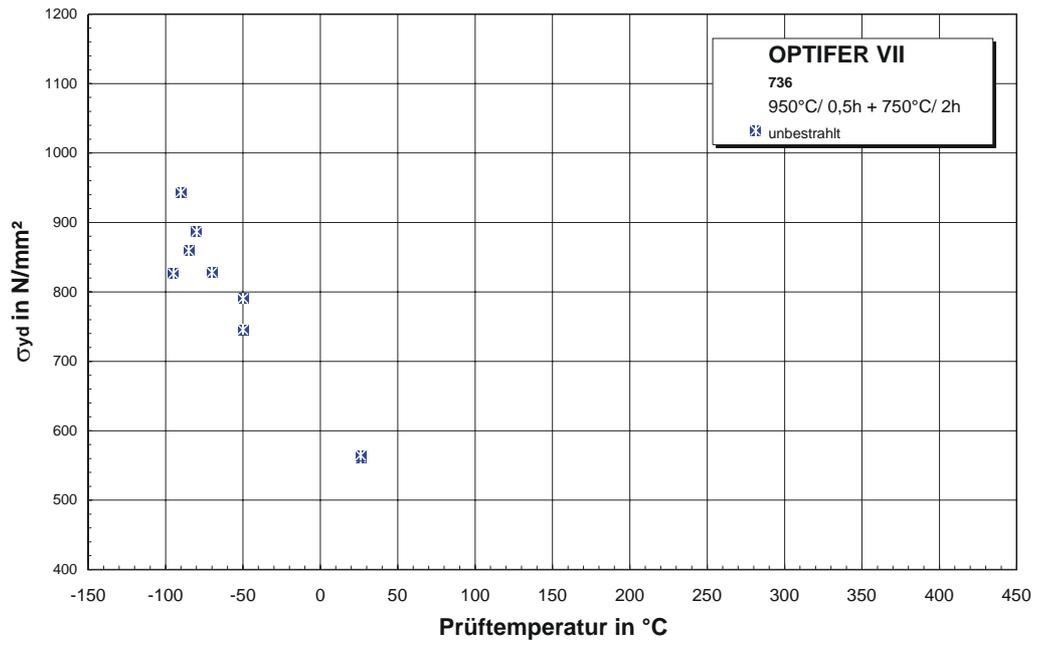
11.1.6 OPTIFER-VII (950°C/0,5h + 750°C/2h)

11.1.6.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0629	26	9,08	562
B0630	-95	0,37	826
B0631	-115	0,15	
B0632	-50	8,97	791
B0633	-70	9,00	828
B0634	-80	9,13	887
B0635	-90	0,67	944
B0636	26	9,23	565
B0637	-50	8,85	746
B0638	-85	7,13	859

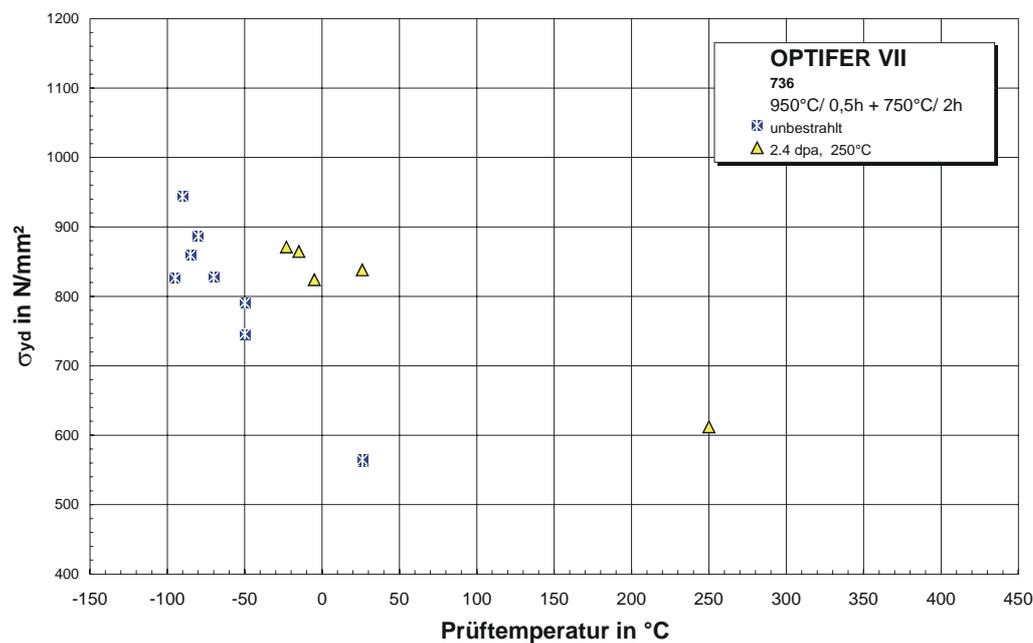
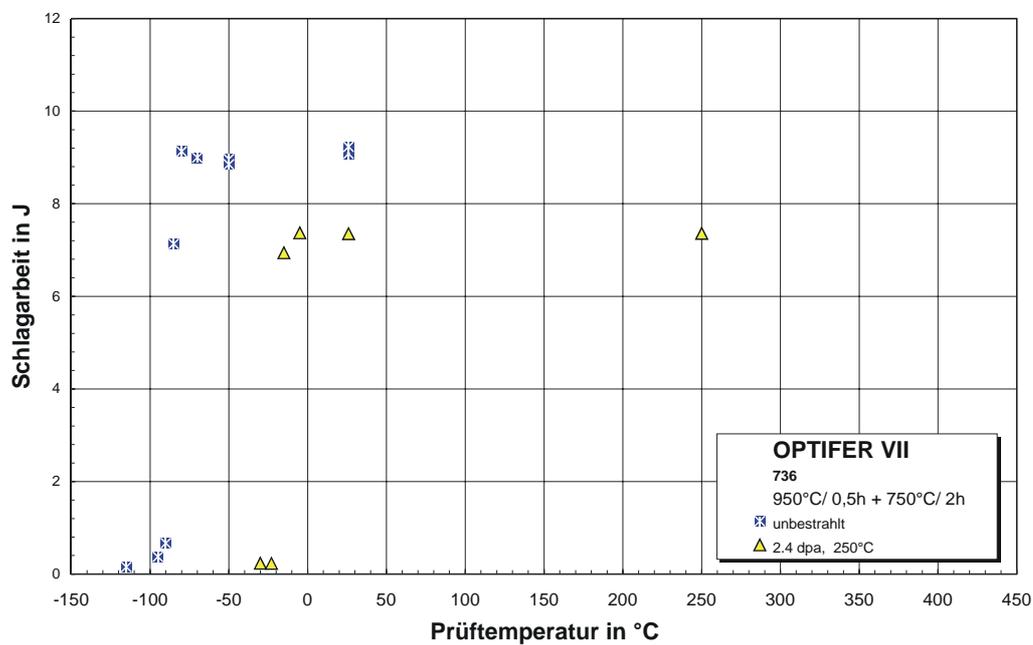




11.1.6.2 2,4 dpa

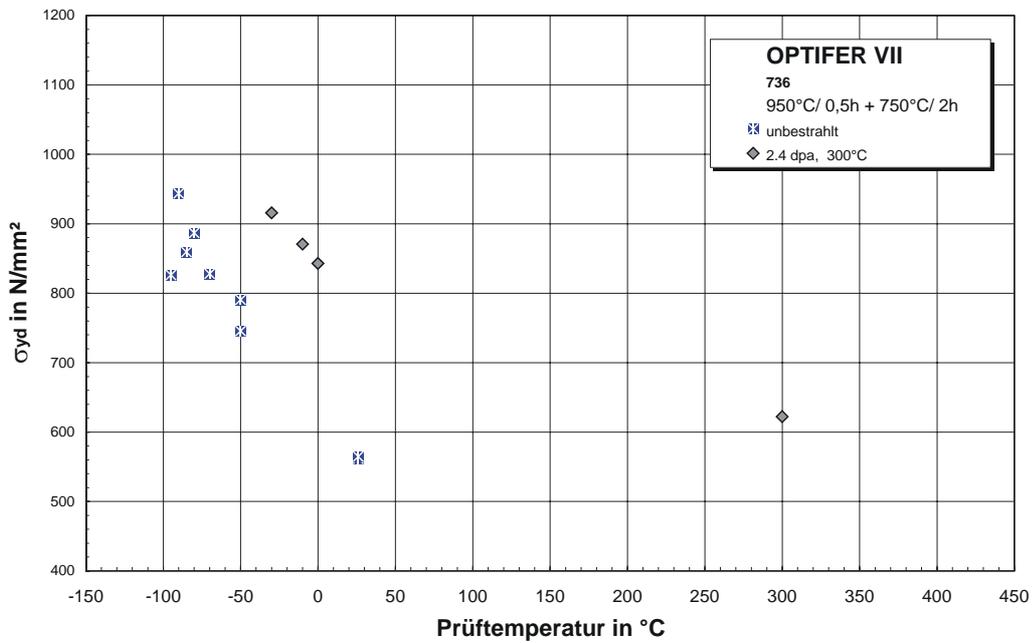
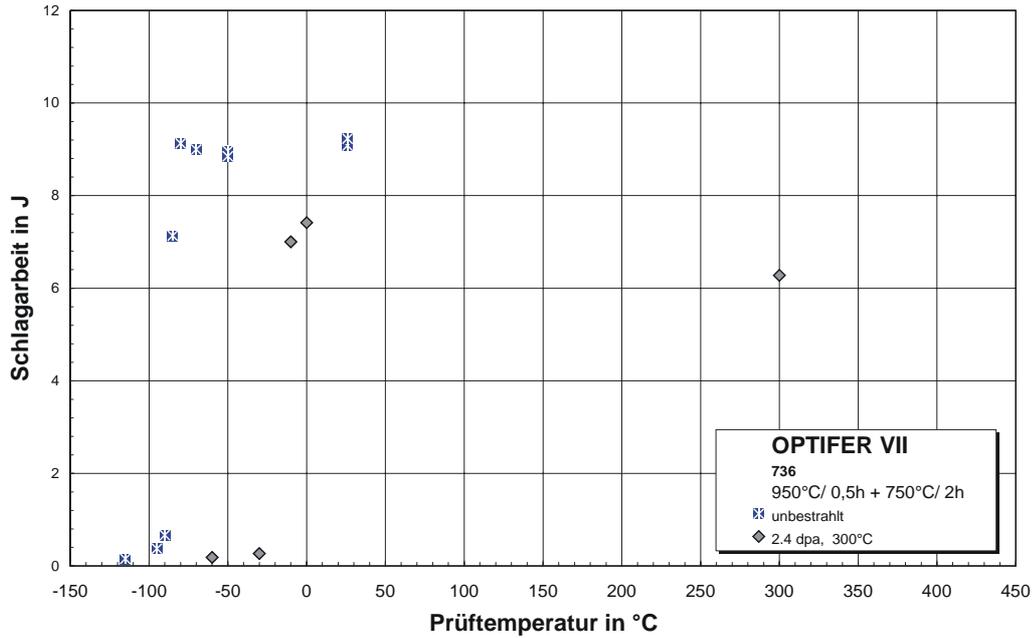
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0601	-5	7,37	824
B0602	-30	0,23	
B0603	-15	6,94	865
B0604	26	7,35	838
B0605	-23	0,23	871
B0606	250	7,36	612



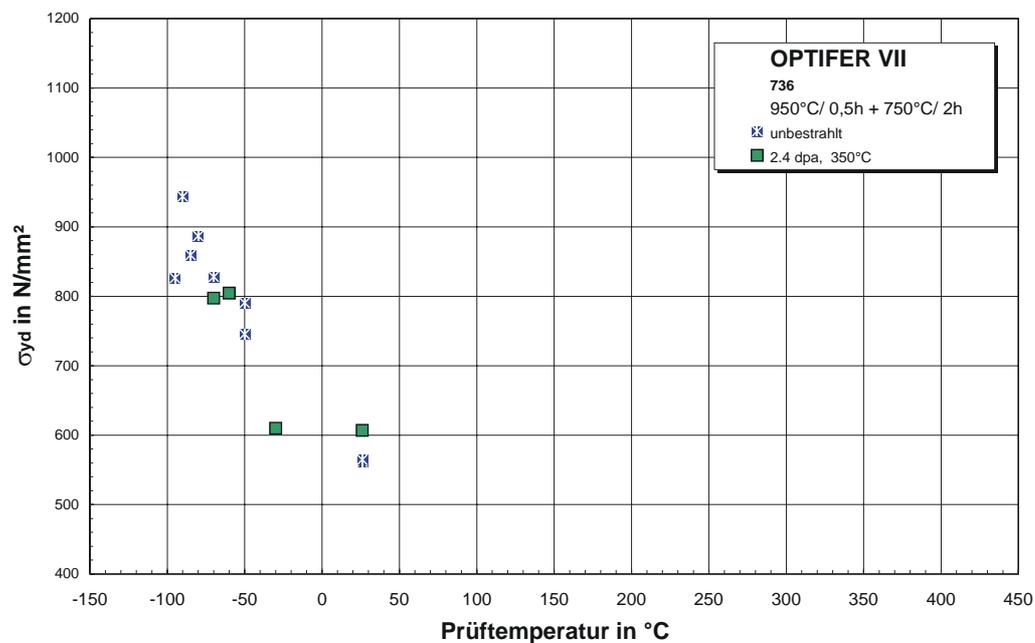
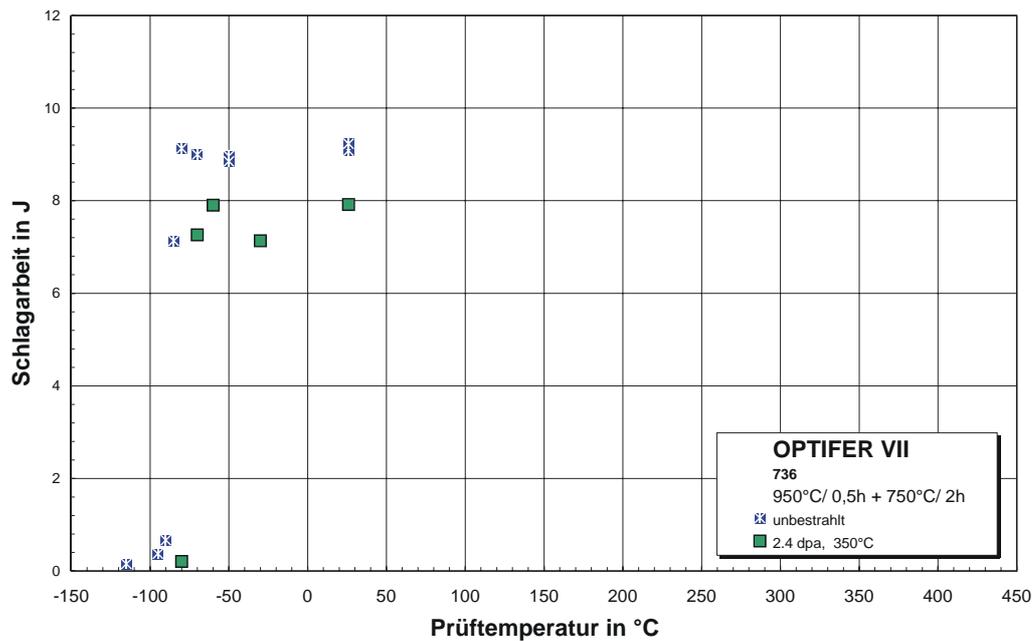
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0607	-60	0,18	
B0608	-30	0,27	916
B0609	0	7,42	843
B0610	-10	7,00	871
B0611	300	6,28	622



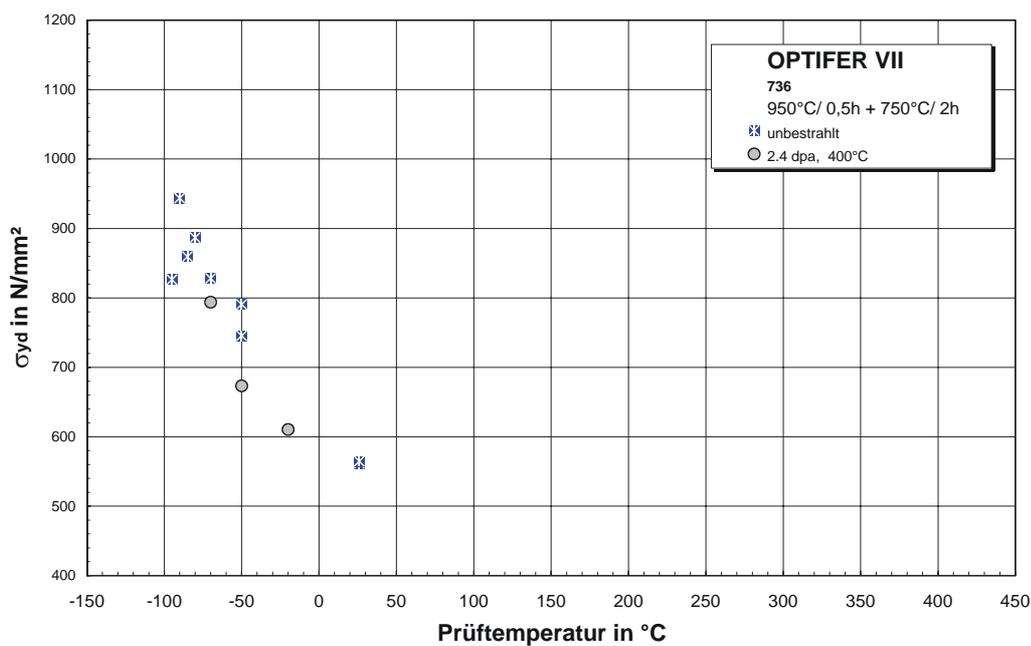
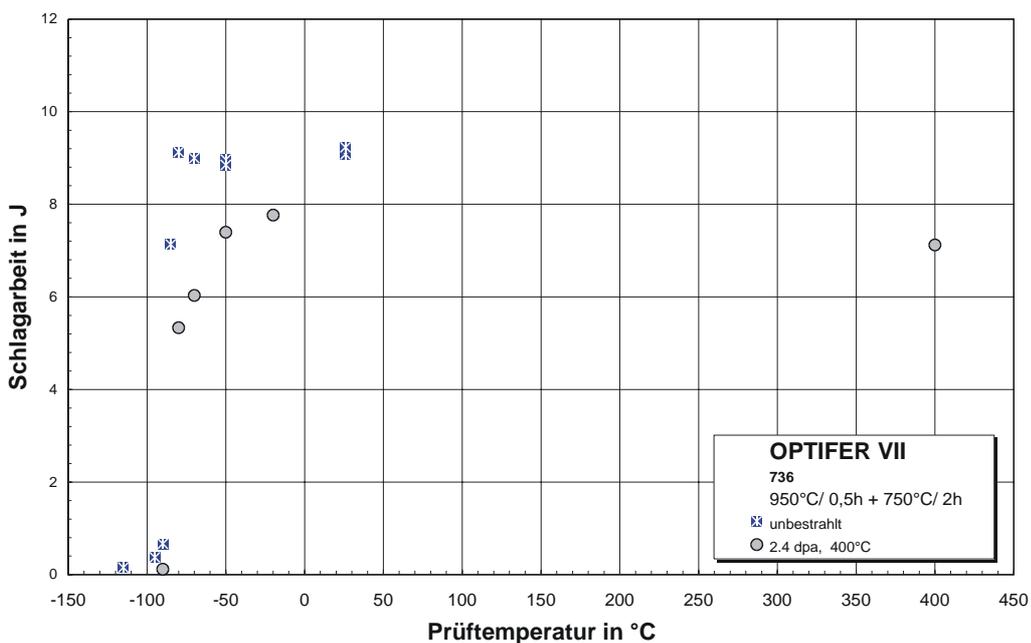
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0612	-60	7,90	805
B0613	-80	0,21	
B0614	-70	7,26	797
B0615	-30	7,13	610
B0616	26	7,92	607



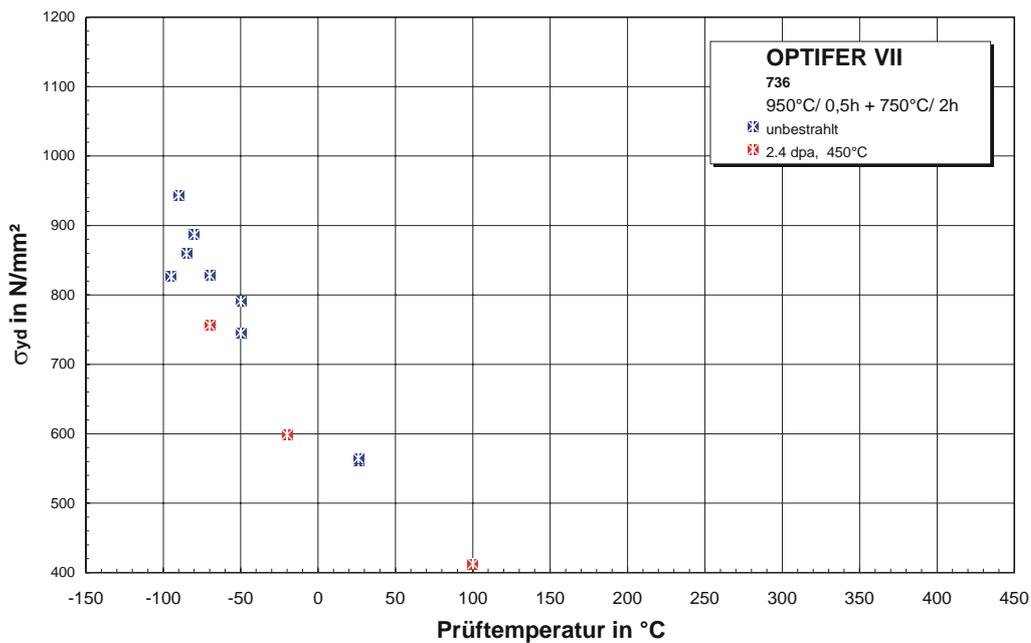
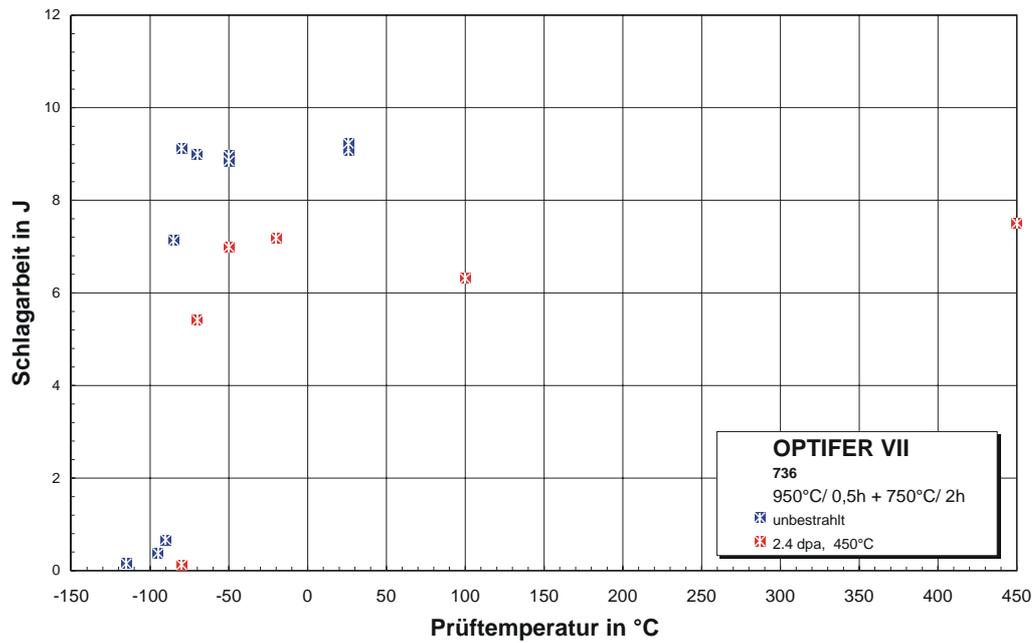
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0617	-70	6,03	794
B0618	-50	7,40	673
B0619	-80	5,34	
B0620	-20	7,77	611
B0621	-90	0,12	
B0622	400	7,12	382



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0623	-70	5,41	757
B0624	-50	6,99	
B0625	-80	0,13	
B0626	-20	7,19	599
B0627	100	6,32	413
B0628	450	7,51	337

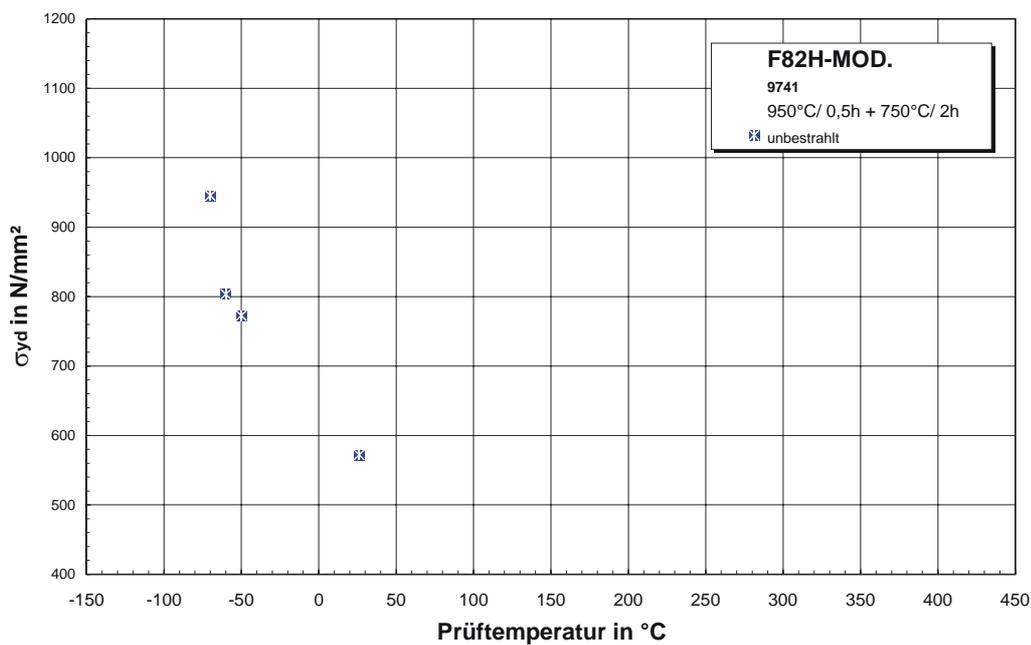
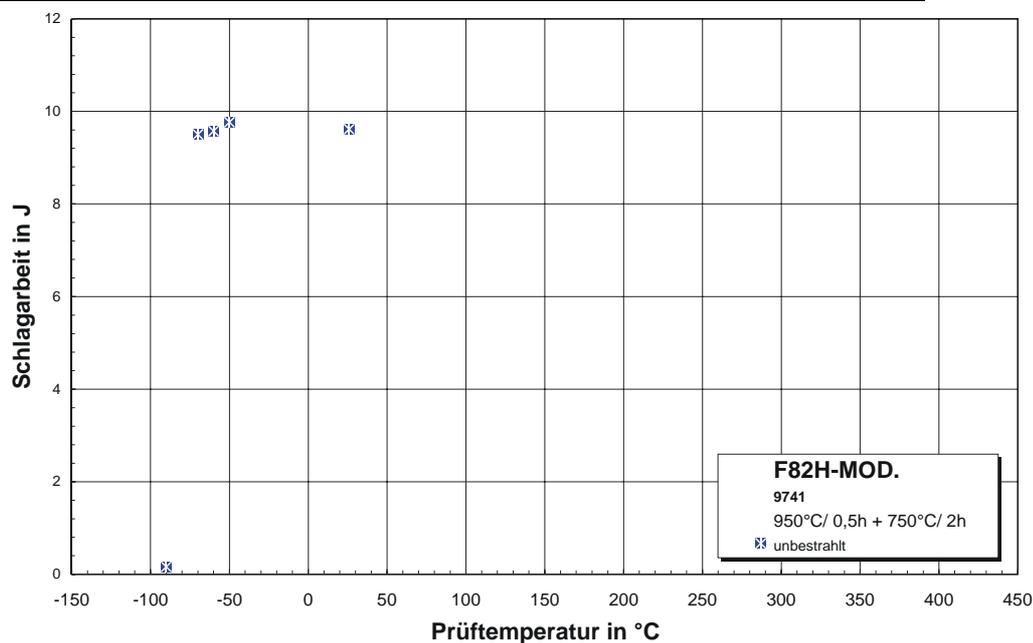


11.1.7 F82H mod. (950°C/0,5h + 750°C/2h)

11.1.7.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

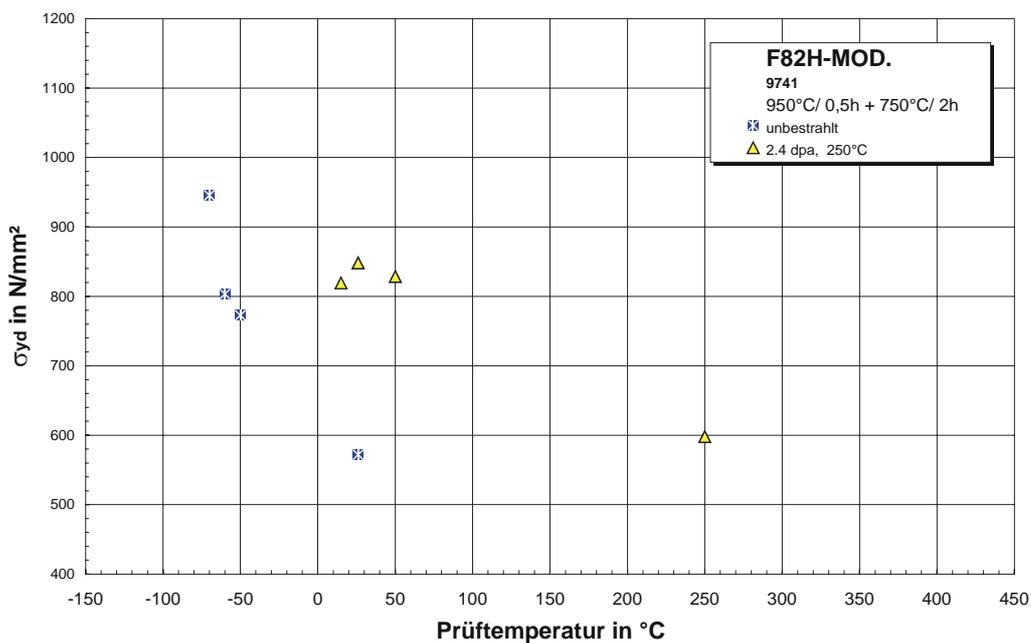
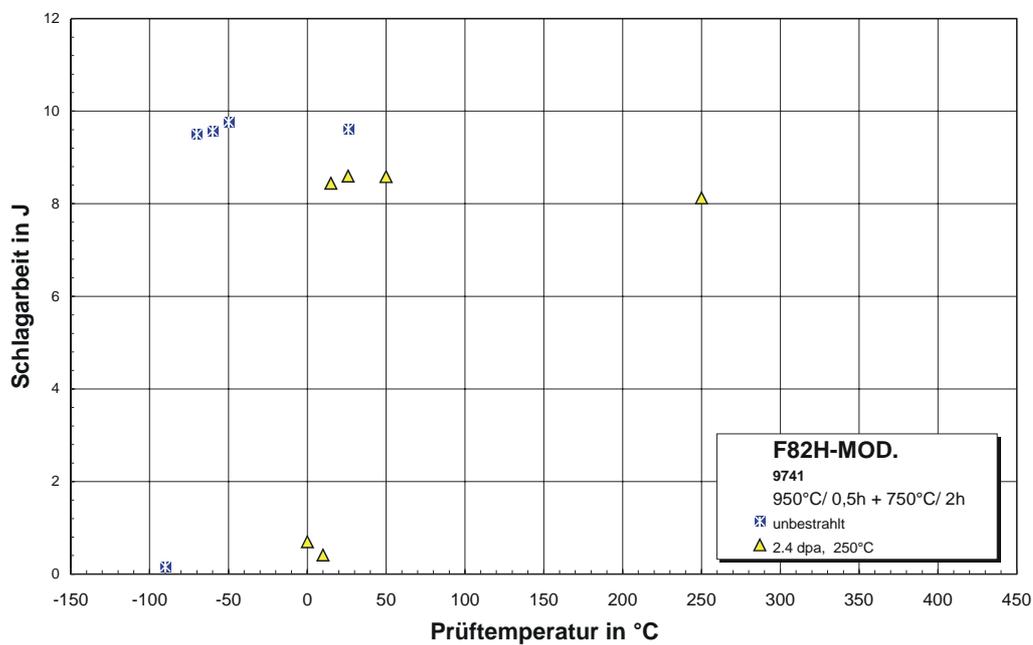
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0730	26	9,62	572
B0732	-50	9,77	773
B0733	-60	9,58	803
B0734	-70	9,50	945
B0735	-90	0,16	



11.1.7.2 2,4 dpa

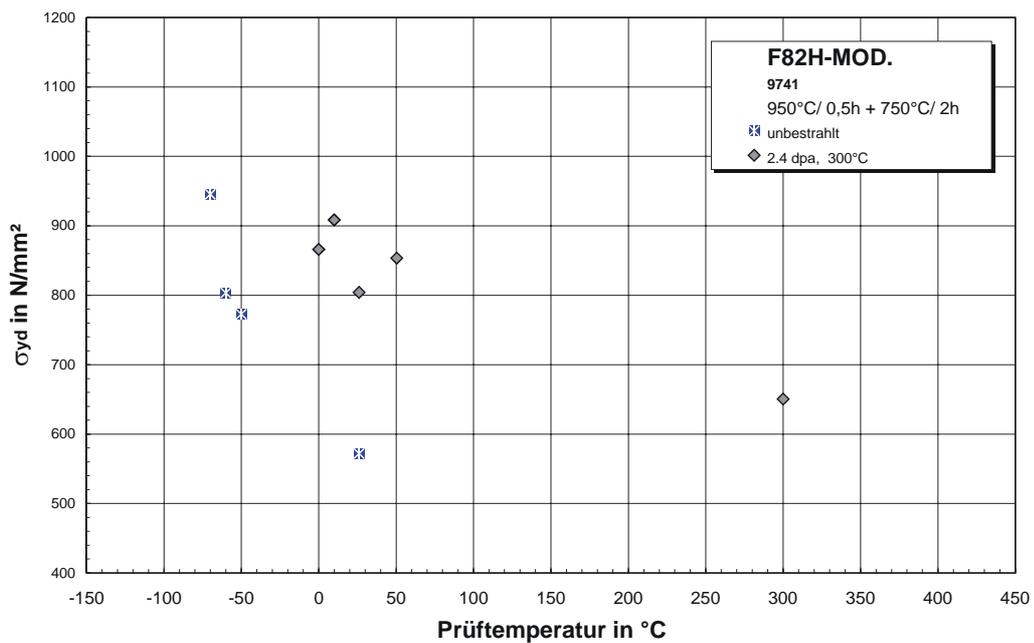
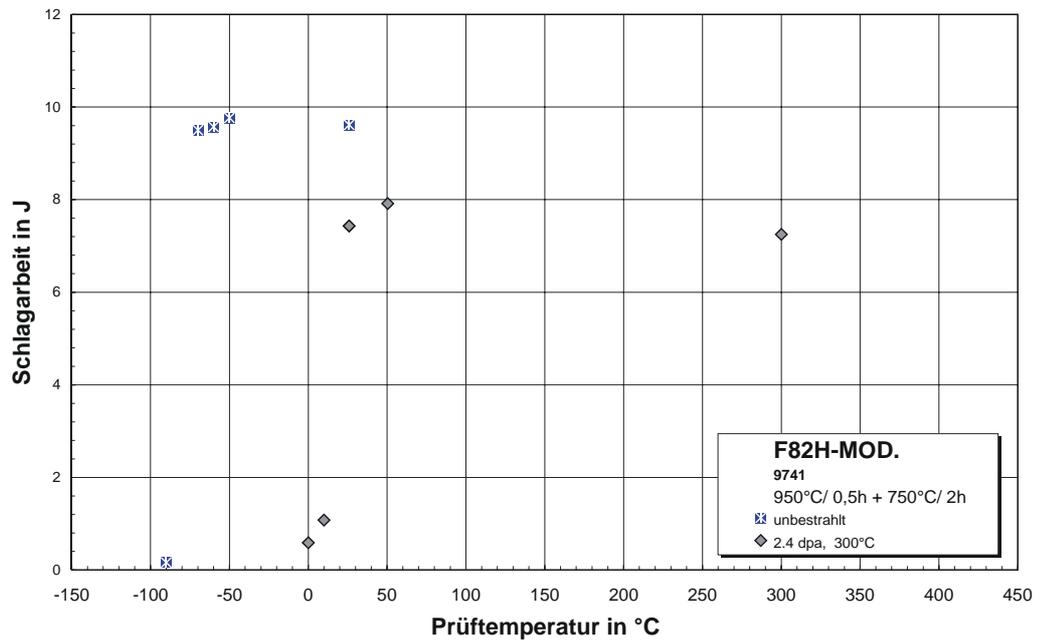
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0701	0	0,70	
B0702	26	8,60	848
B0703	10	0,41	
B0704	250	8,13	598
B0705	50	8,58	828
B0706	15	8,44	819



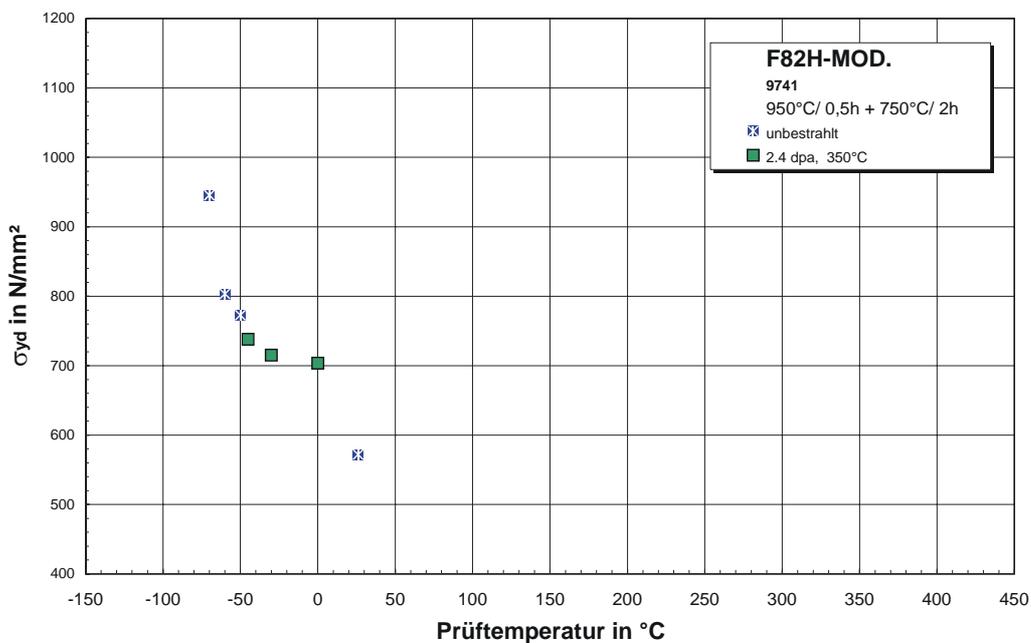
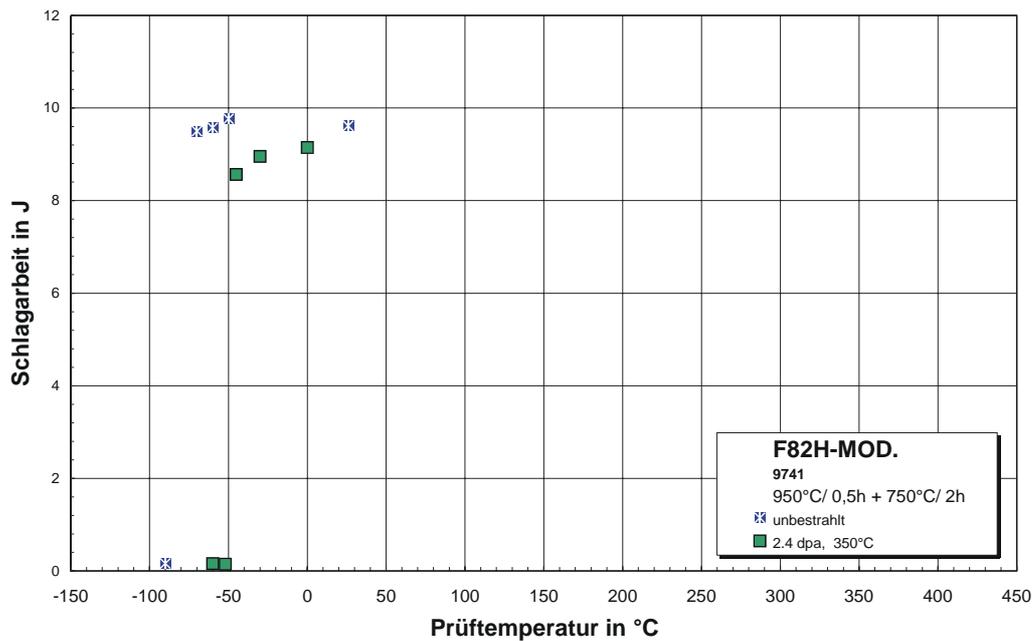
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0707	0	0,59	866
B0708	26	7,43	804
B0709	10	1,08	909
B0710	50	7,91	853
B0711	300	7,25	651



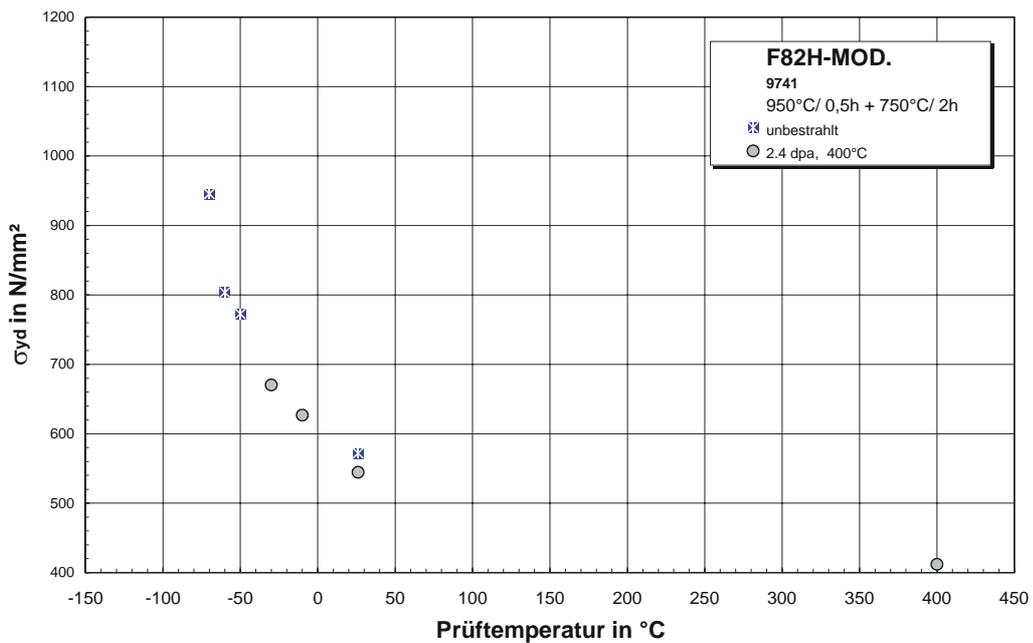
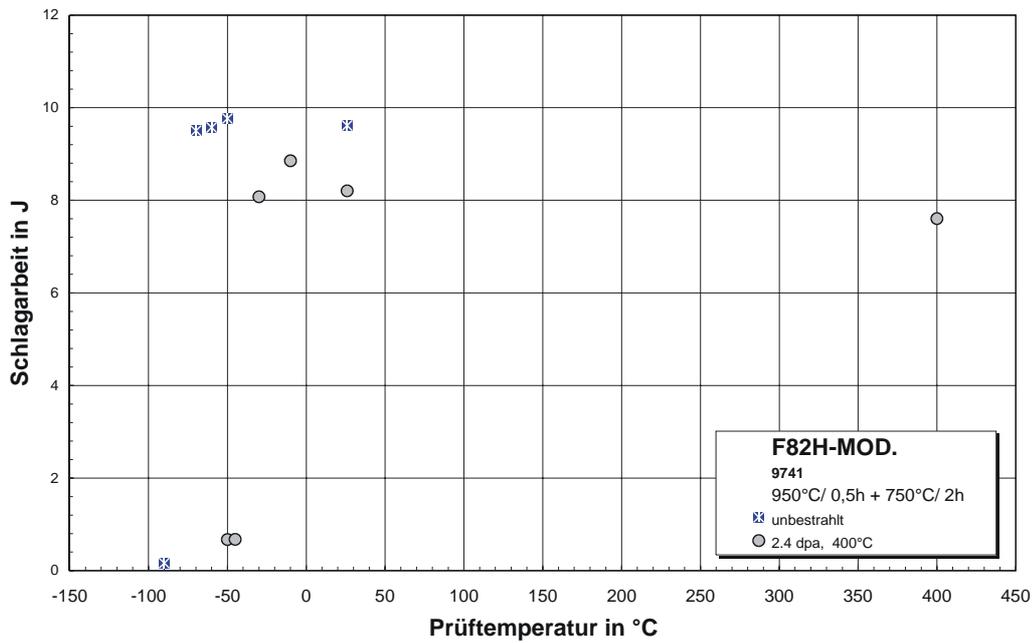
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0712	-30	8,96	715
B0713	-45	8,57	738
B0714	-60	0,16	
B0715	0	9,15	704
B0716	-52	0,15	



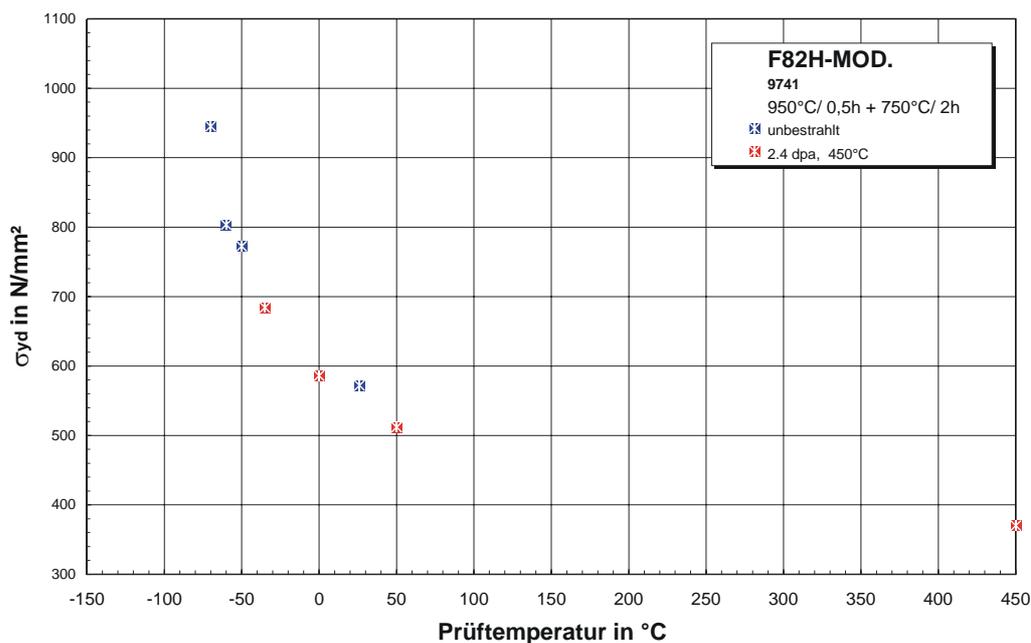
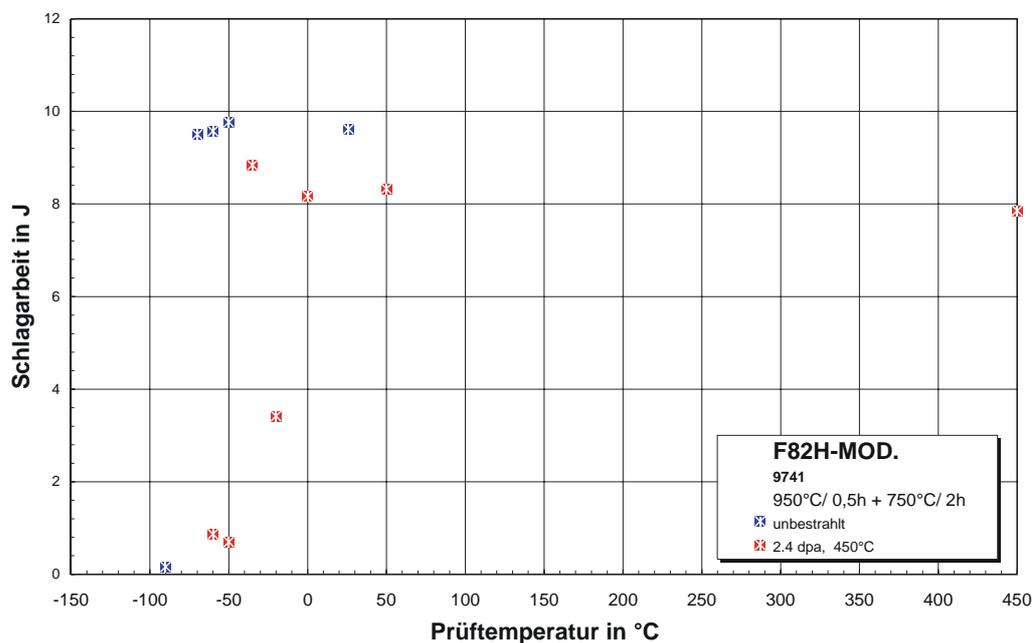
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0717	-30	8,07	670
B0718	-50	0,67	
B0719	-10	8,85	627
B0720	-45	0,68	
B0721	26	8,21	545
B0722	400	7,60	412



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0723	-35	8,84	684
B0724	-60	0,87	
B0725	-50	0,70	
B0726	-20	3,42	
B0727	0	8,17	586
B0728	450	7,85	370
B0729	50	8,33	512

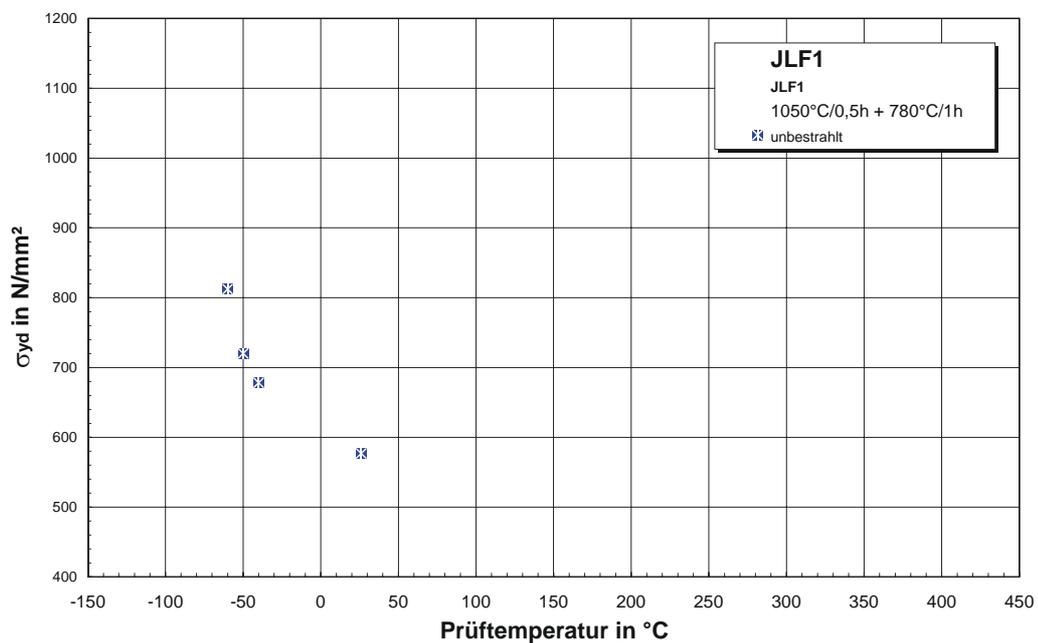
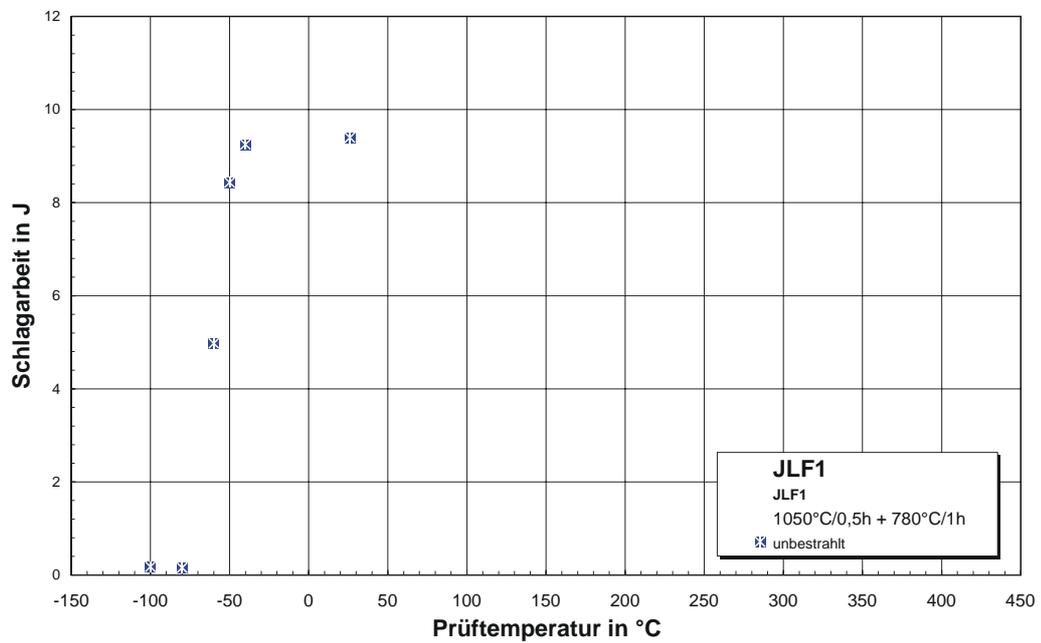


11.1.8 JLF1

11.1.8.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

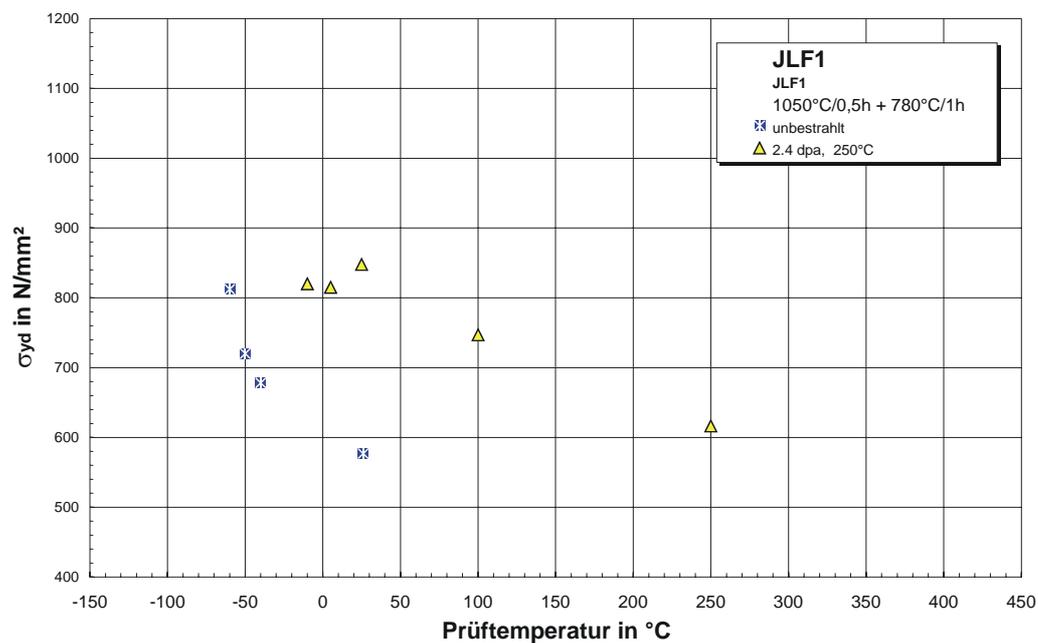
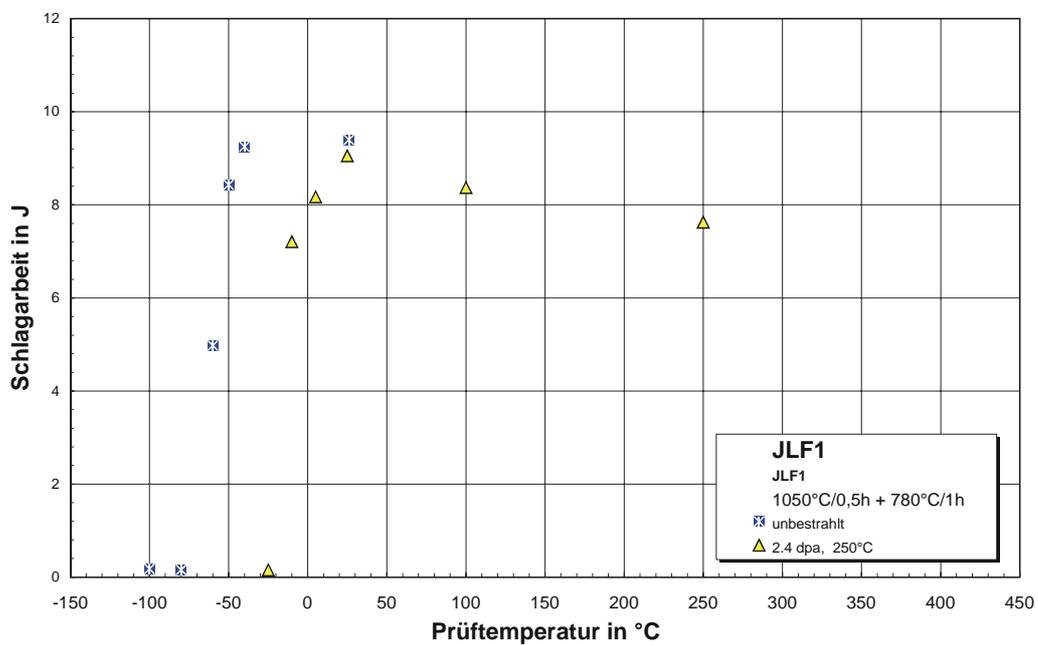
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0030	26	9,40	577
B0031	-40	9,25	678
B0032	-60	4,98	812
B0033	-80	0,16	
B0034	-100	0,18	
B0035	-50	8,43	720



11.1.8.2 2,4 dpa

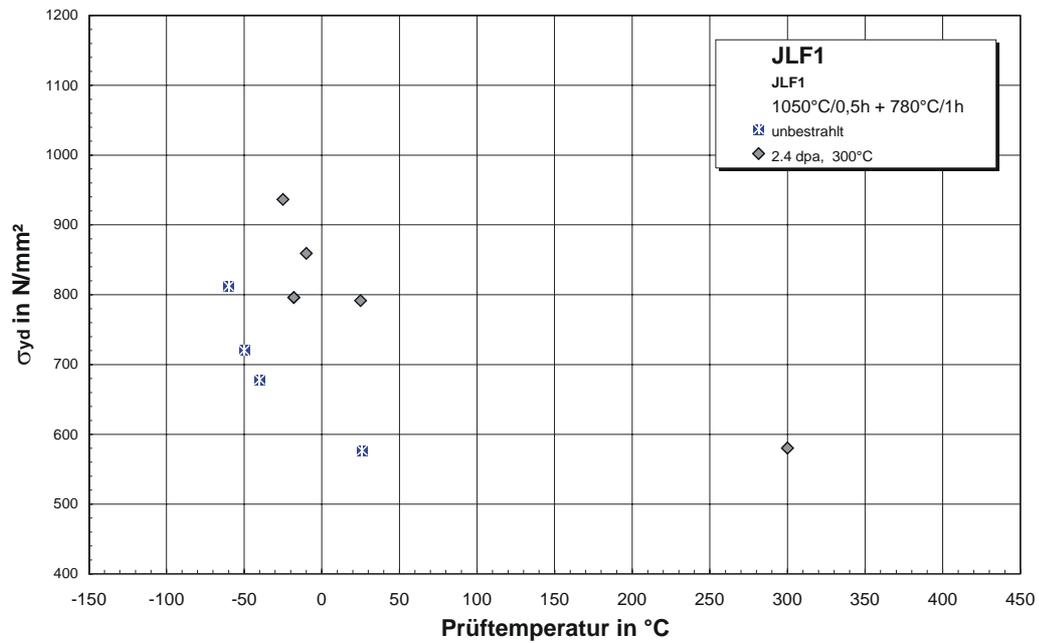
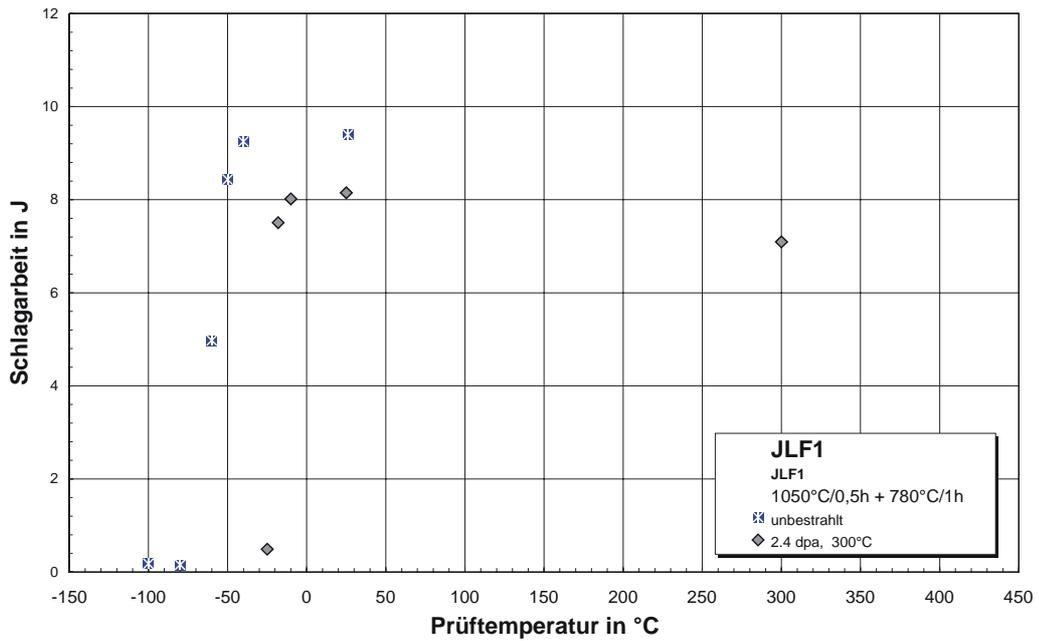
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0001	25	9,05	848
B0002	-10	7,21	820
B0003	5	8,17	815
B0004	-25	0,15	
B0005	100	8,37	747
B0006	250	7,63	616



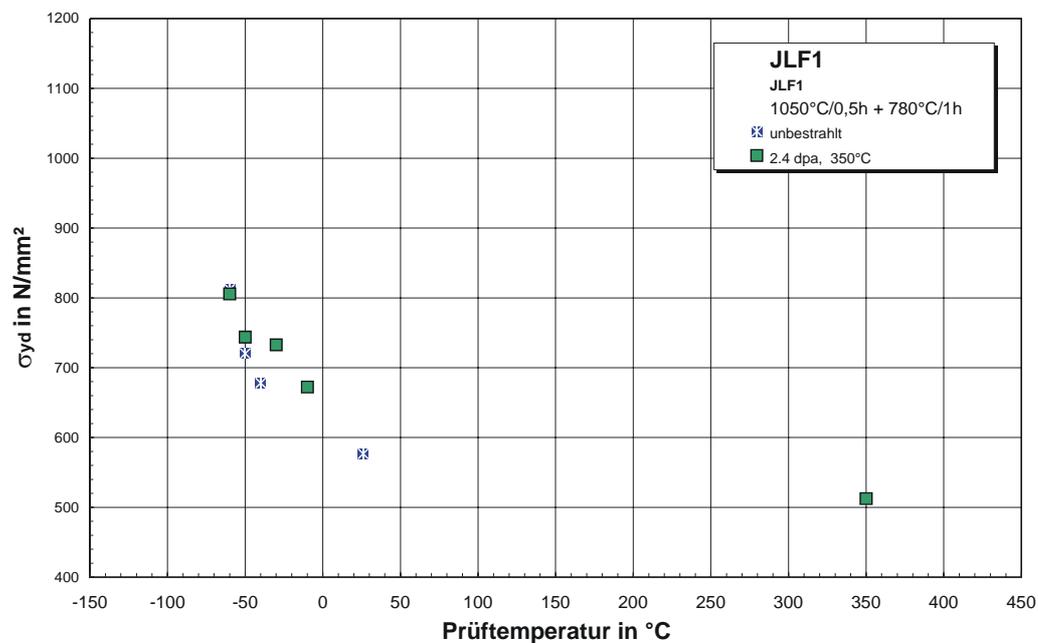
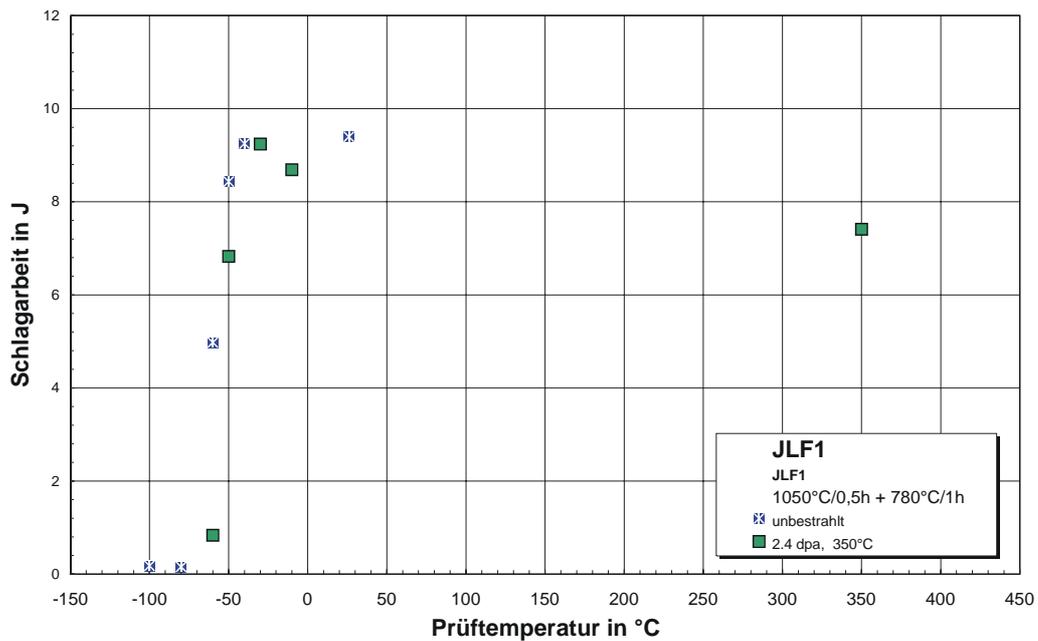
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0007	-25	0,49	937
B0008	-10	8,02	859
B0009	-18	7,50	796
B0010	25	8,15	792
B0011	300	7,09	580



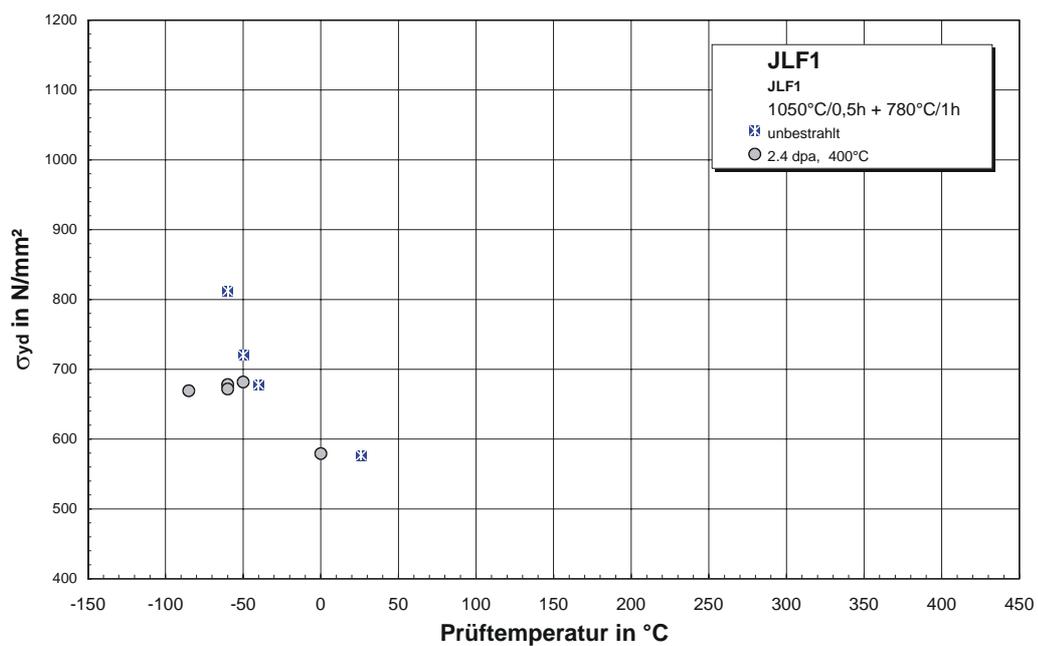
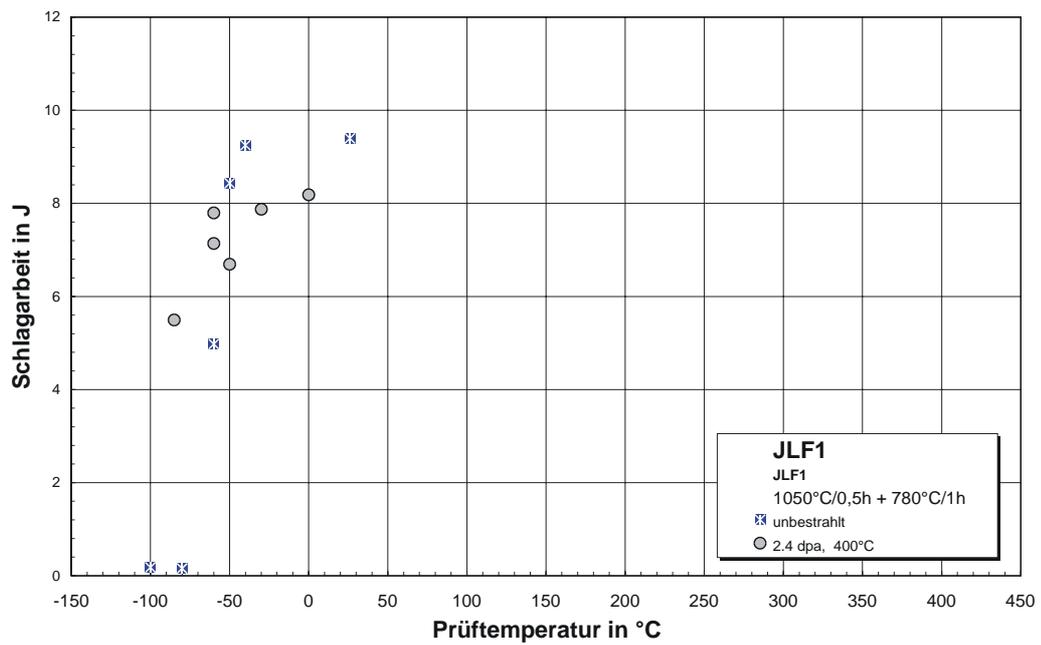
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0012	350	7,41	513
B0013	-10	8,69	672
B0014	-30	9,24	733
B0015	-50	6,83	744
B0016	-60	0,84	806



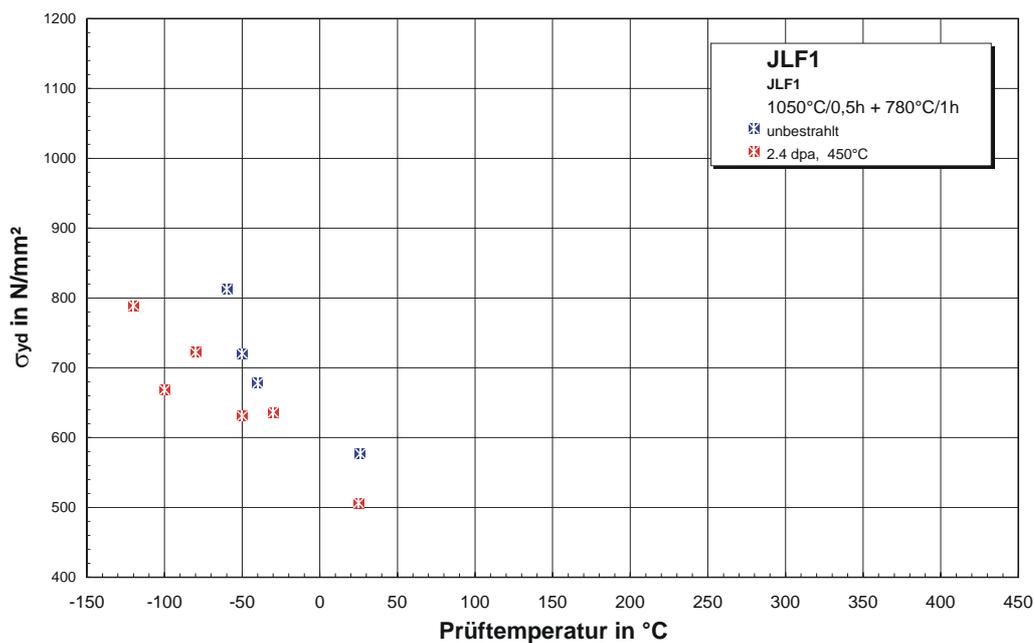
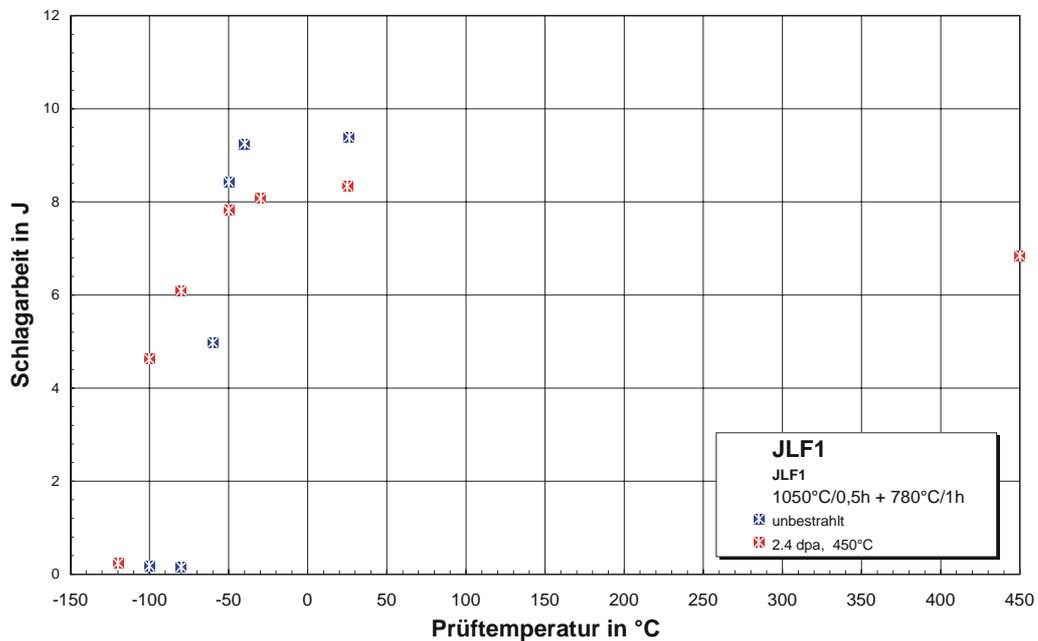
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0017	-50	6,69	682
B0018	-30	7,87	
B0019	-60	7,80	678
B0020	-60	7,14	672
B0021	0	8,18	579
B0022	-85	5,49	669



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0023	-50	7,82	631
B0024	-30	8,08	636
B0025	-80	6,10	722
B0026	25	8,34	507
B0027	-100	4,62	668
B0028	450	6,84	328
B0029	-120	0,24	789

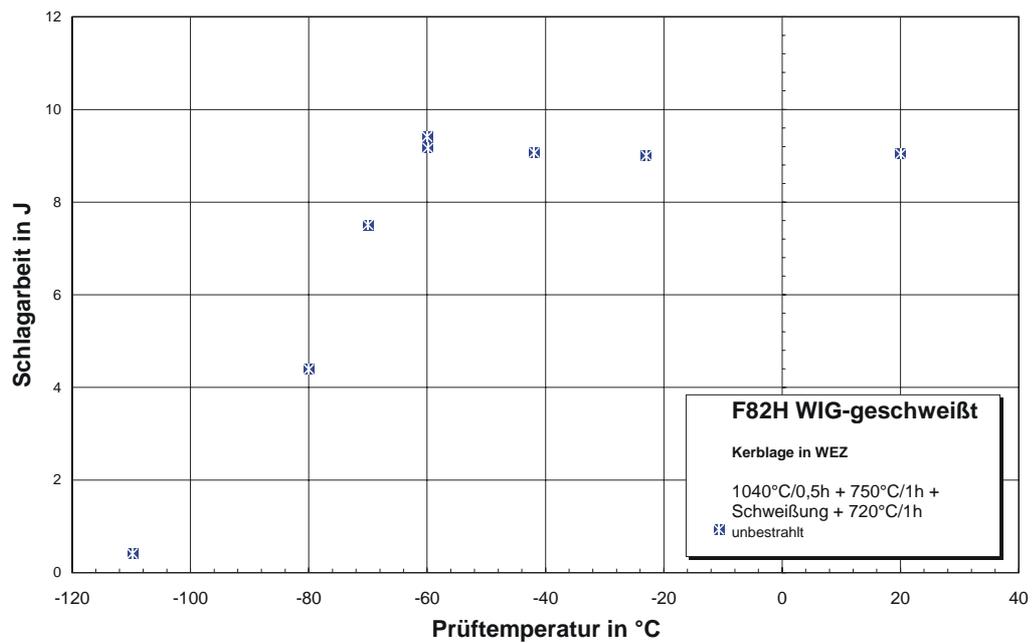


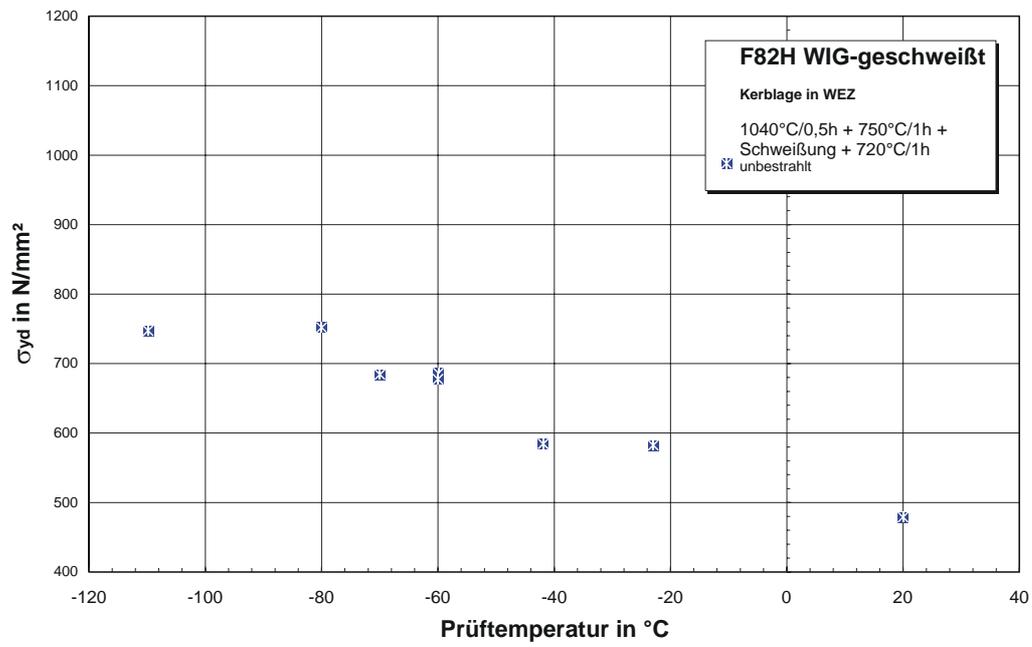
11.1.9 F82H mod. WIG

11.1.9.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
2V2_01	20.0	9,04	479
2V2_02	-23.0	9,00	582
2V2_03	-41.9	9,07	584
2V2_04	-59.9	9,17	686
2V2_07	-109.8	0,41	747
2V2_08	-80.0	4,39	752
2V2_09	-60.0	9,42	677
2V2_10	-70.0	7,51	684

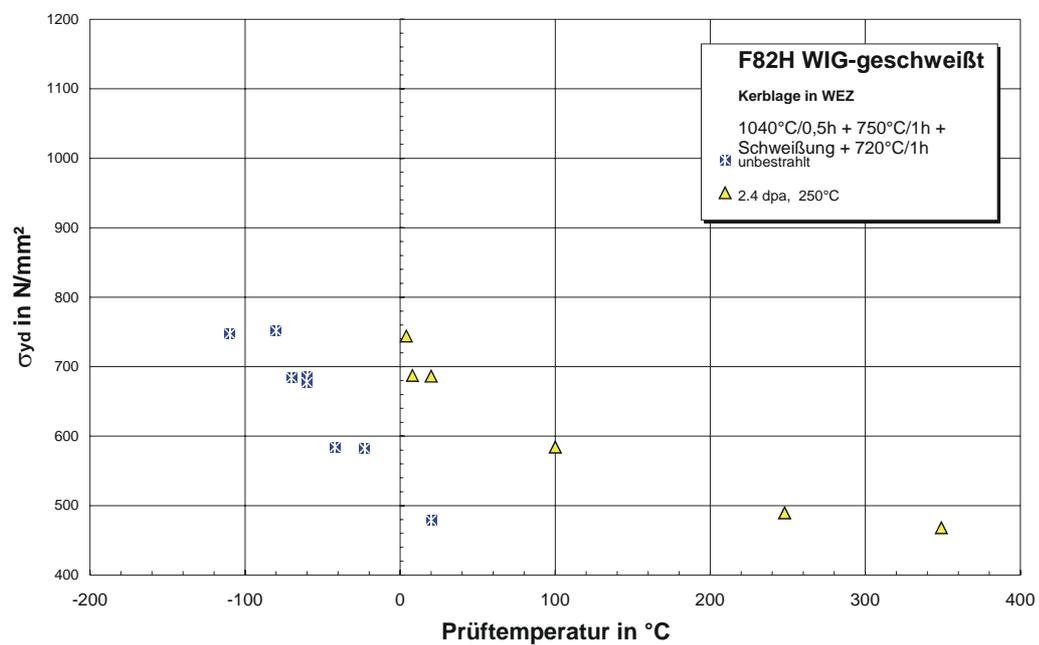
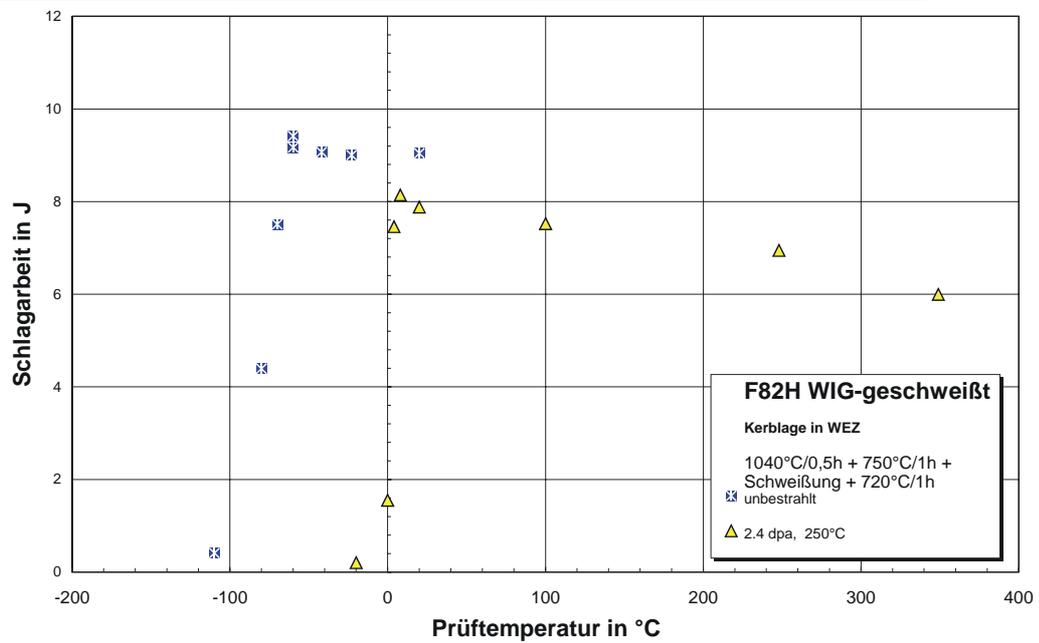




11.1.9.2 2,4 dpa

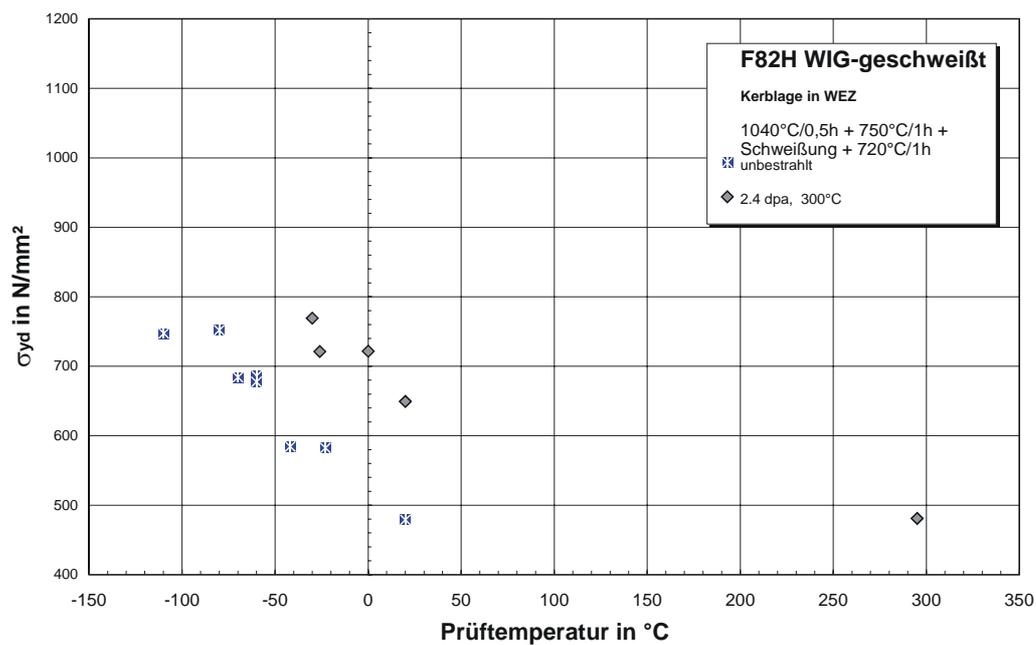
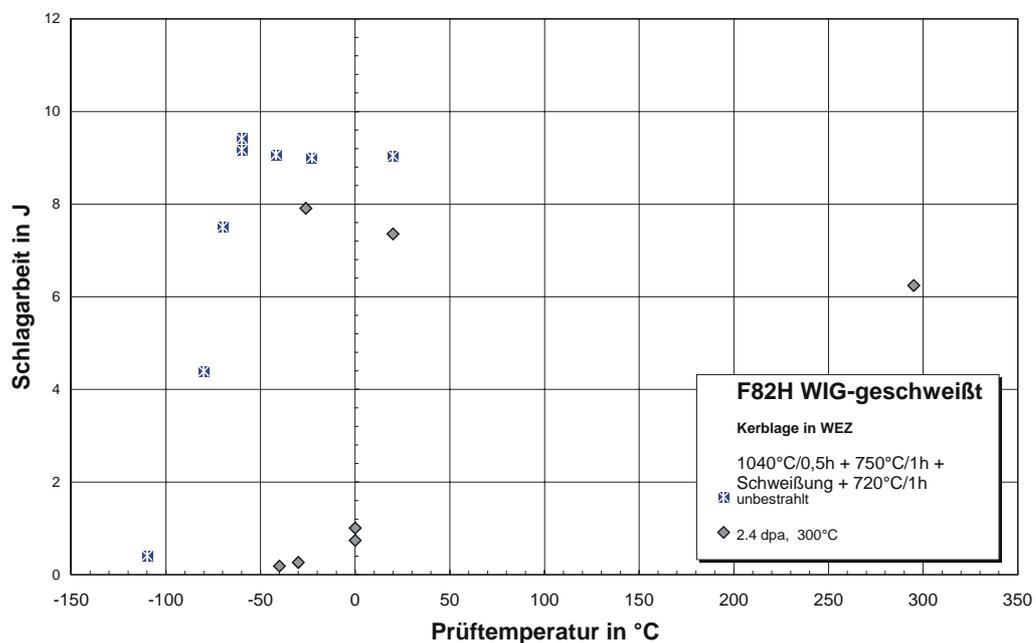
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0901	-20.0	0,20	
B0902	0.0	1,55	
B0903	20	7,88	686
B0904	8	8,14	687
B0905	100	7,52	584
B0906	248	6,95	490
B0907	4	7,46	744
B0908	349	5,99	468



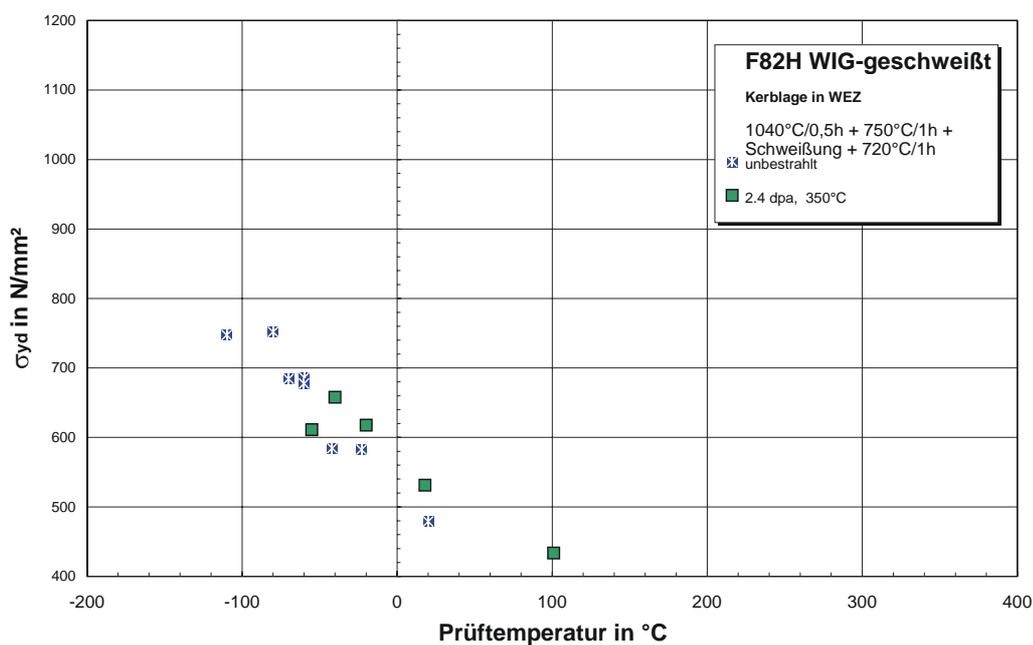
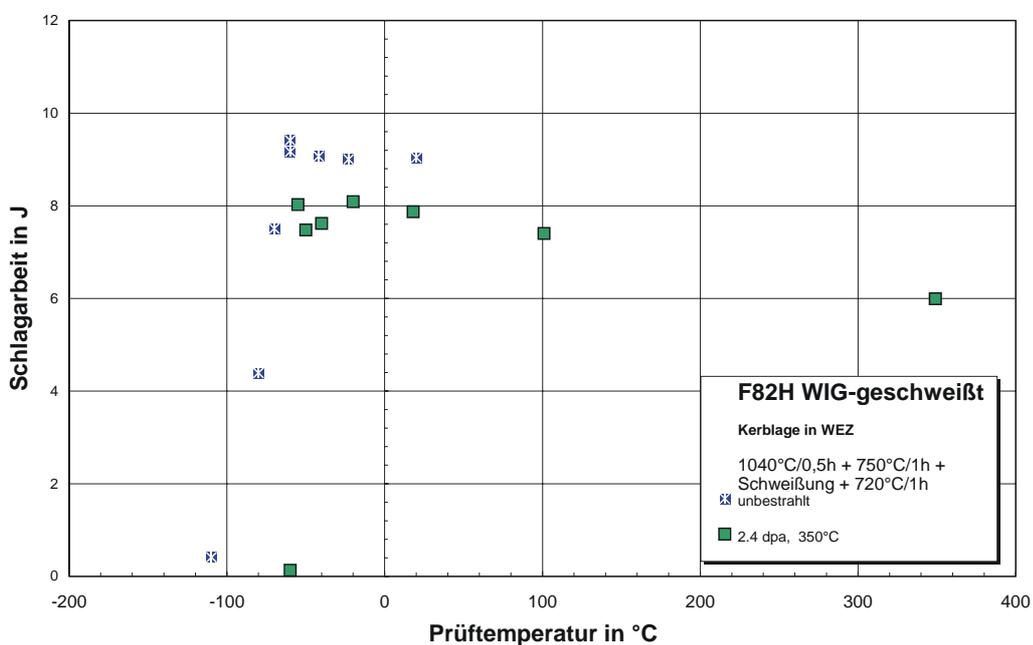
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0909	-40	0,18	
B0910	0	1,01	722
B0911	-30	0,26	769
B0912	-26	7,91	721
B0913	0	0,74	
B0914	20	7,35	649
B0915	295	6,24	481



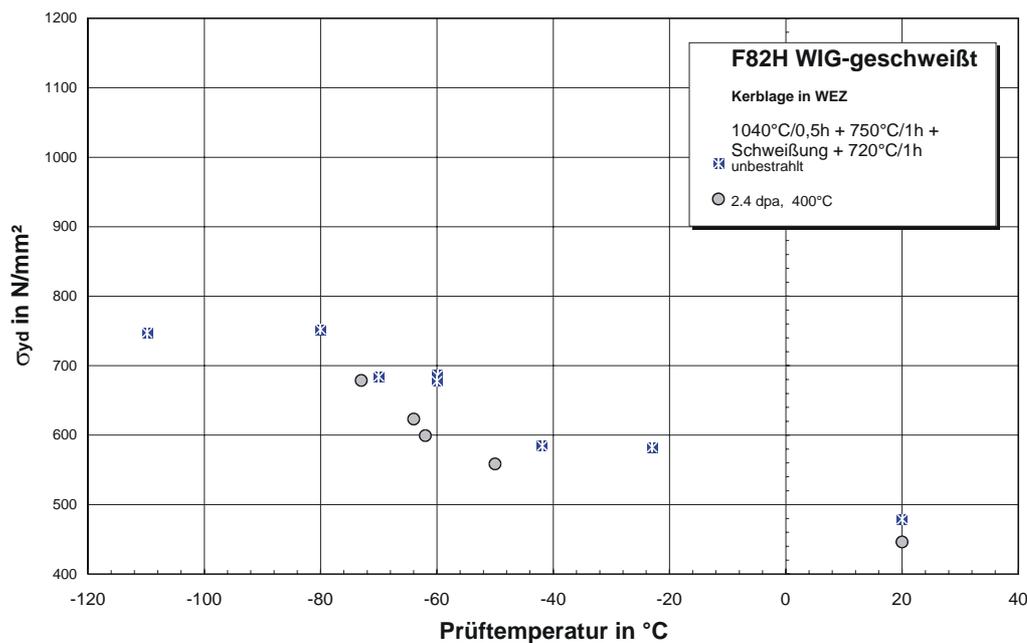
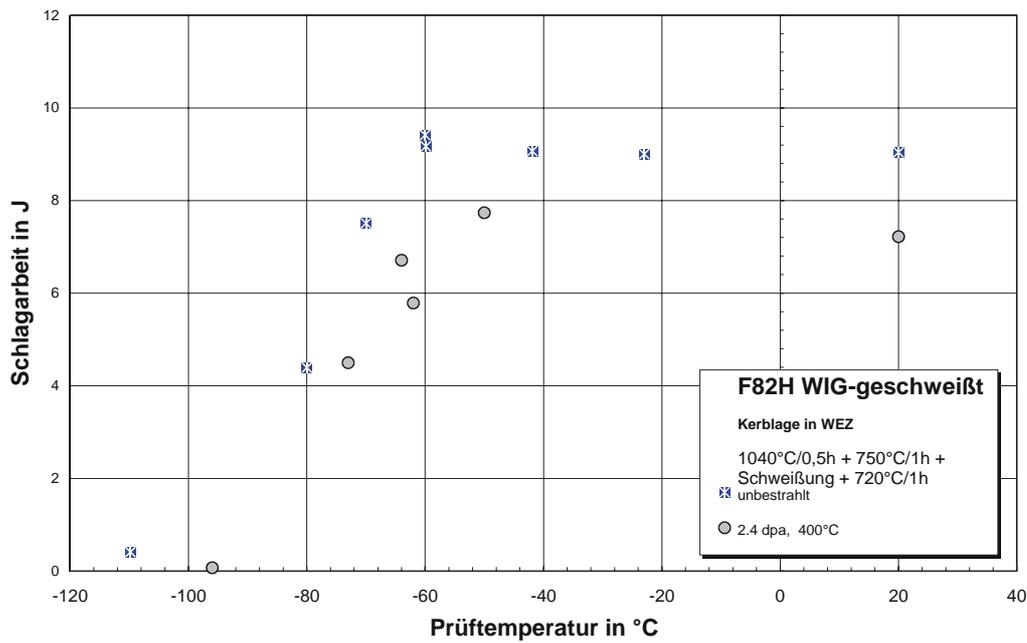
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0916	-40	7,62	658
B0917	-60	0,13	
B0918	-50	7,48	
B0919	-20	8,09	618
B0920	349	5,99	343
B0921	-55	8,03	611
B0922	18	7,87	531
B0923	101	7,40	434



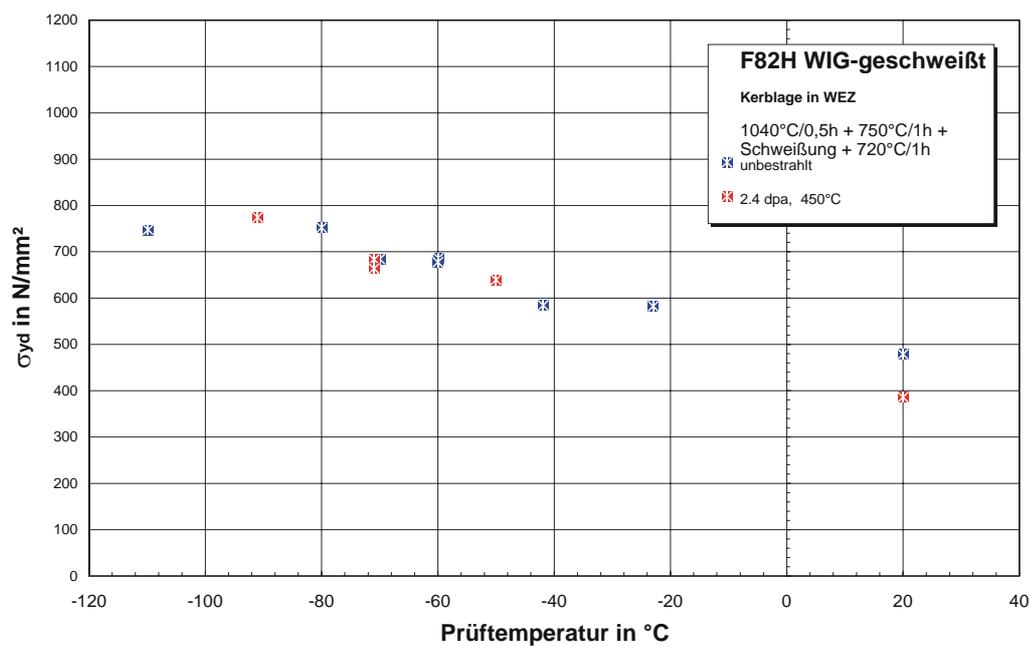
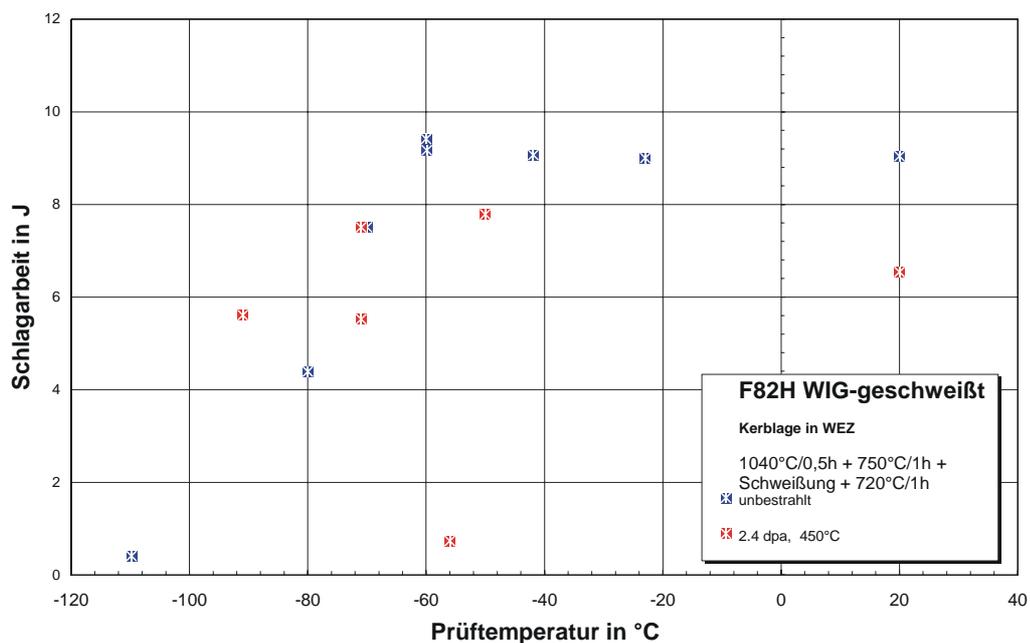
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0924	-62	5,79	599
B0925	-64	6,71	623
B0926	-73	4,50	679
B0927	20	7,22	446
B0928	-50	7,73	558
B0929	-96	0,07	



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0930	-71	5,52	683
B0931	-56	0,73	
B0932	-71	7,50	664
B0933	20	6,54	386
B0934	-50	7,78	639
B0935	-91	5,61	774

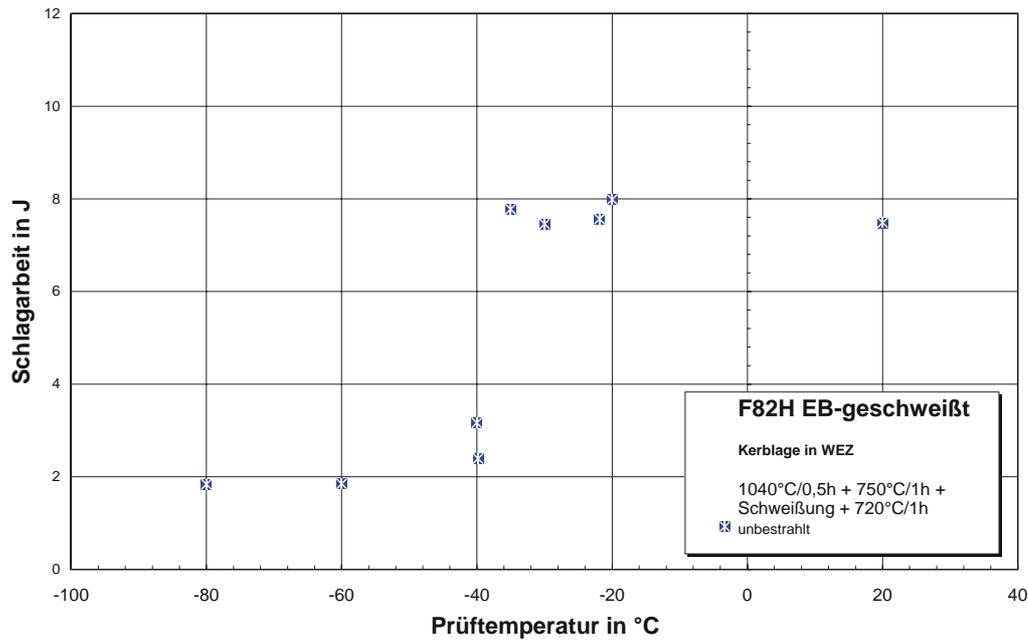


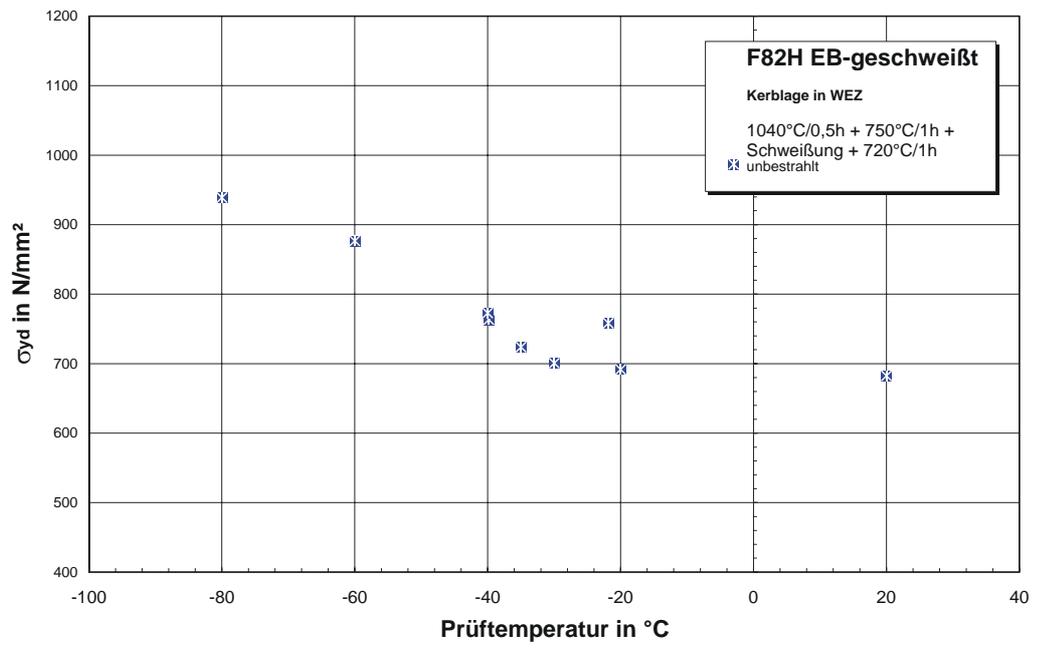
11.1.10 F82H mod. EB

11.1.10.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
4V2_01	20.0	7.49	682
4V2_02	-21.9	7.56	758
4V2_03	-39.8	2.39	763
4V2_05	-40.0	3.17	773
4V2_06	-60.0	1.85	877
4V2_07	-20.0	7.99	692
4V2_08	-30.0	7.46	701
4V2_09	-35.0	7.77	724
4V2_10	-80.0	1.84	939

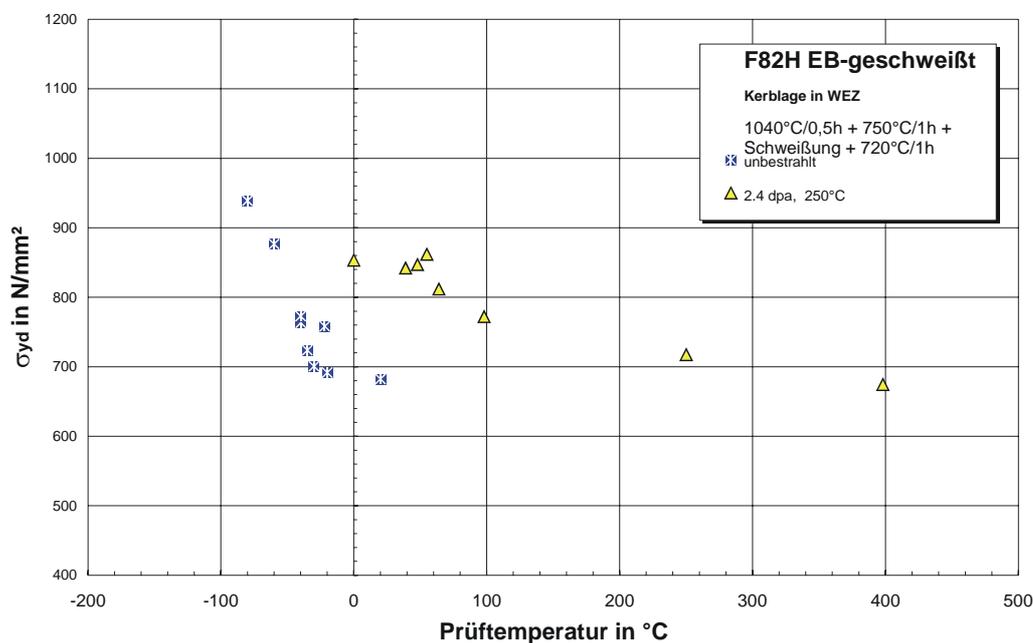
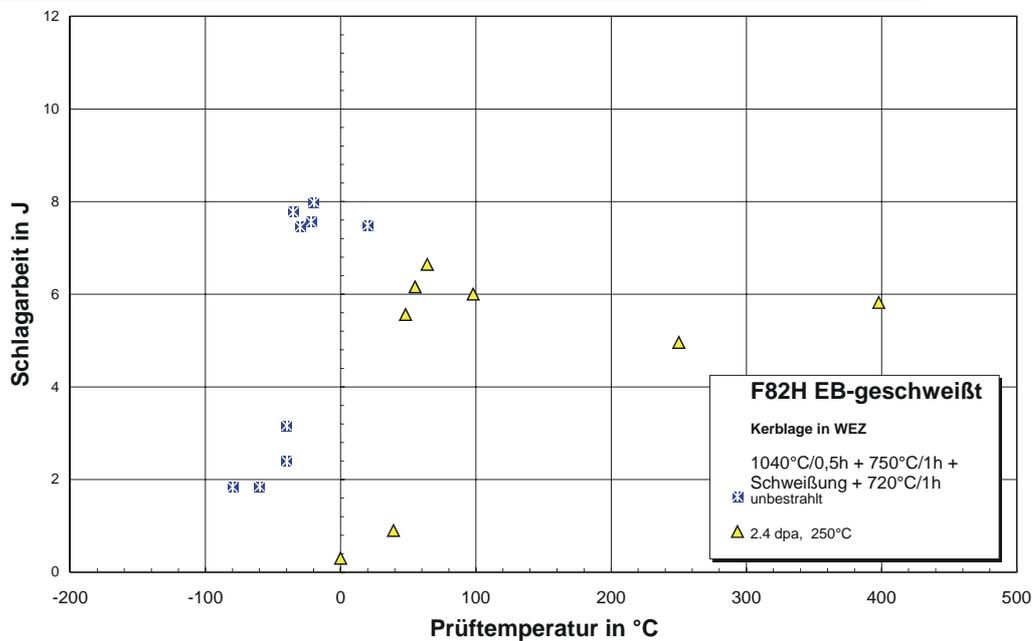




11.1.10.2 2,4 dpa

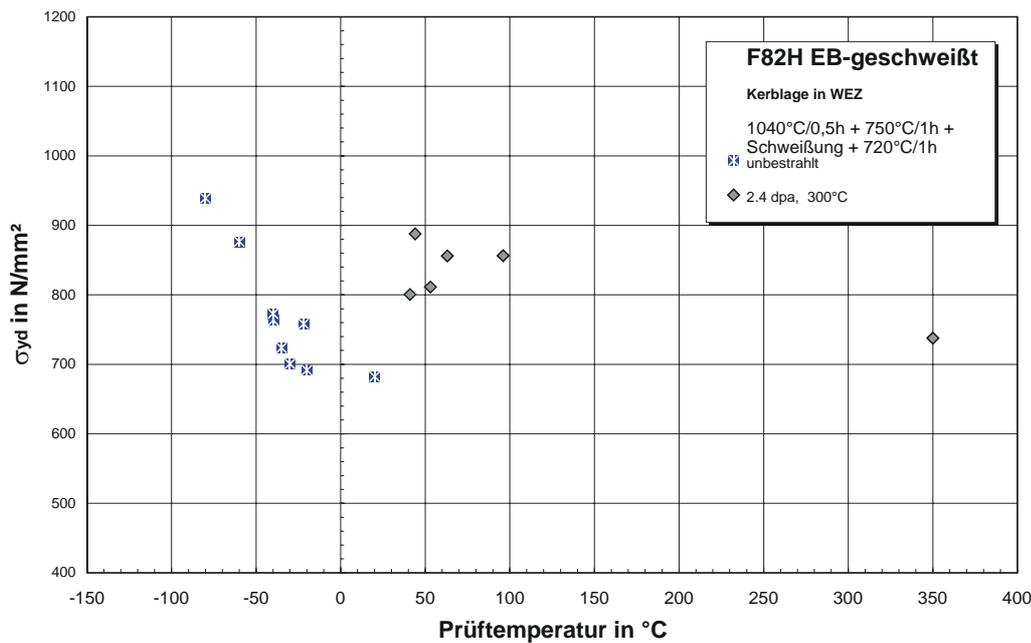
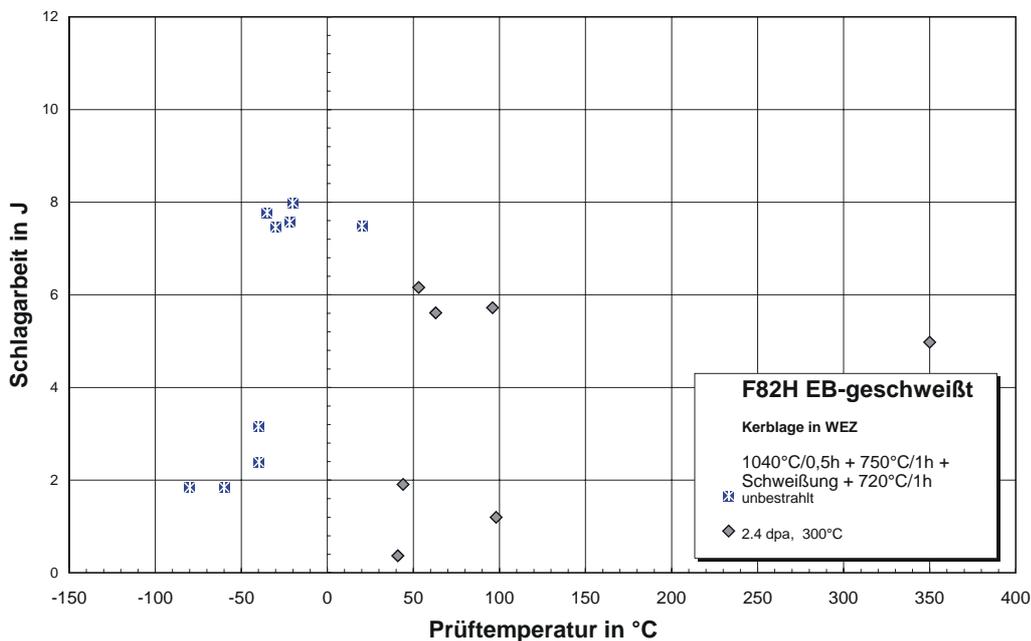
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0801	64	6,65	812
B0802	48	5,56	847
B0803	39	0,90	842
B0804	55	6,16	862
B0805	98	6,00	772
B0806	250	4,96	717
B0807	0	0,30	853
B0808	398	5,82	674



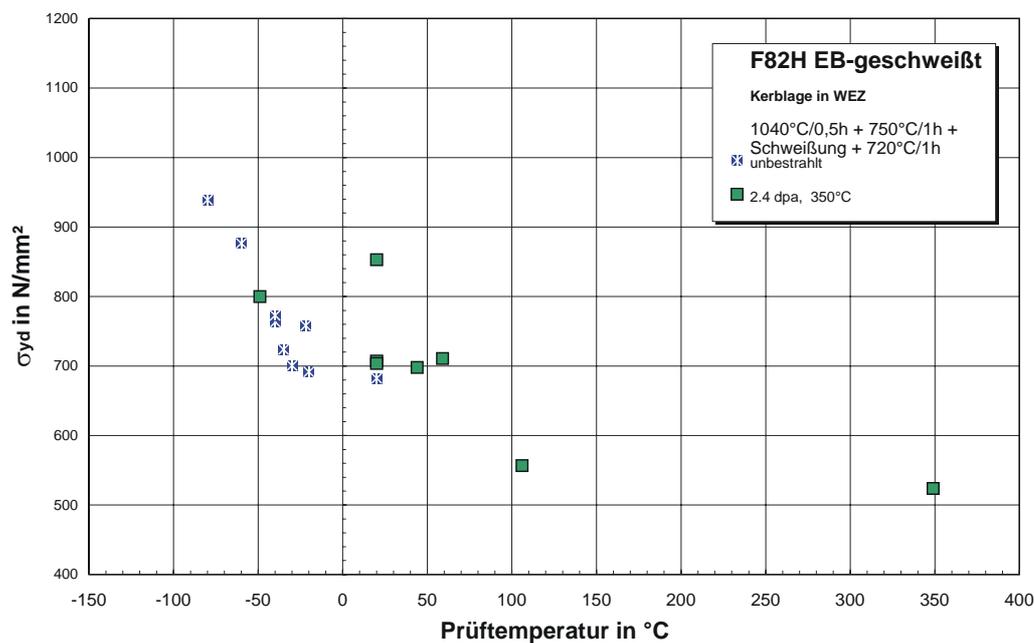
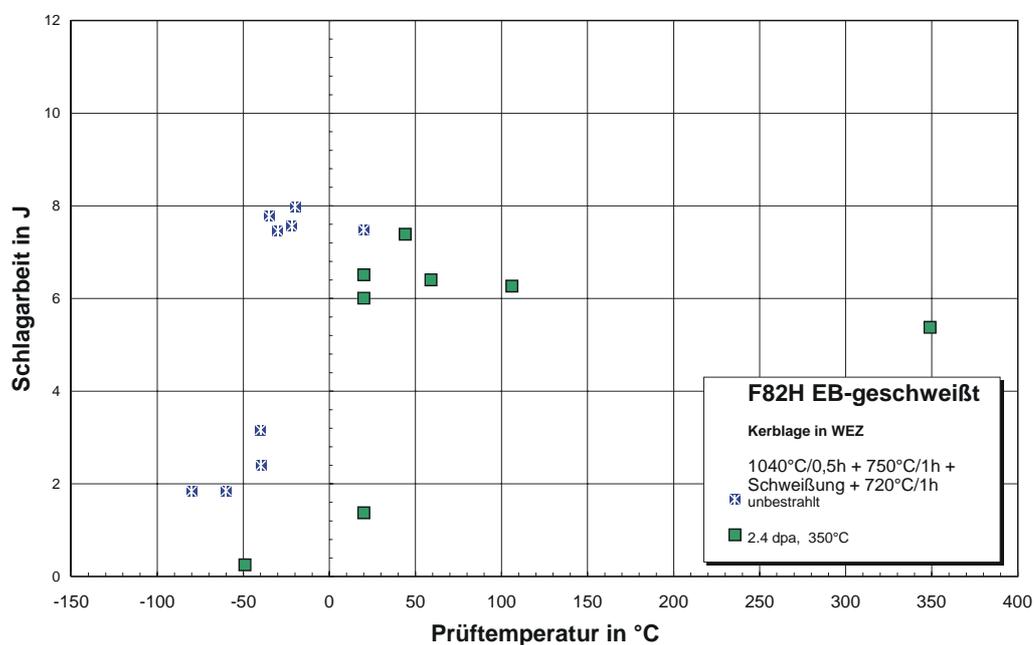
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0809	41	0,37	800
B0810	63	5,61	856
B0811	53	6,16	811
B0812	350	4,98	738
B0813	44	1,91	888
B0814	98	1,20	
B0815	96	5,72	856



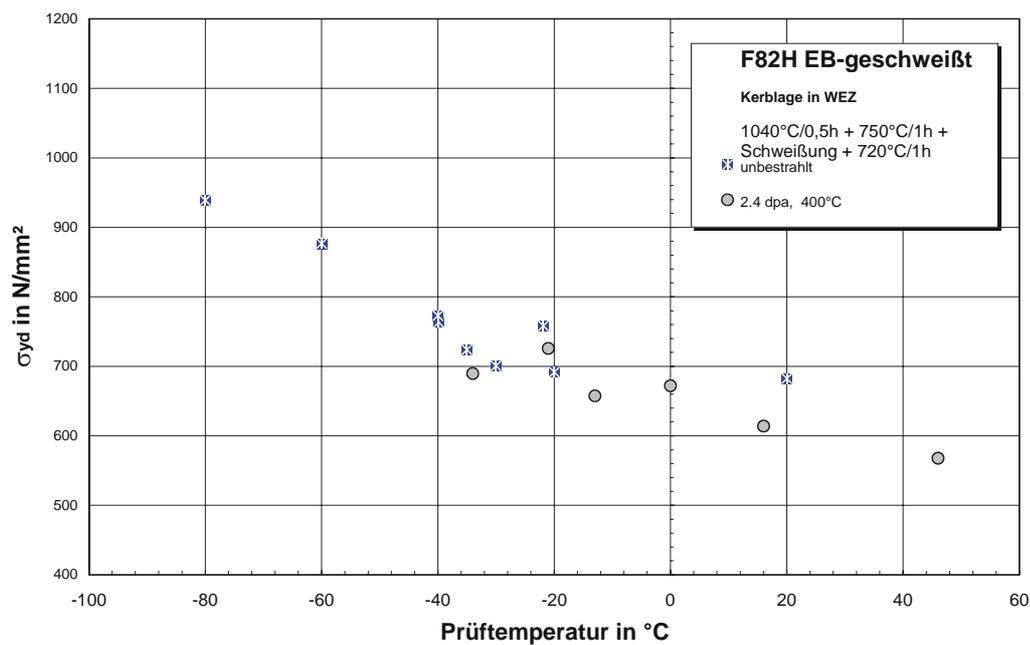
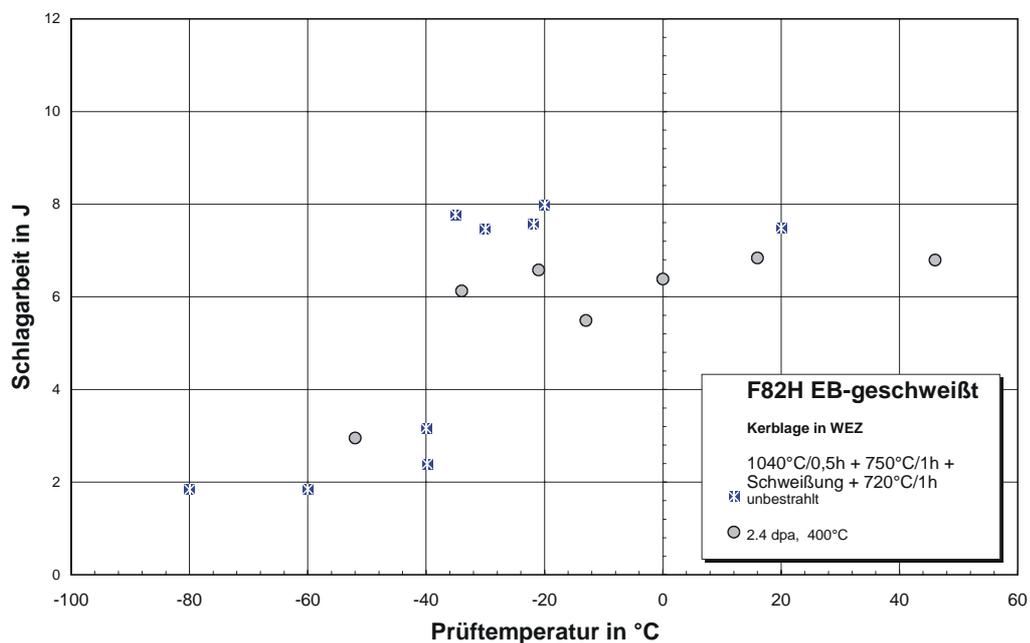
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0816	-49	0,25	800
B0817	20	1,38	853
B0818	59	6,40	711
B0819	44	7,39	698
B0820	20	6,51	707
B0821	20	6,01	704
B0822	349	5,38	524
B0823	106	6,27	557



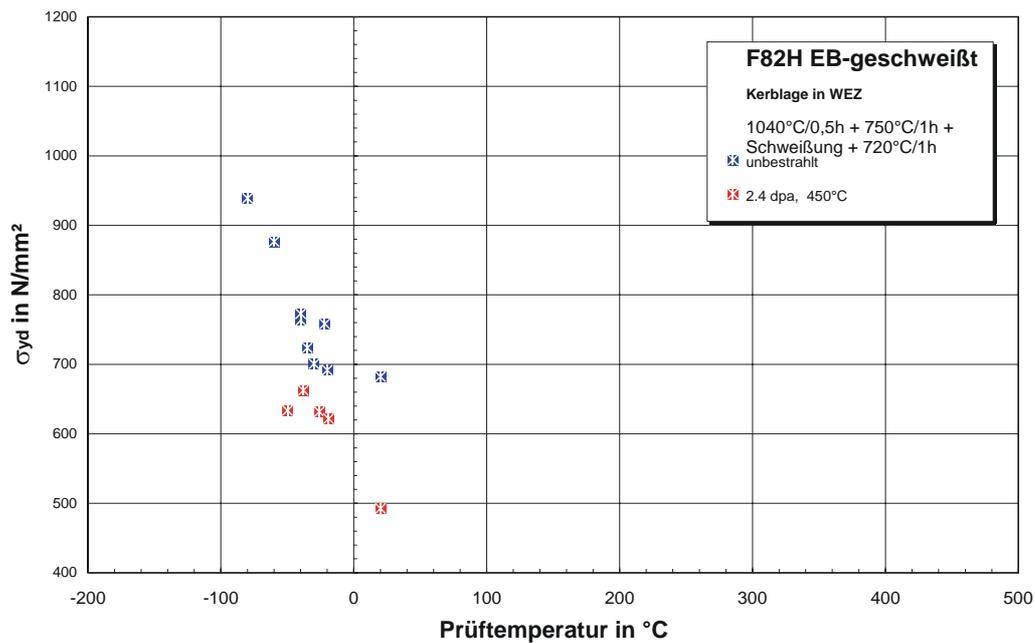
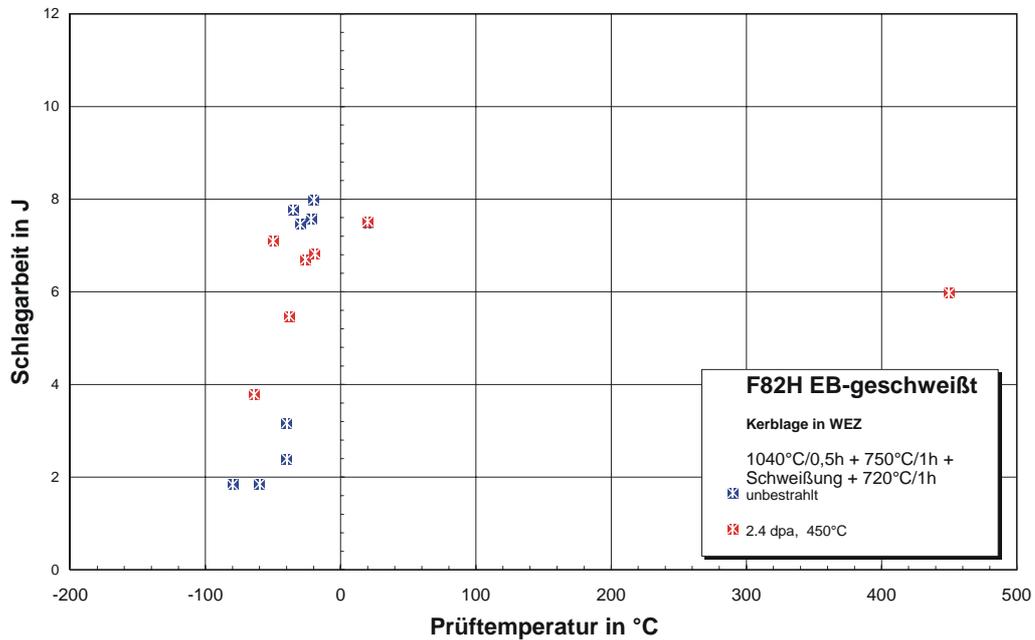
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0824	46	6,80	568
B0825	16	6,84	614
B0826	-13	5,49	658
B0827	0	6,38	672
B0828	-21	6,58	726
B0829	-34	6,13	690
B0830	-52	2,96	



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B0831	-26	6,70	632
B0832	-19	6,82	622
B0833	-38	5,47	663
B0834	20	7,52	493
B0835	-50	7,09	634
B0836	450	5,98	361
B0837	-64	3,78	

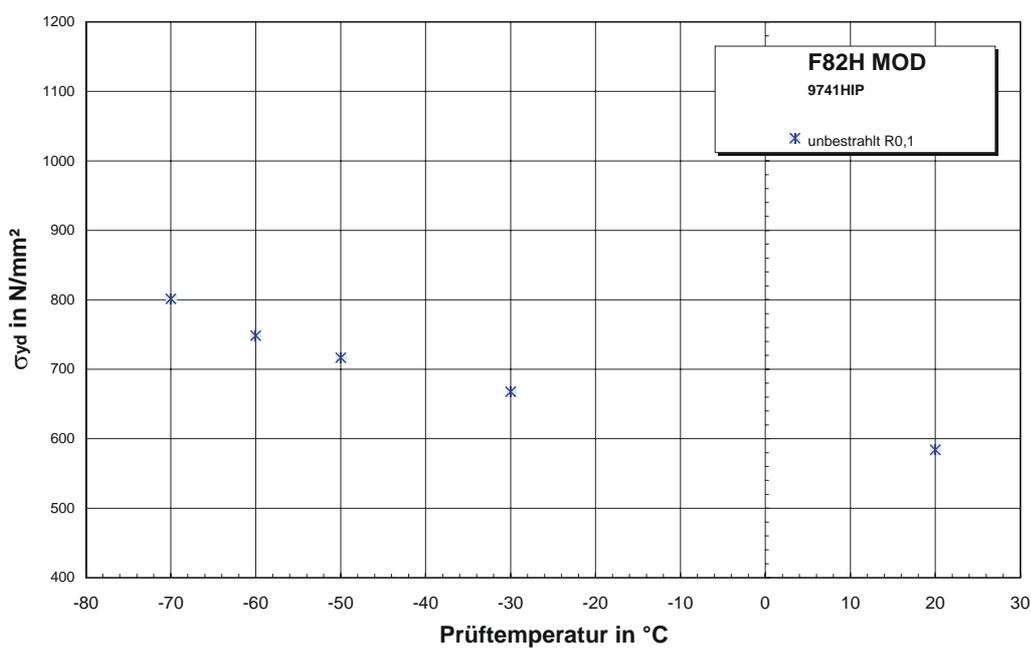
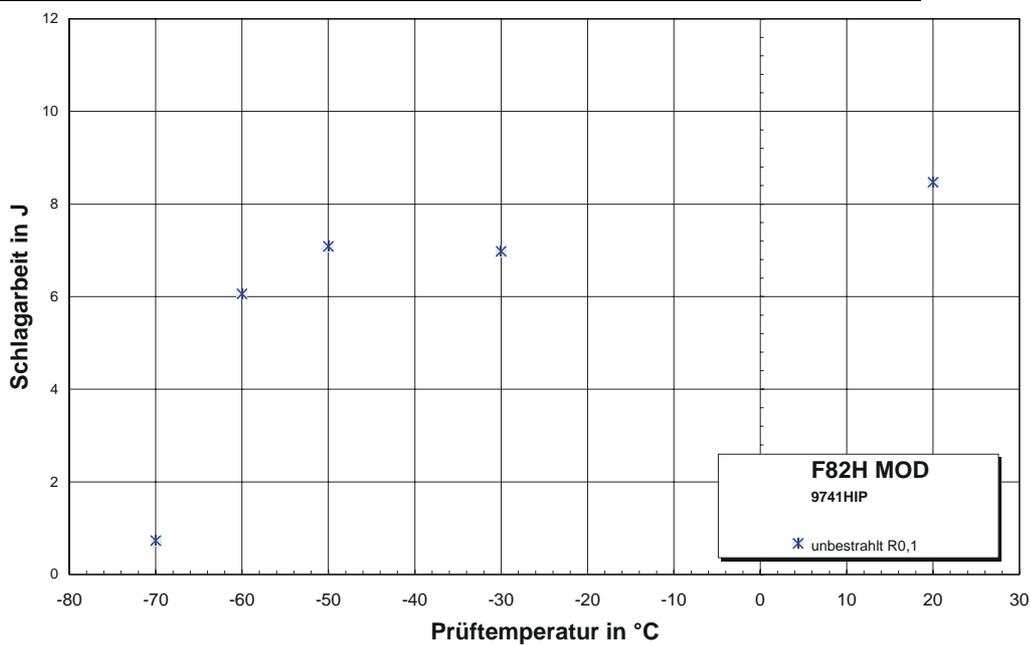


11.1.11 F82H mod. HIP 0,1

11.1.11.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

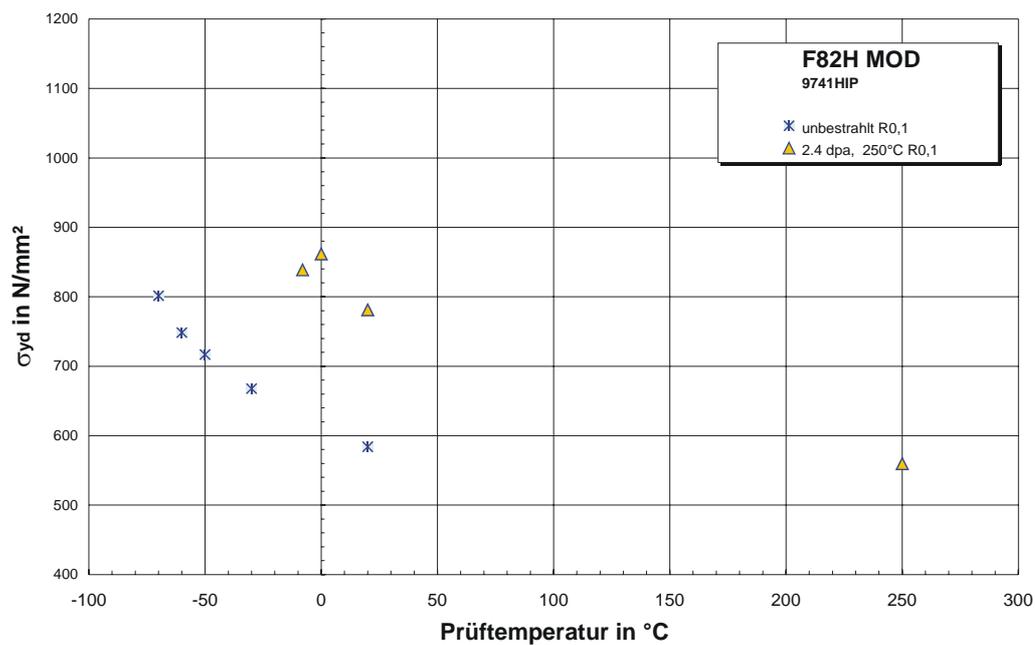
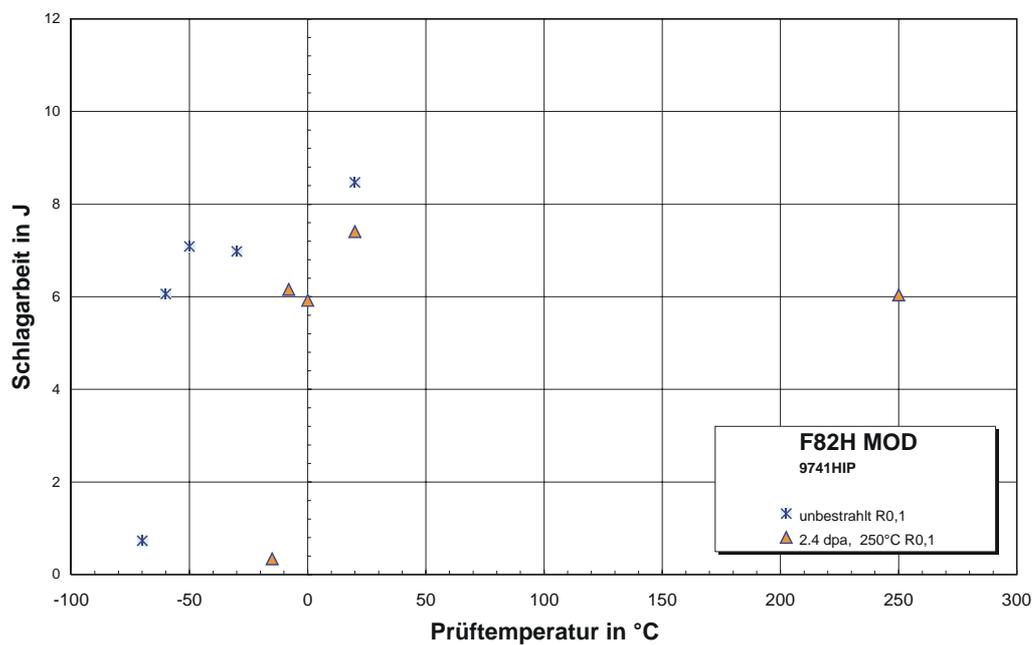
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1111	-30	6,98	668
B1112	20	8,47	584
B1113	-50	7,08	717
B1114	-70	0,73	801
B1115	-60	6,06	748



11.1.11.2 2,4 dpa

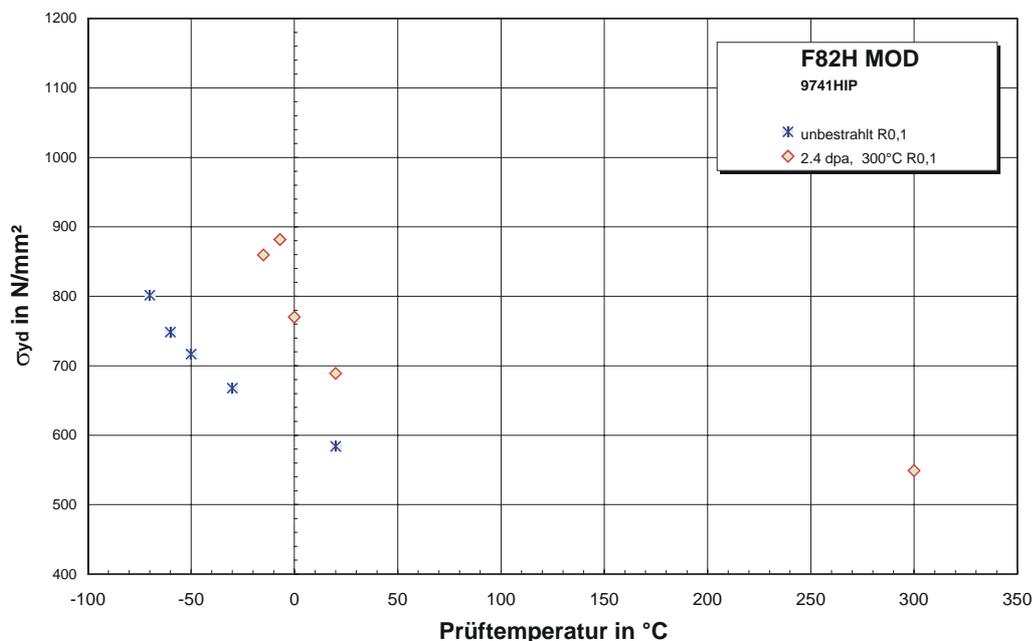
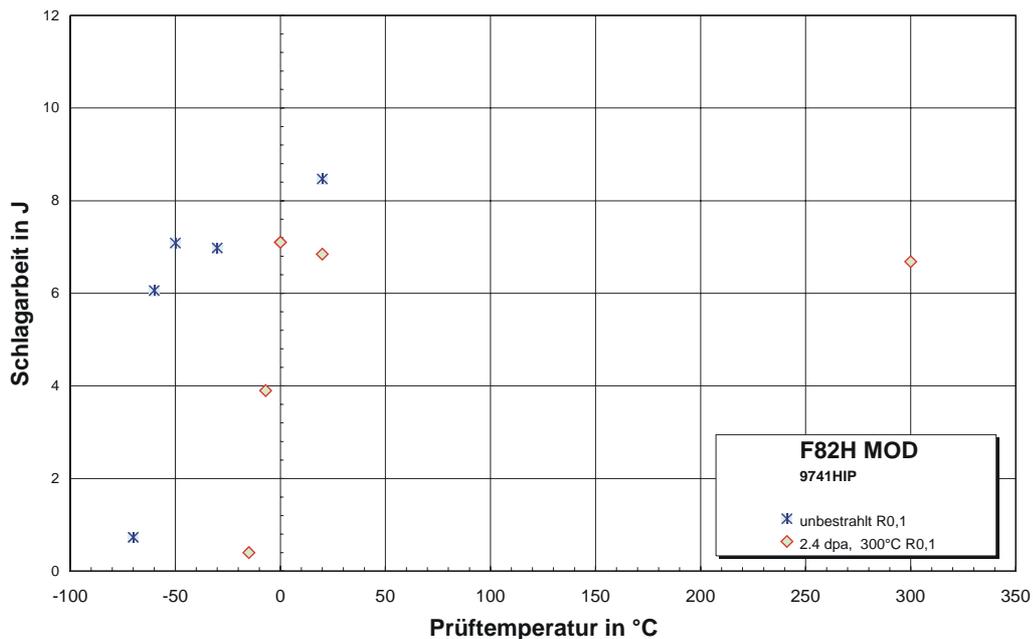
Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1101	-15	0,34	
B1102	20	7,41	781
B1103	0	5,92	862
B1104	-8	6,16	839
B1105	250	6,04	560



Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1106	-15	0,40	859
B1107	20	6,84	689
B1108	0	7,10	770
B1109	-7	3,90	882
B1110	300	6,68	549

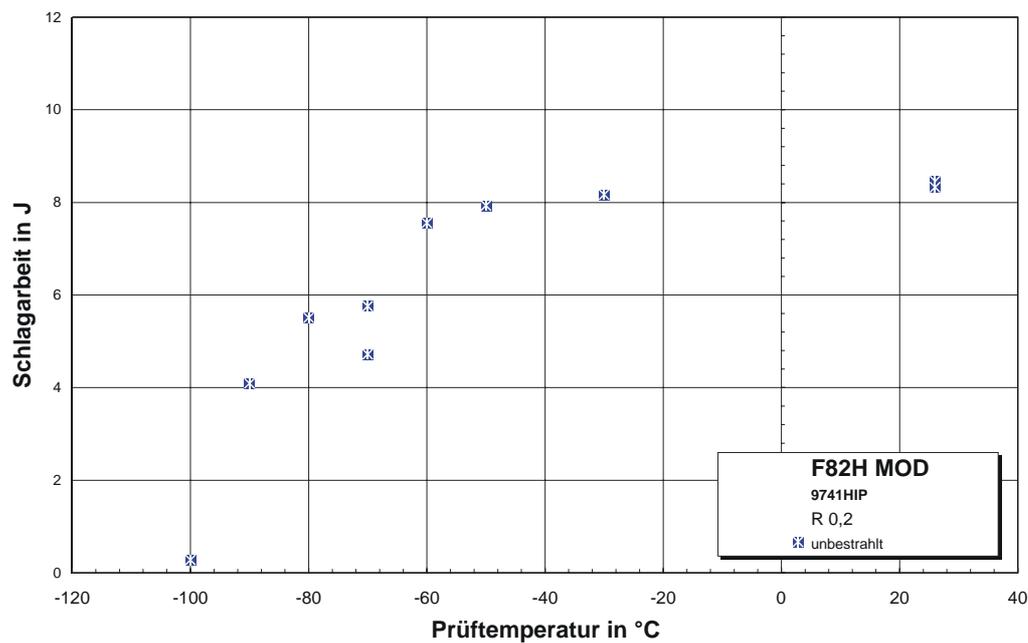


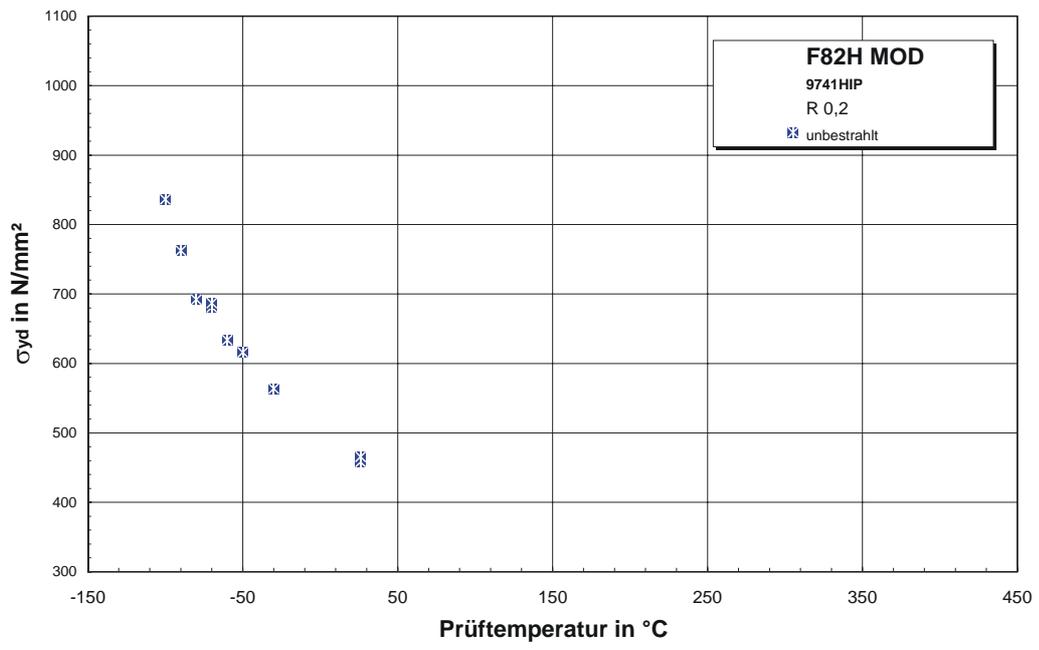
11.1.12 F82H mod. HIP 0,2

11.1.12.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

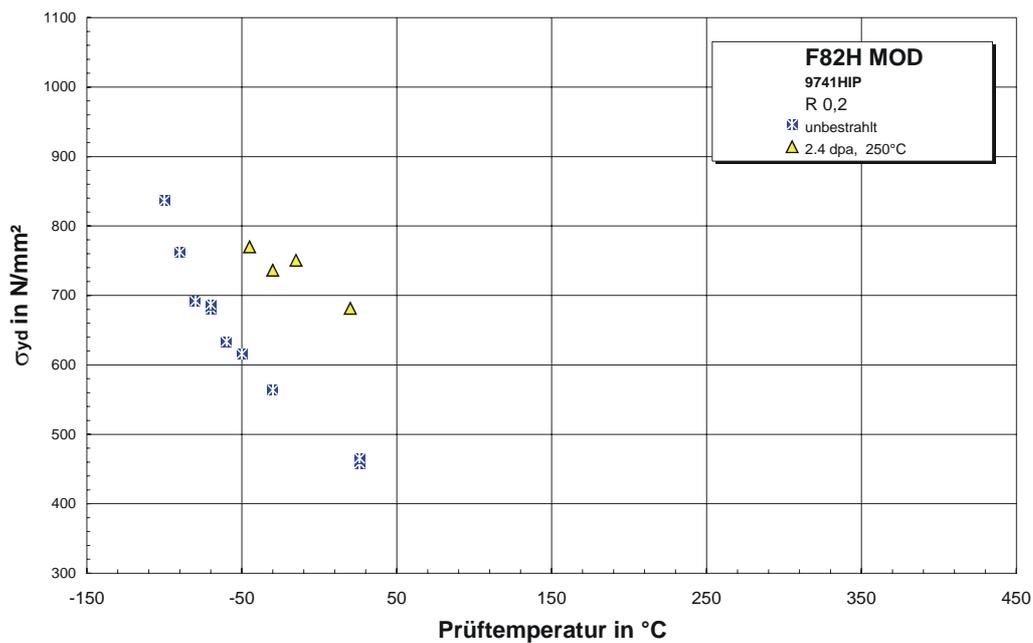
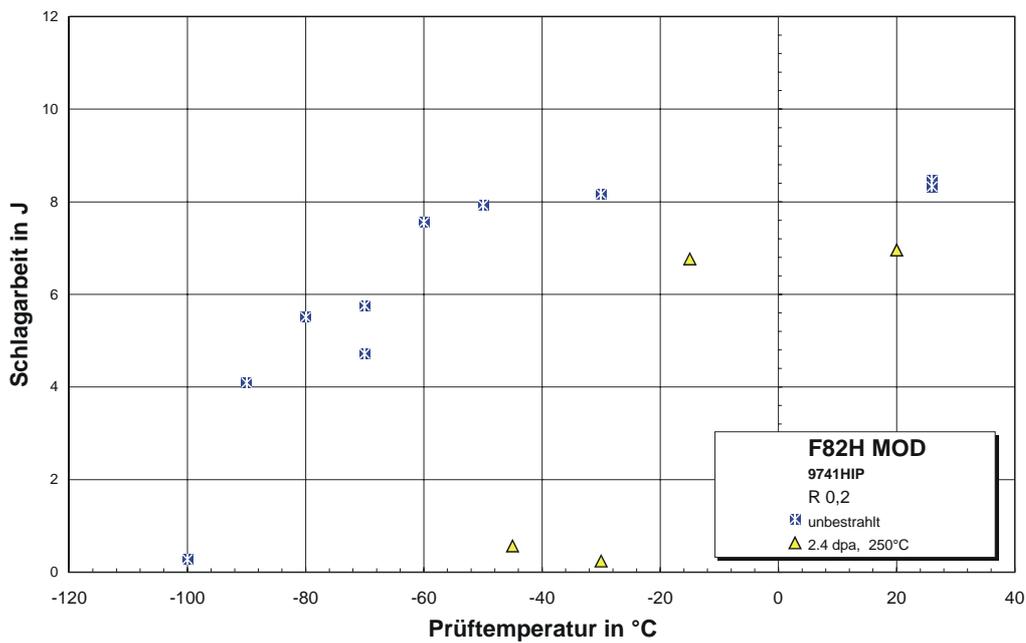
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1240	-100	0,28	836
B1237	26	8,46	458
B1238	26	8,33	466
B1239	-80	5,51	692
B1241	-70	4,72	681
B1242	-90	4,09	762
B1243	-50	7,93	616
B1244	-60	7,56	634
B1245	-30	8,17	564
B1246	-70	5,76	687





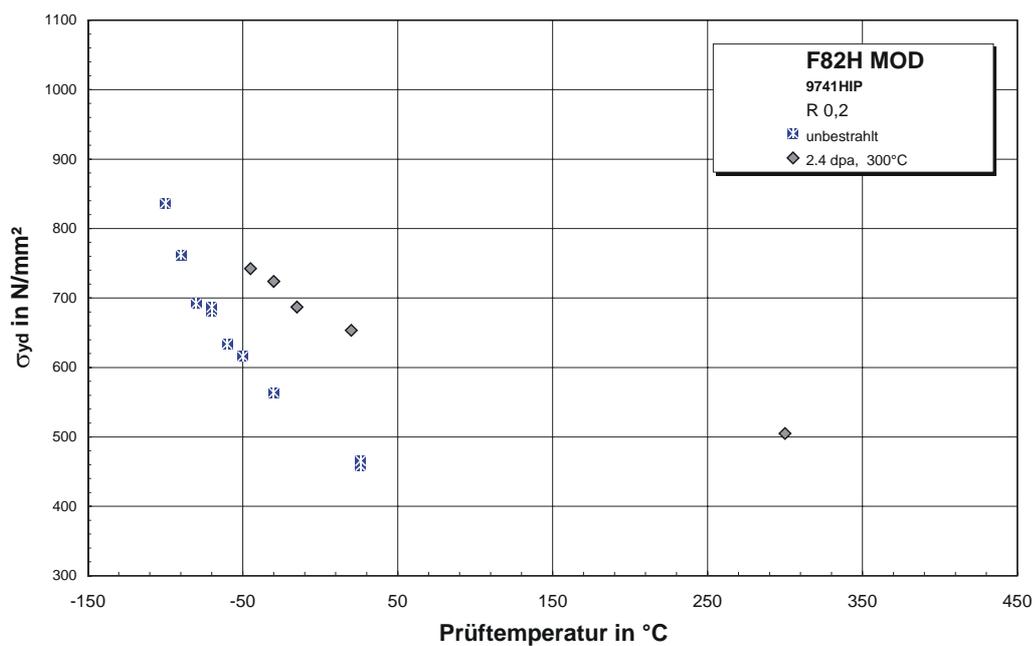
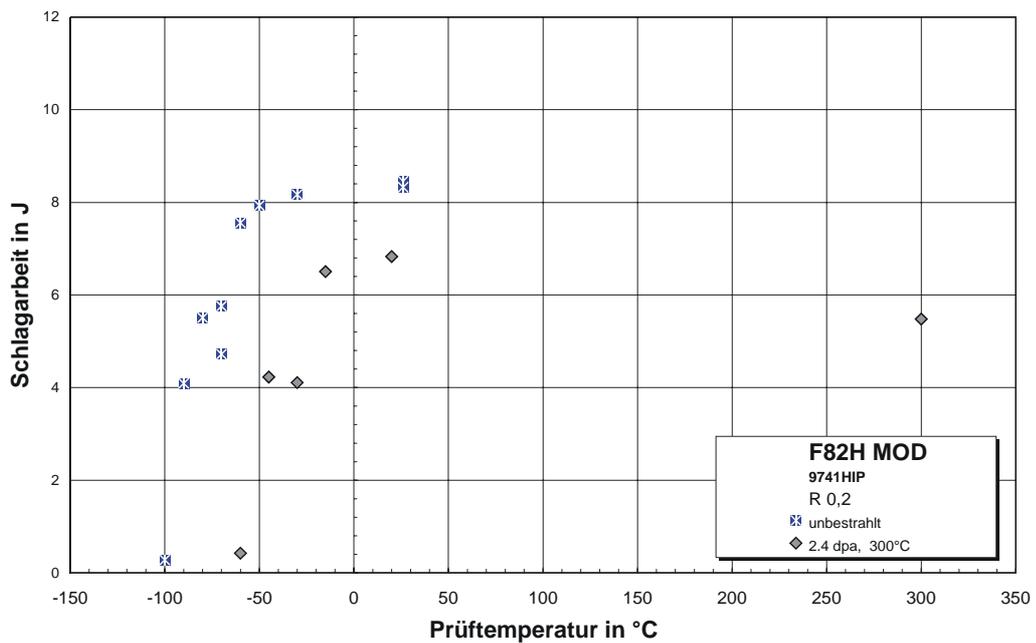
11.1.12.2 2,4 dpa Bestrahlungsparameter: 250°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1201	20	6,96	682
B1202	-15	6,77	751
B1203	-45	0,84	1176
B1204	-30	0,24	
B1205	-23	5,85	750
B1206	250	6,18	481



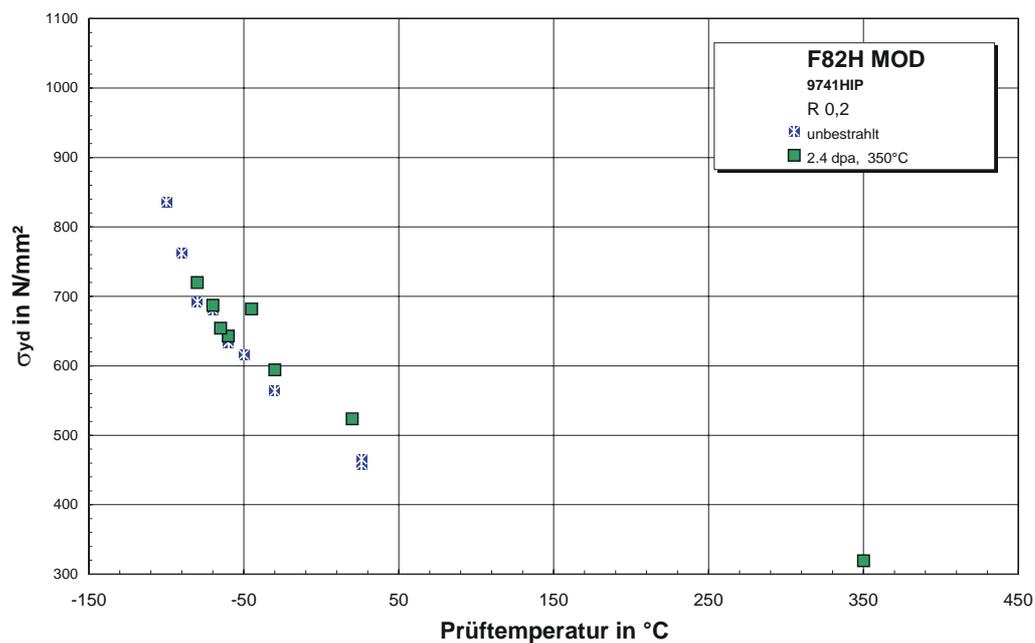
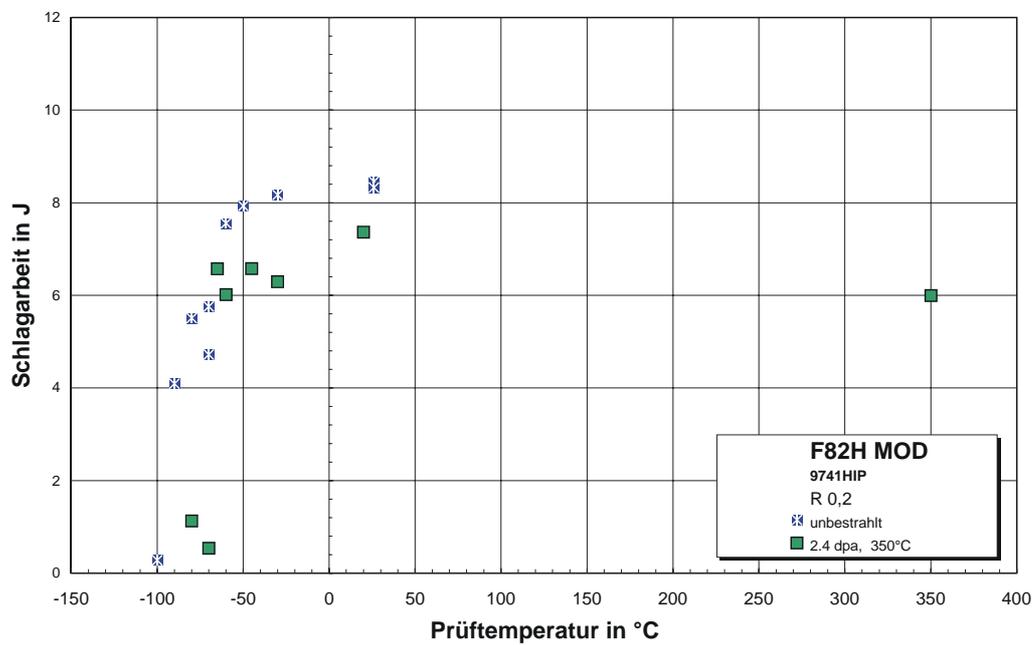
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1207	-15	6,51	687
B1208	20	6,83	654
B1209	-30	4,11	724
B1210	-45	4,23	742
B1211	-60	0,42	
B1212	300	5,48	505



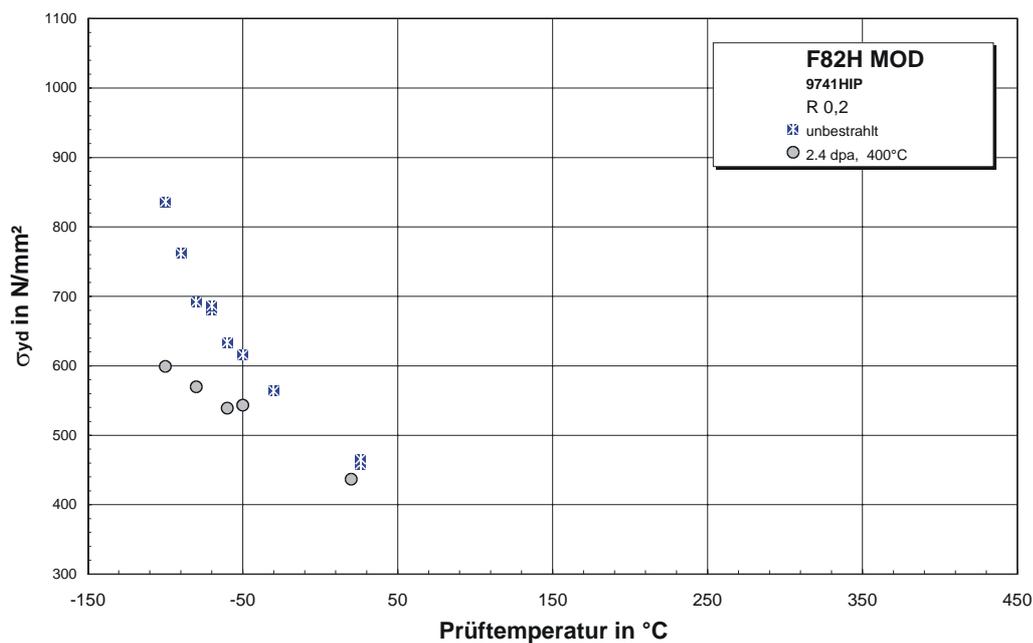
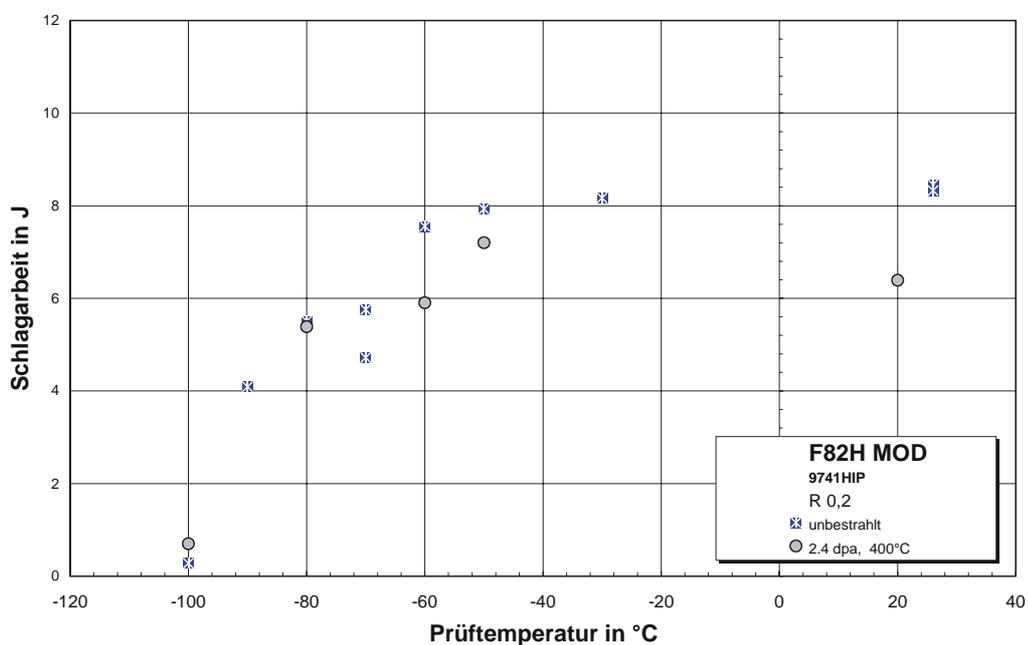
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1213	-45	6,58	690
B1214	20	7,36	524
B1215	-30	6,30	594
B1216	-60	6,02	653
B1217	-80	1,13	720
B1218	-70	0,54	687
B1219	-65	6,57	654
B1220	350	6,00	319



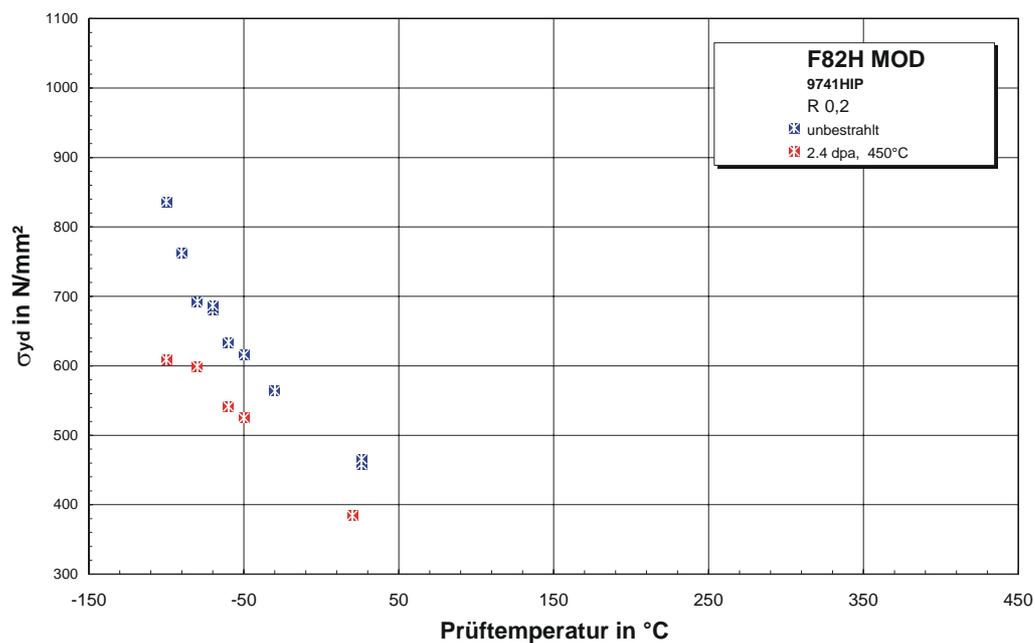
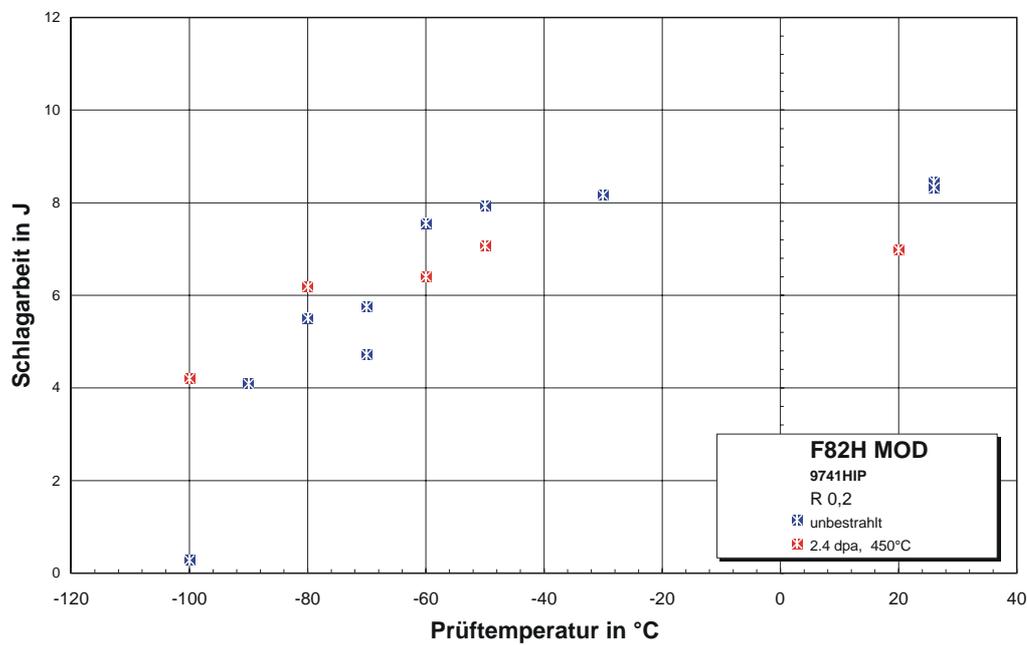
Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1221	-60	5,90	539
B1222	20	6,39	437
B1223	-50	7,20	543
B1224	-80	5,39	570
B1225	-100	0,70	599
B1226	-15	5,89	431
B1227	-90	4,35	617
B1228	400	5,45	272



Bestrahlungsparameter: 450°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1229	-60	6,41	542
B1230	20	6,99	385
B1231	-50	7,08	525
B1232	-80	6,19	599
B1233	-100	4,21	609
B1234	-15	7,00	473
B1235	-110	0,38	
B1236	450	5,87	263

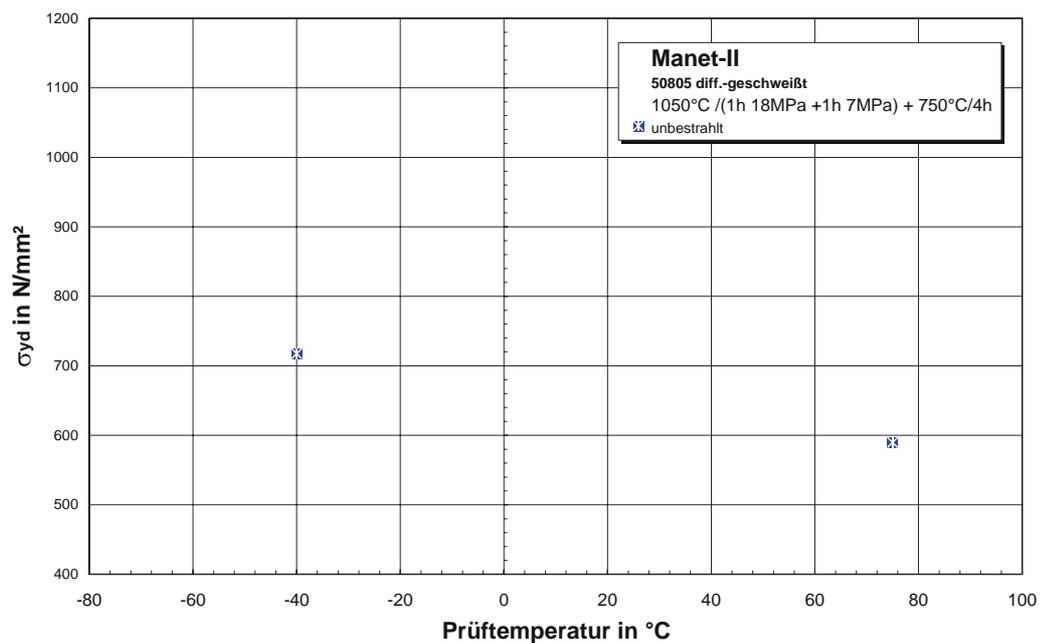
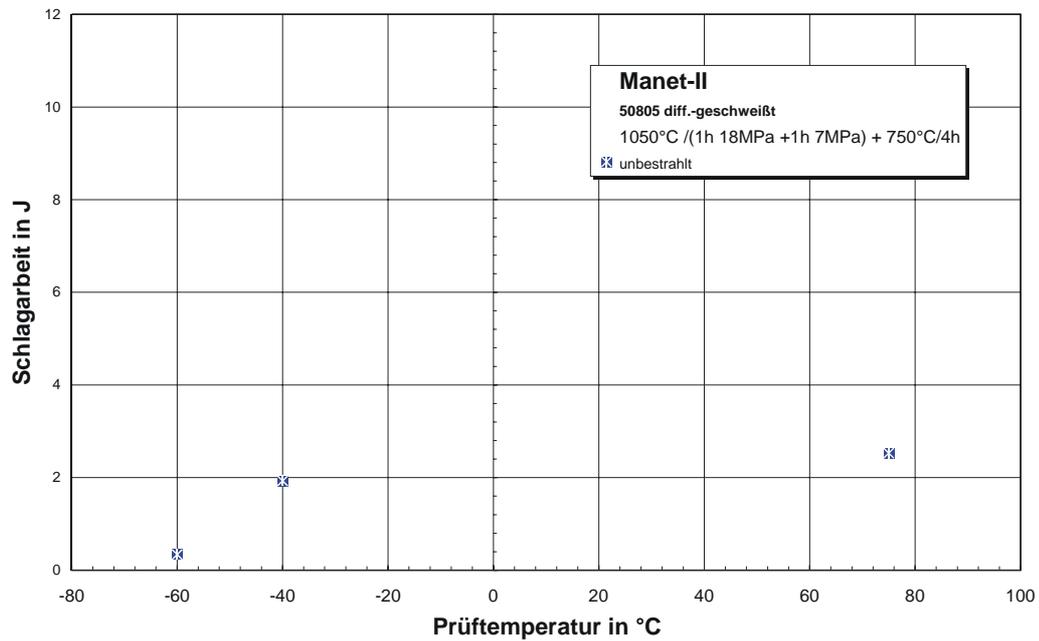


11.1.13 MANET-II diffusionsgeschweißt

11.1.13.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

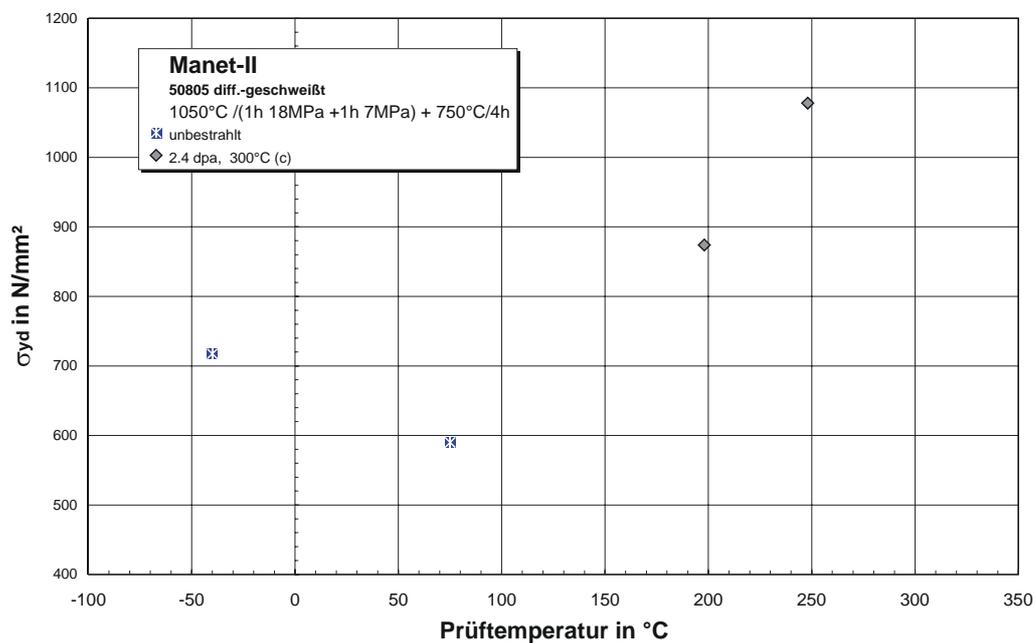
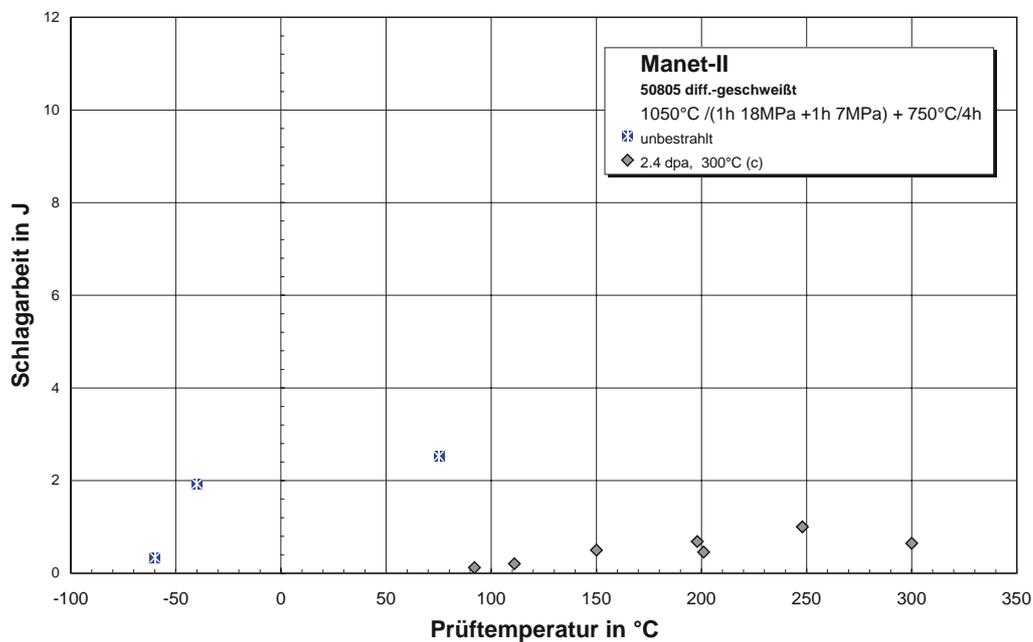
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1309	-40	1,93	718
B1310	75	2,53	590
B1508	-60	0,34	



11.1.13.2 2,4 dpa

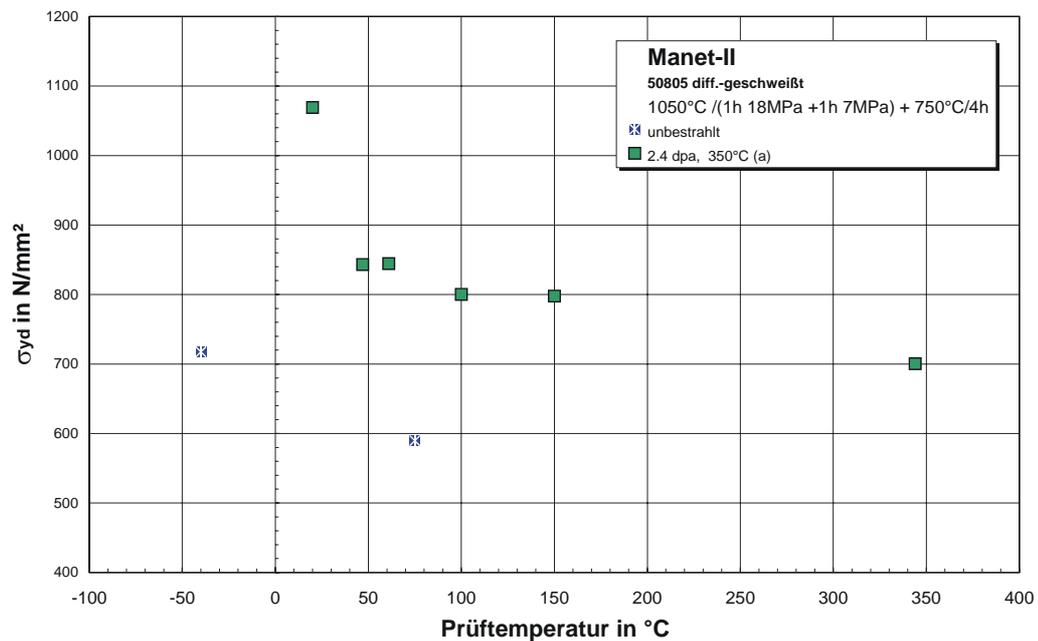
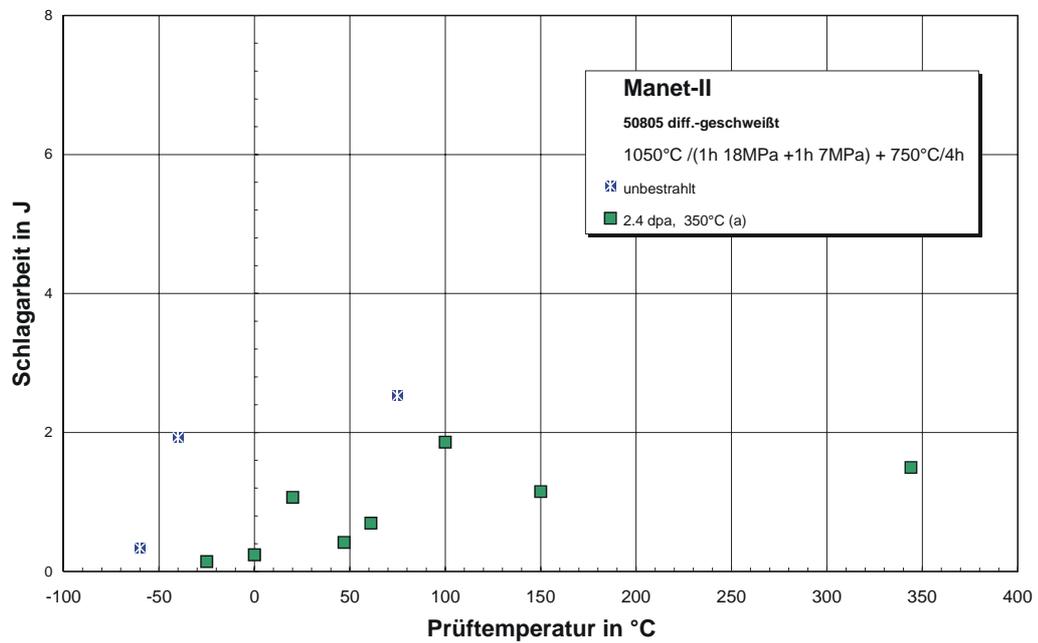
Bestrahlungsparameter: 300°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1501	248	1,00	1078
B1502	111	0,21	
B1503	92	0,12	
B1504	150	0,50	
B1505	201	0,46	
B1506	300	0,65	
B1507	198	0,69	874



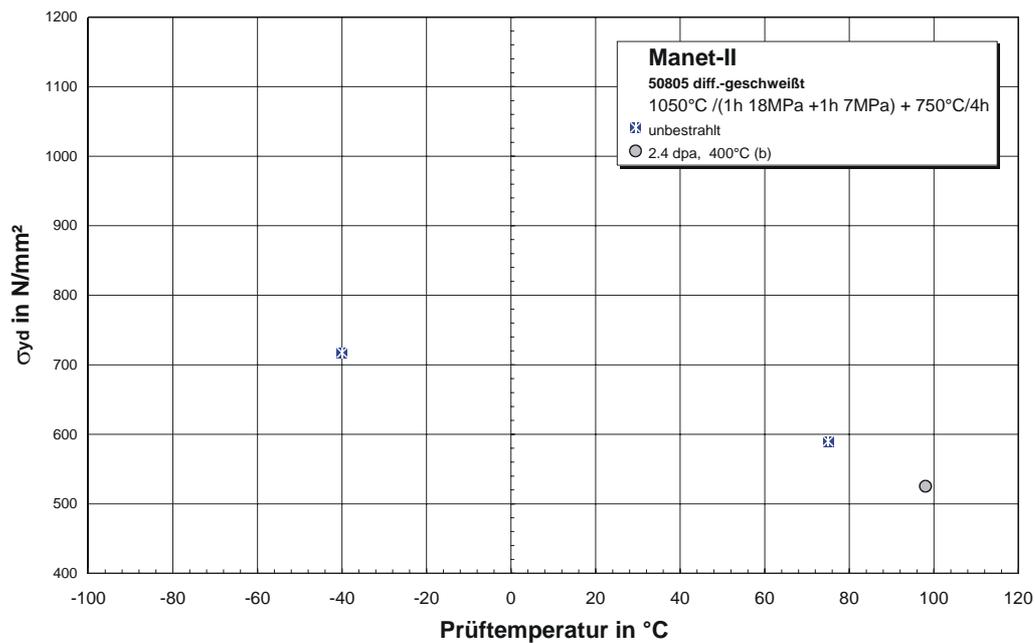
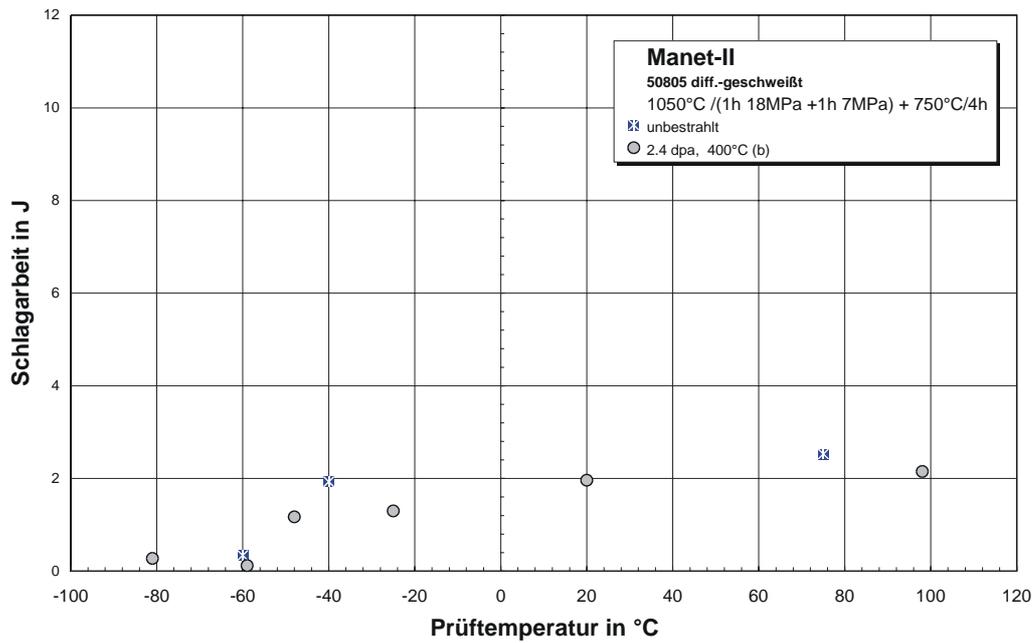
Bestrahlungsparameter: 350°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1301	20	1,07	1069
B1302	100	1,86	800
B1303	344	1,50	701
B1304	-25	0,14	
B1305	61	0,70	844
B1306	150	1,15	798
B1307	0	0,24	
B1308	47	0,42	843



Bestrahlungsparameter: 400°C / 2,4 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
B1401	20	1,96	
B1402	-25	1,30	
B1403	-48	1,17	
B1404	-81	0,27	
B1405	-59	0,12	
B1406	98	2,15	525

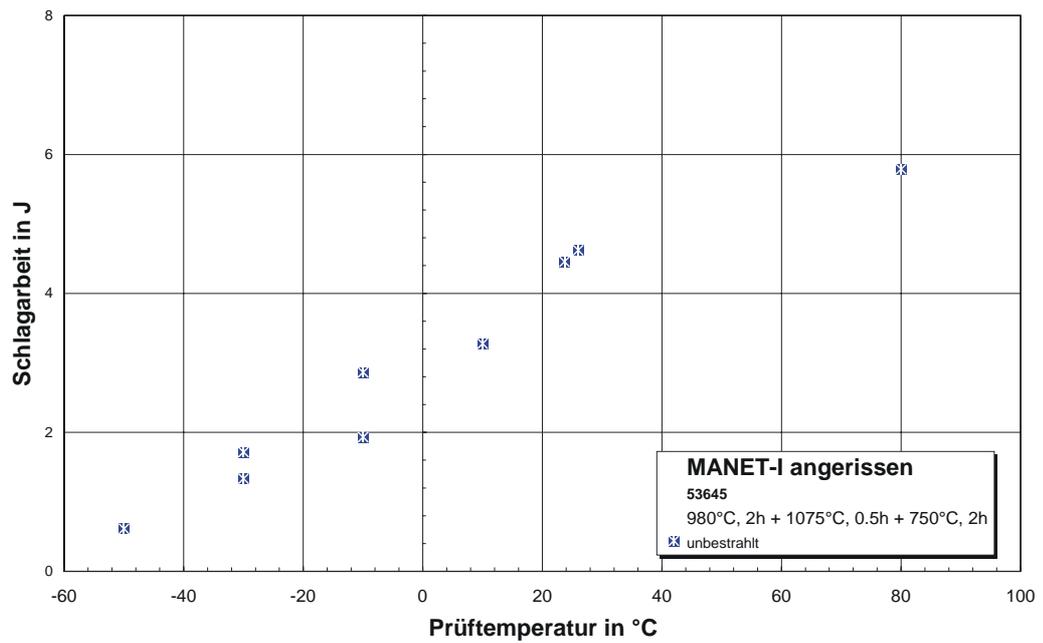


11.1.14 MANET-I angerissen

11.1.14.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

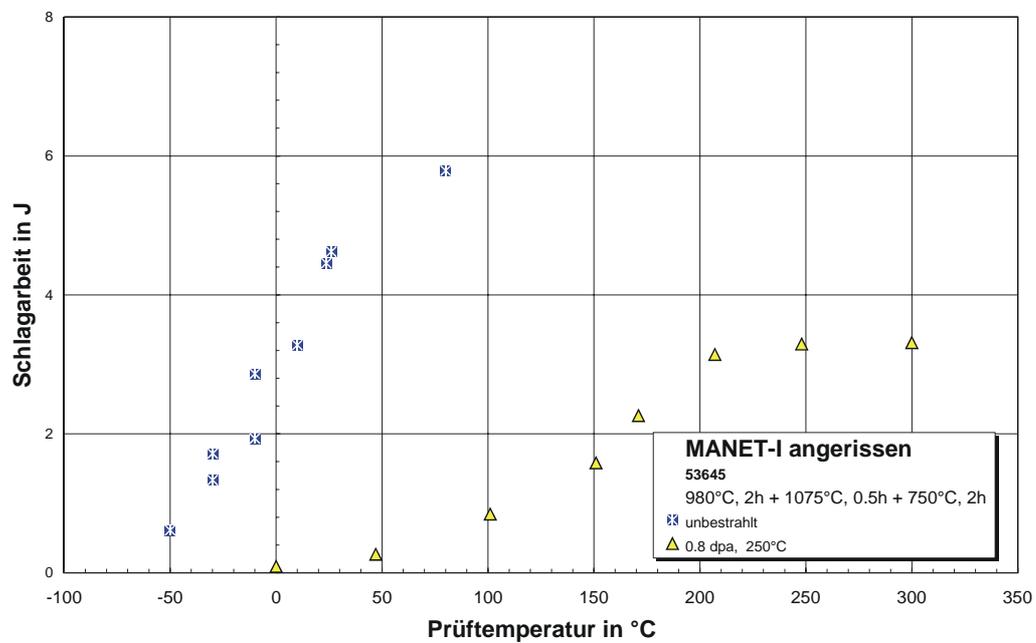
Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
GA01	80.0	5,79
GA02	26.0	4,62
GA03	-10.0	1,93
GA04	-30.0	1,33
GA05	-50.0	0,61
GA06	10.0	3,28
GA07	23.7	4,46
GA08	-30.0	1,72
GA09	-10.0	2,86



11.1.14.2 0,8 dpa

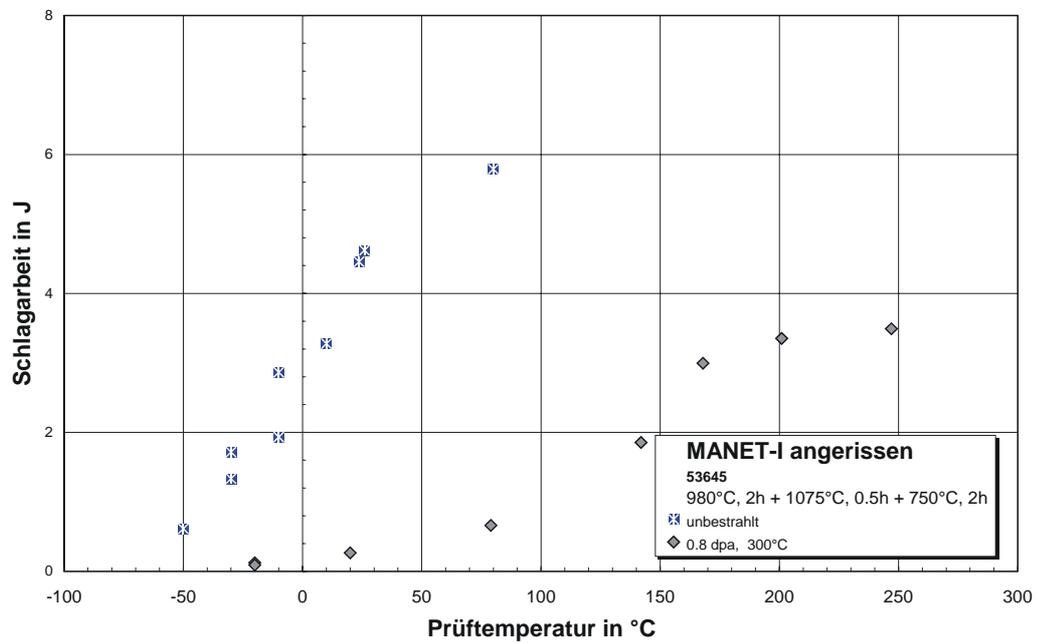
Bestrahlungsparameter: 250°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Z01	171	2,26
Z02	47	0,27
Z03	248	3,29
Z04	0	0,09
Z05	101	0,84
Z06	151	1,58
Z07	207	3,14
Z08	300	3,31



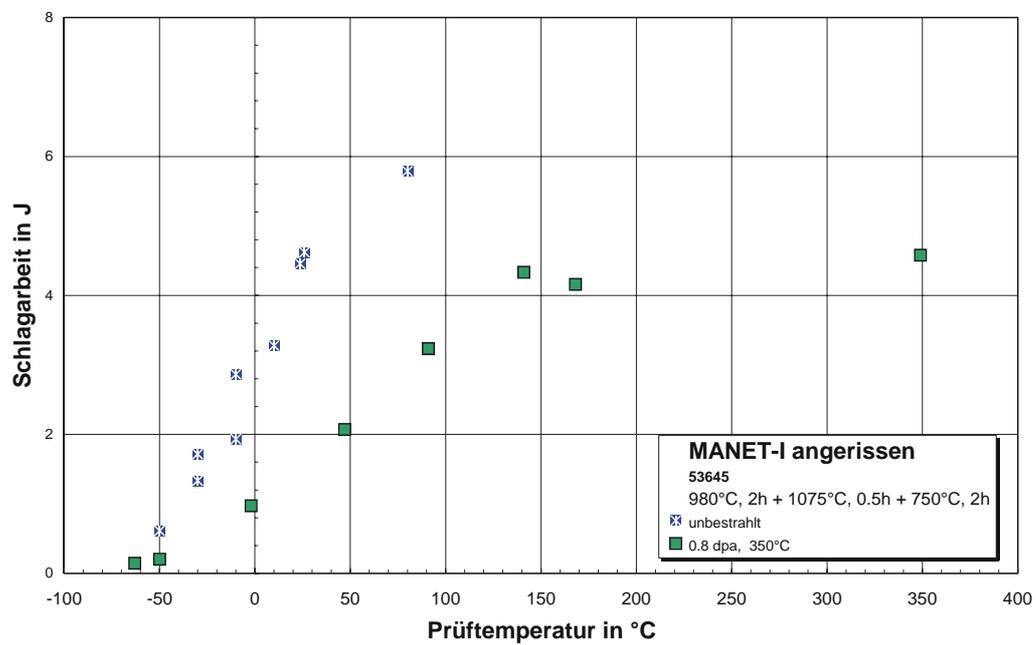
Bestrahlungsparameter: 300°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Z09	79	0,66
Z10	20	0,27
Z11	142	1,85
Z12	247	3,49
Z13	-20	0,12
Z14	201	3,35
Z15	-20	0,09
Z16	168	3,00



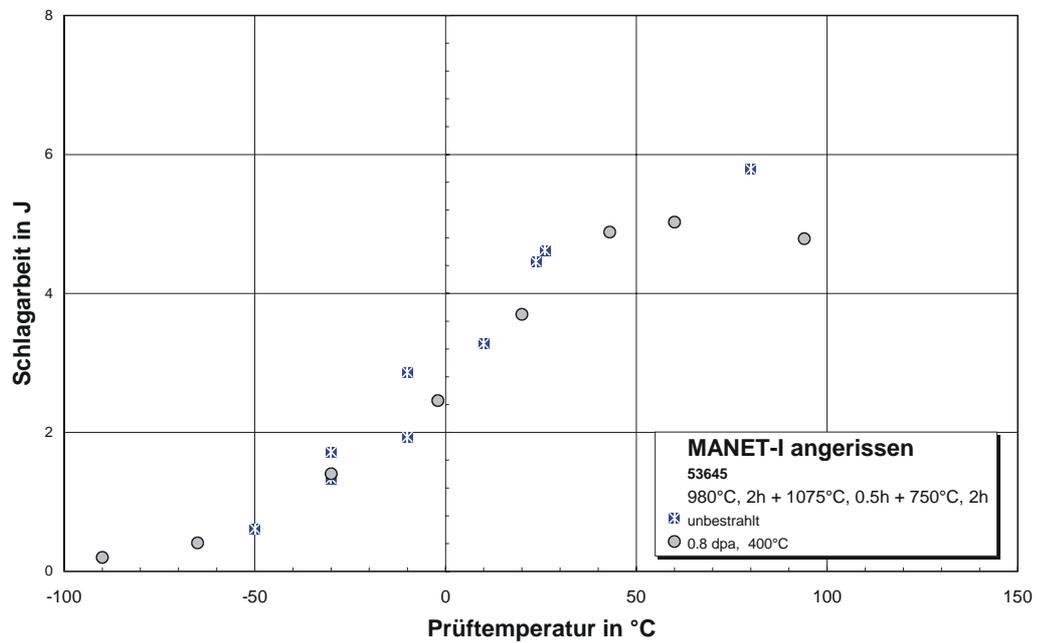
Bestrahlungsparameter: 350°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Z17	91	3,23
Z18	-2	0,97
Z19	141	4,33
Z20	-63	0,15
Z21	47	2,07
Z22	168	4,16
Z23	349	4,58
Z24	-50	0,20



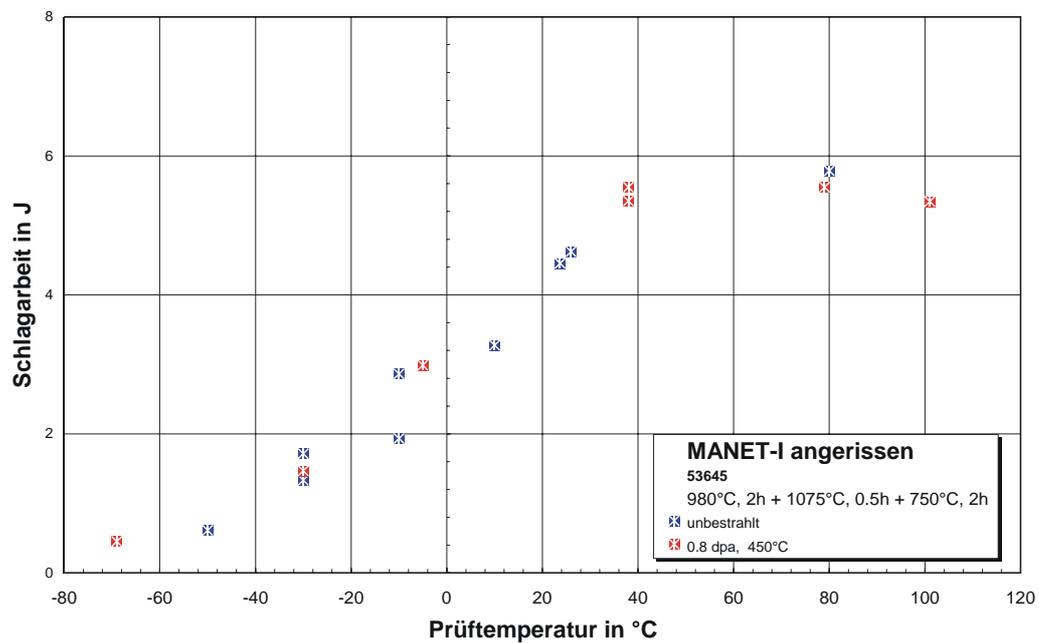
Bestrahlungsparameter: 400°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Z25	20	3,70
Z26	-2	2,46
Z27	60	5,03
Z28	-30	1,41
Z29	94	4,79
Z30	-65	0,41
Z31	43	4,88
Z32	-90	0,20



Bestrahlungsparameter: 450°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Z33	-5	2,99
Z34	-30	1,47
Z35	38	5,35
Z37	79	5,55
Z38	101	5,34
Z39	-69	0,45
Z40	38	5,55

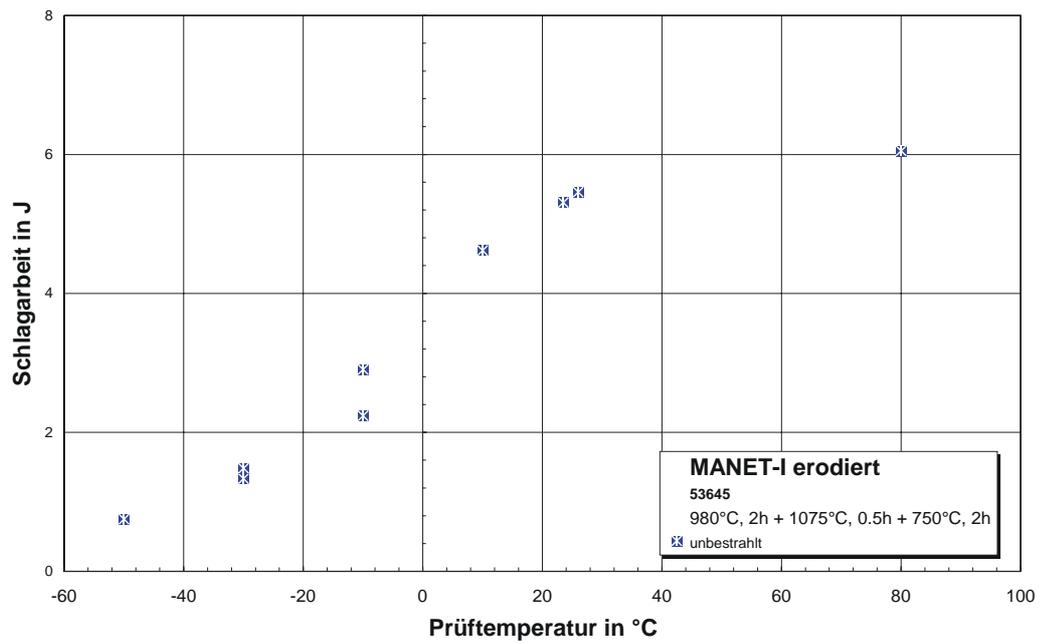


11.1.15 MANET-I erodiert

11.1.15.1 Unbestrahlt

Unbestrahlte Experimente

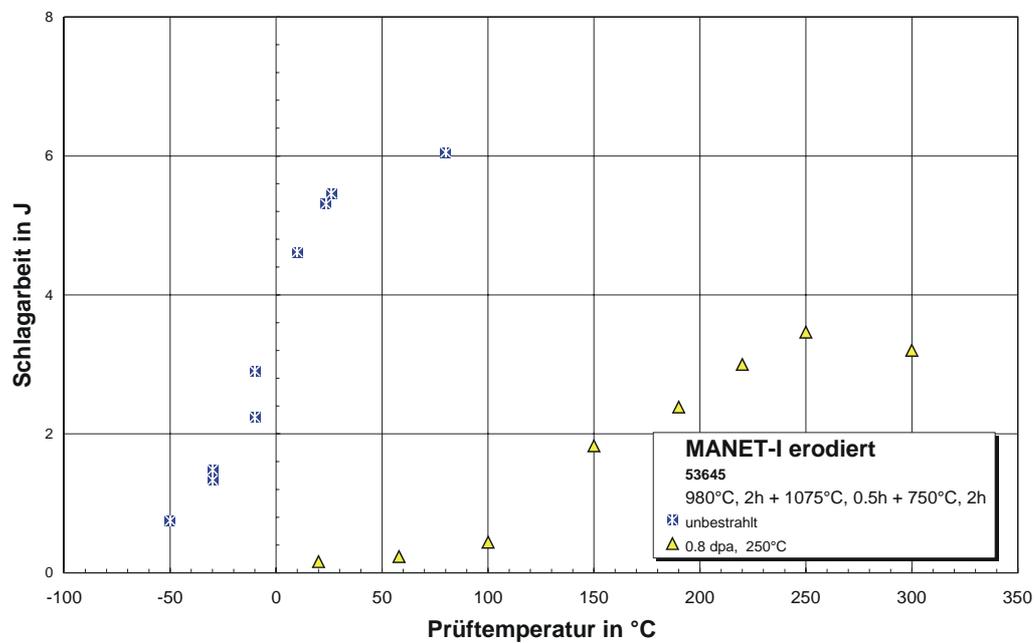
Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
GE01	80.0	6,05
GE02	26.0	5,46
GE03	-10.0	2,24
GE04	-30.0	1,33
GE05	-50.0	0,75
GE06	10.0	4,62
GE07	23.5	5,31
GE08	-30.0	1,48
GE09	-10.0	2,91



11.1.15.2 0,8 dpa

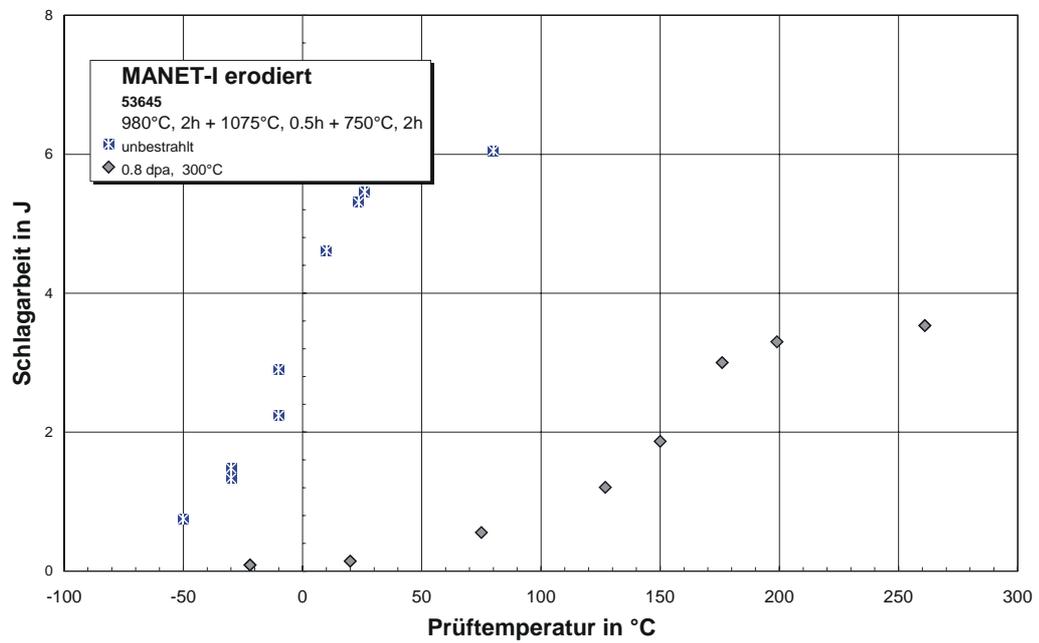
Bestrahlungsparameter: 250°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
Y01	190	2,39
Y02	100	0,44
Y03	250	3,46
Y04	150	1,83
Y05	20	0,16
Y06	300	3,20
Y07	58	0,23
Y08	220	3,00



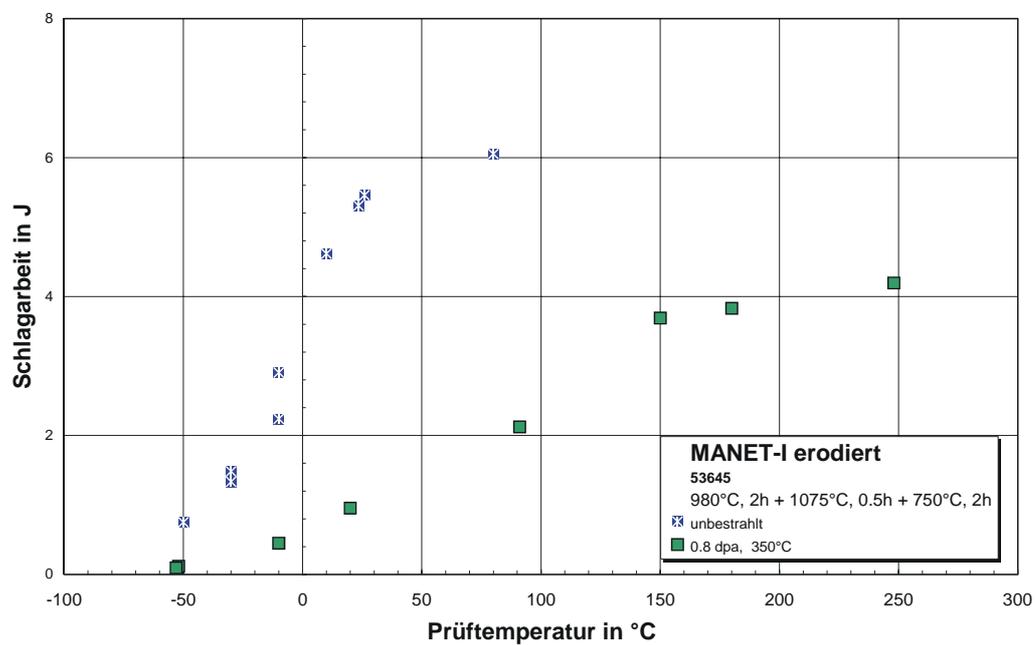
Bestrahlungsparameter: 300°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Y09	127	1,21
Y10	20	0,14
Y11	176	3,00
Y12	261	3,53
Y13	75	0,56
Y14	150	1,87
Y15	199	3,30
Y16	-22	0,09



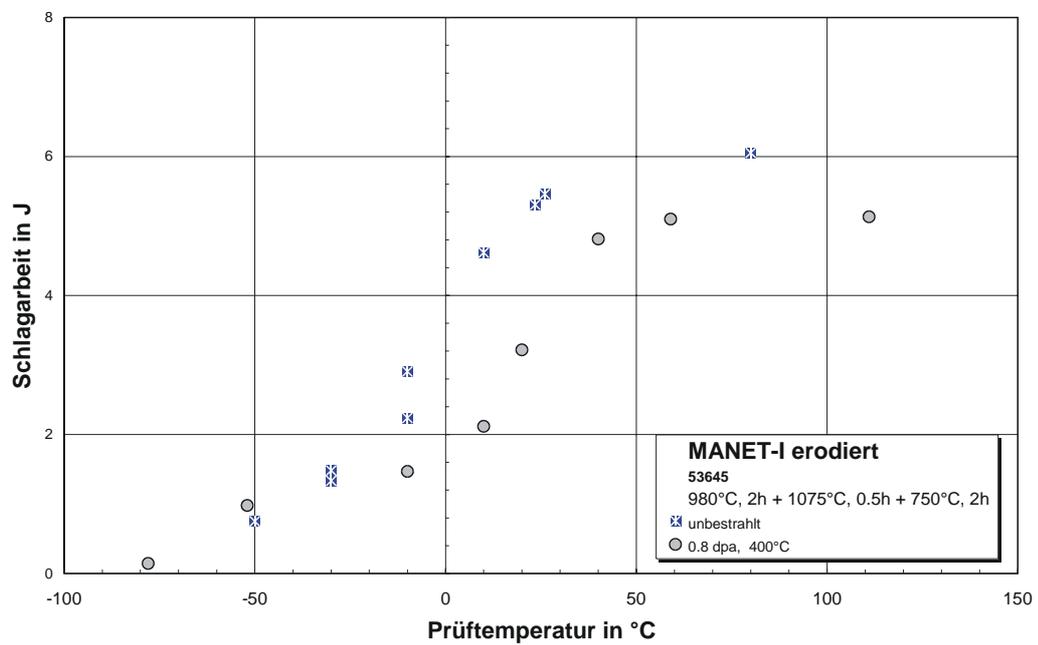
Bestrahlungsparameter: 350°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Y17	91	2,12
Y18	20	0,95
Y19	150	3,69
Y20	-10	0,45
Y21	180	3,83
Y22	-52	0,12
Y23	248	4,20
Y24	-53	0,10



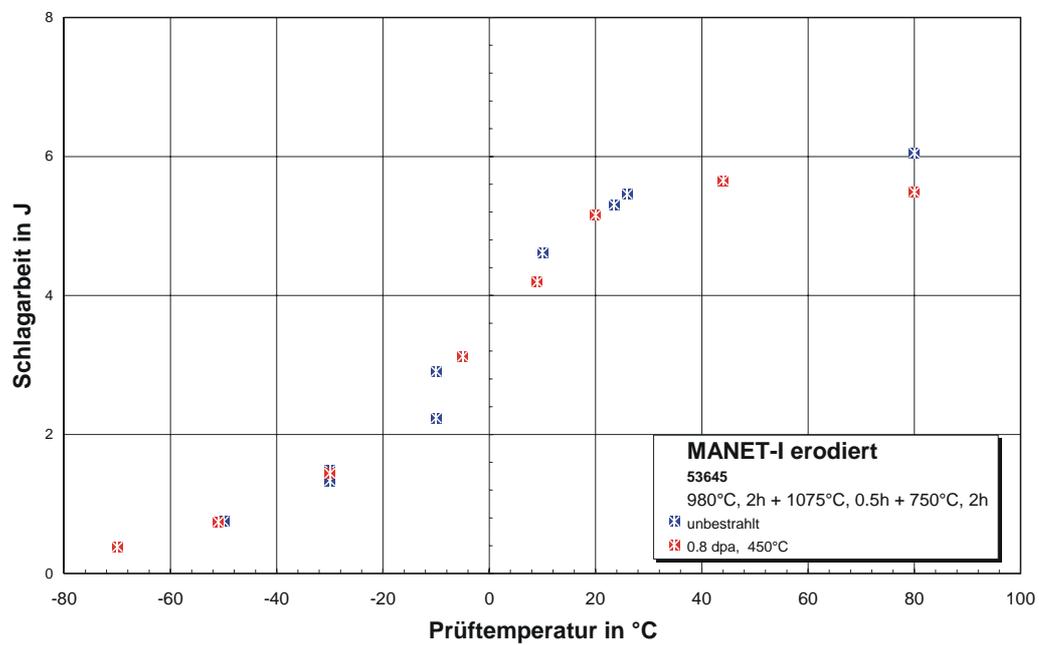
Bestrahlungsparameter: 400°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J
Y25	10	2,12
Y26	-10	1,47
Y27	40	4,81
Y28	-52	0,98
Y29	59	5,10
Y30	20	3,22
Y31	111	5,13
Y32	-78	0,15



Bestrahlungsparameter: 450°C / 0,8 dpa

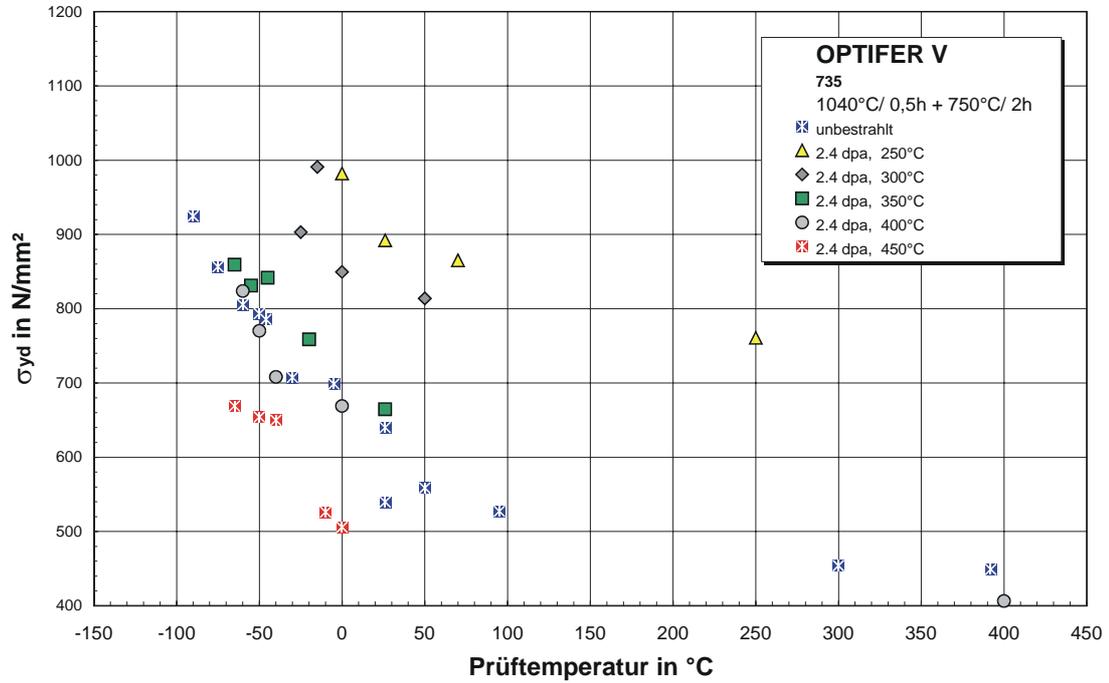
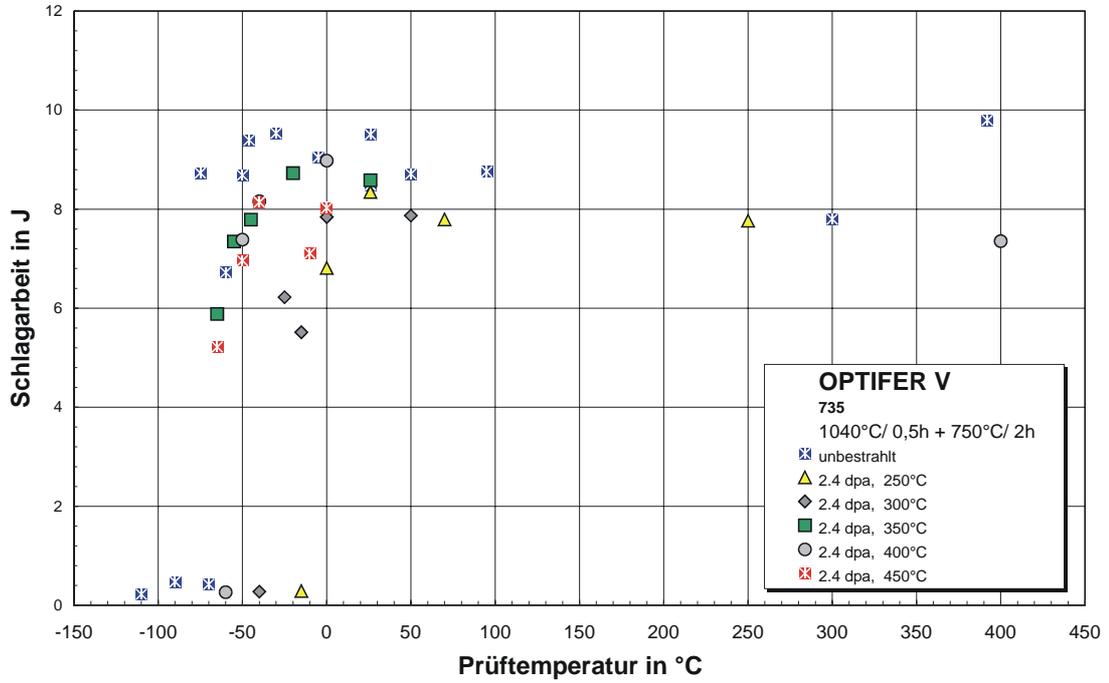
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J
Y33	-5	3,13
Y34	20	5,16
Y35	-51	0,74
Y36	-30	1,44
Y37	9	4,20
Y38	-70	0,38
Y39	80	5,49
Y40	44	5,66



11.2 AUSWERTEERGEBNISSE

11.2.1 OPTIFER-V (1040°C/0,5h + 750°C/2h)

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

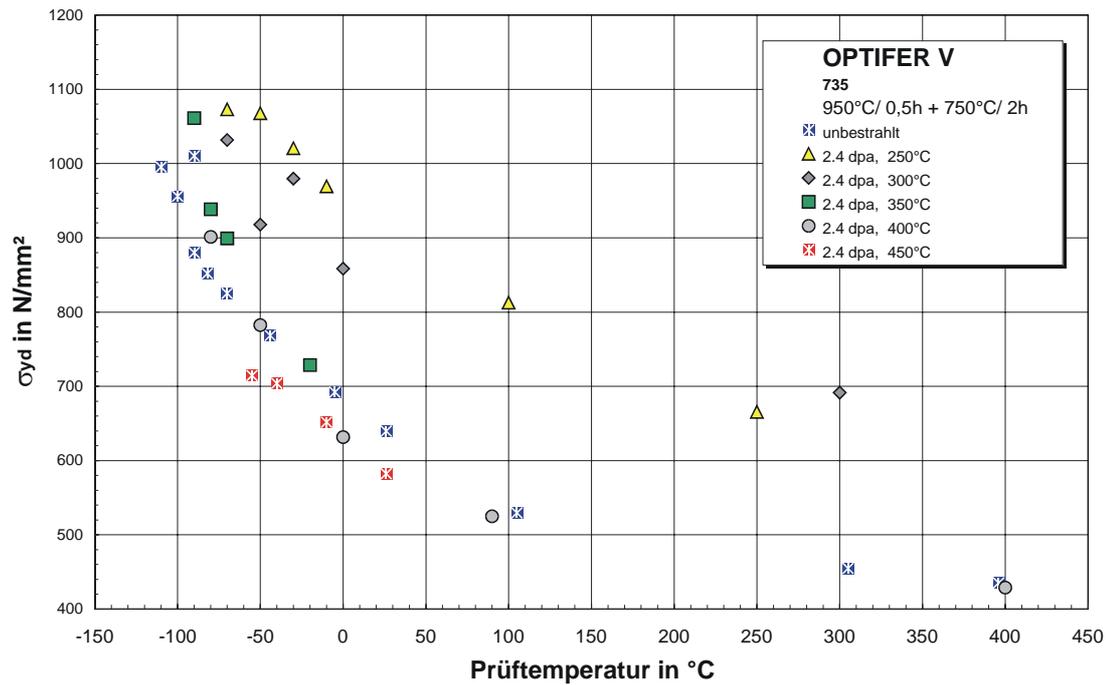
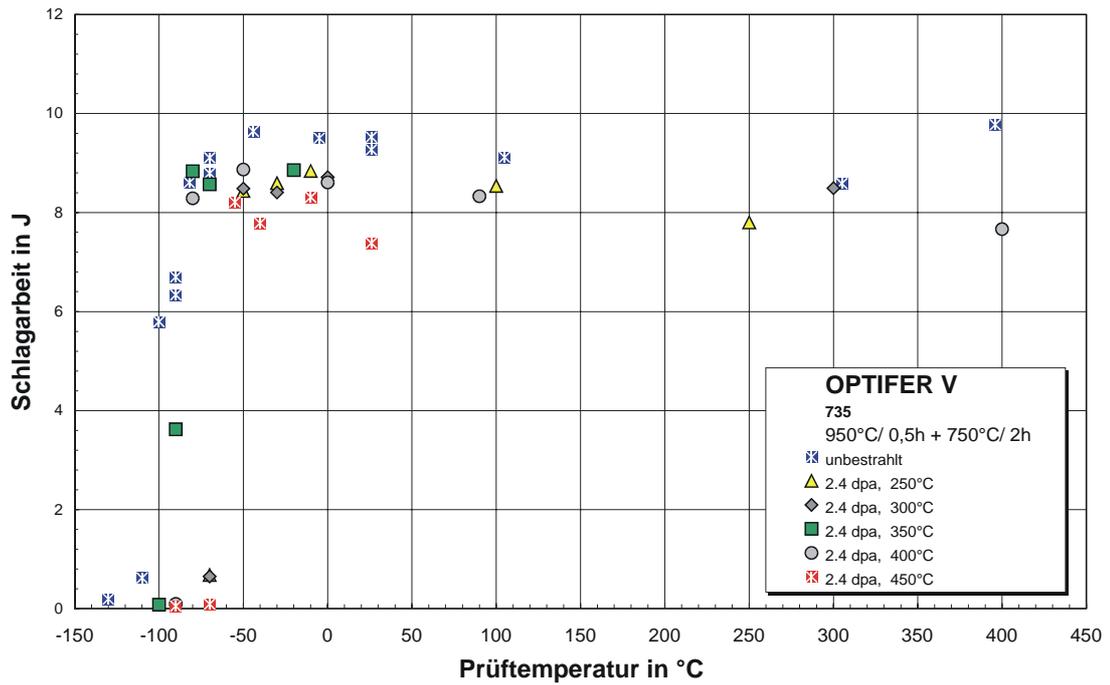


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	8.30	-8	20	883
2,4 dpa / 300 °C	7.90	-28	0	640
2,4 dpa / 350 °C	8.75	-65	-20	656
2,4 dpa / 400 °C	9.00	-58	-40	804
2,4 dpa / 450 °C	8.30	-70	-40	804
Unbestrahlt	9.50	-80	-50	605

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-12.6%	72	70	278
2,4 dpa / 300 °C	-16.8%	52	50	35
2,4 dpa / 350 °C	-7.9%	15	30	51
2,4 dpa / 400 °C	-5.3%	22	10	199
2,4 dpa / 450 °C	-12.6%	10	10	199

11.2.2 OPTIFER-V (950°C/0,5h + 750°C/2h)

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

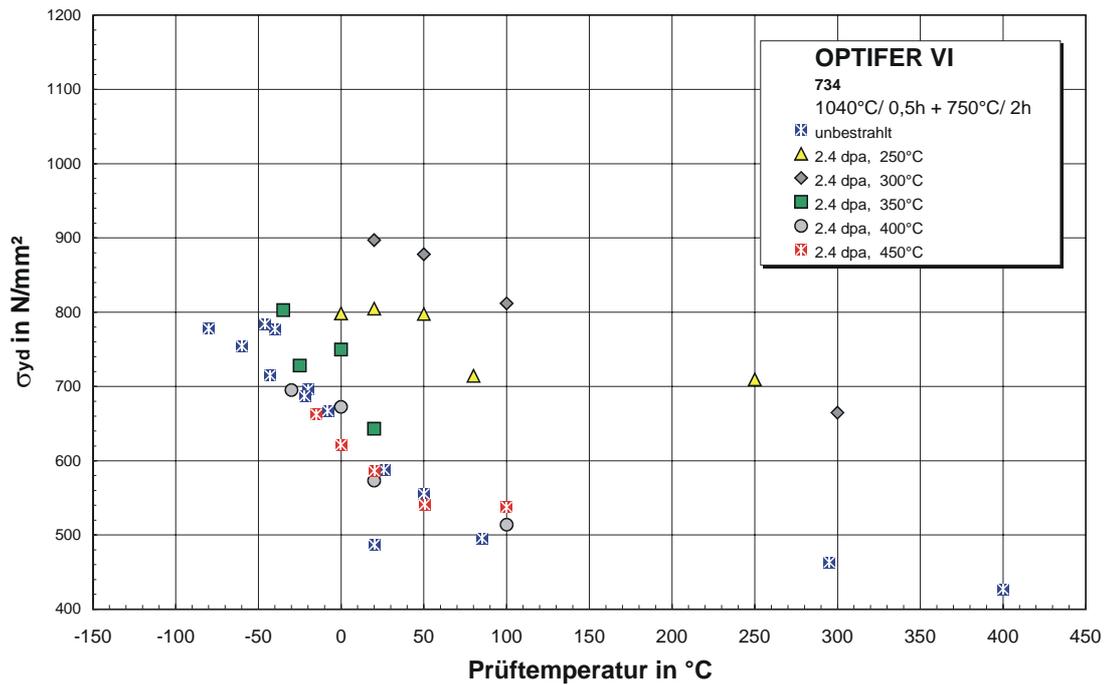
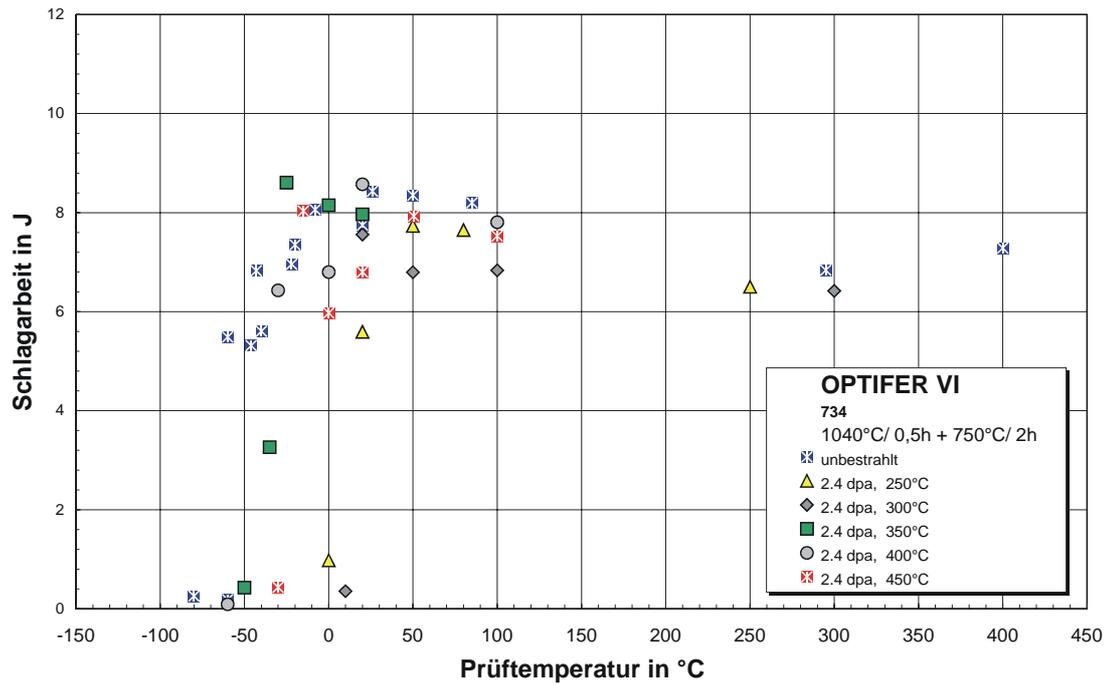


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	8.85	-65	-60	935
2,4 dpa / 300 °C	8.75	-62	-50	855
2,4 dpa / 350 °C	8.90	-90	-80	840
2,4 dpa / 400 °C	8.90	-85	-80	640
2,4 dpa / 450 °C	8.35	-53	-40	520
Unbestrahlt	9.70	-100	-82	592

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-8.8%	35	22	343
2,4 dpa / 300 °C	-9.8%	38	32	263
2,4 dpa / 350 °C	-8.2%	10	2	248
2,4 dpa / 400 °C	-8.2%	15	2	48
2,4 dpa / 450 °C	-13.9%	47	42	-72

11.2.3 OPTIFER-VI (1040°C/0,5h + 750°C/2h)

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

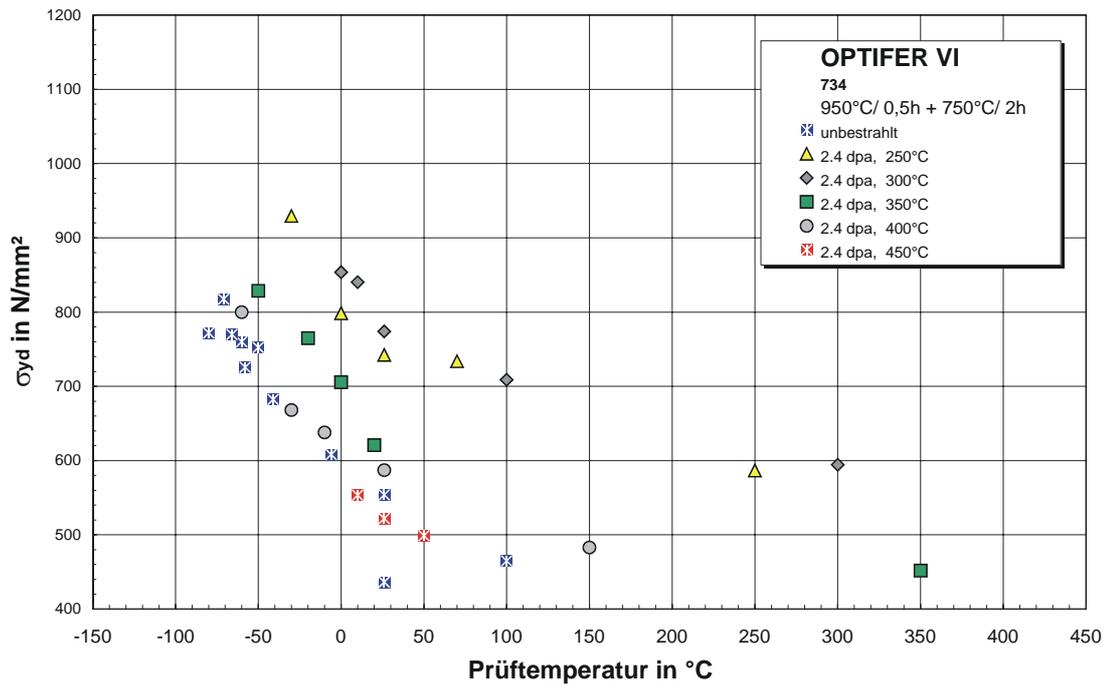
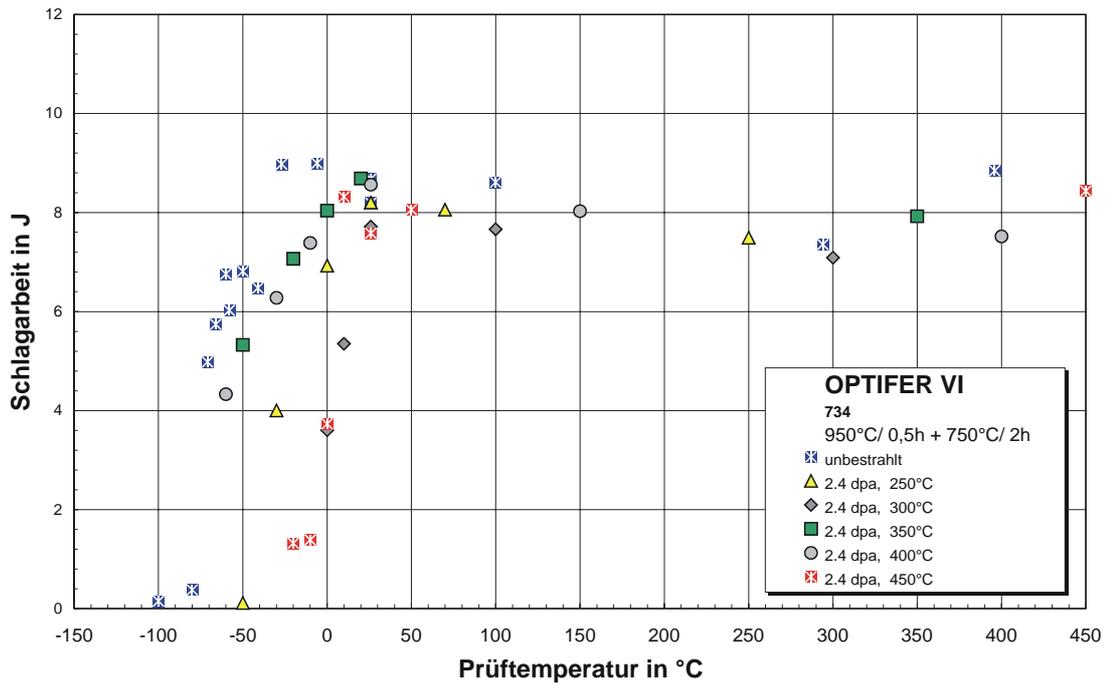


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	7.65	14	50	804
2,4 dpa / 300 °C	7.60	18	20	882
2,4 dpa / 350 °C	8.60	-33	-25	640
2,4 dpa / 400 °C	8.70	-42	20	585
2,4 dpa / 450 °C	7.90	-15	20	586
Unbestrahlt	9.70	-56	0	578

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-21.1%	70	50	226
2,4 dpa / 300 °C	-21.6%	74	20	304
2,4 dpa / 350 °C	-11.3%	23	-25	62
2,4 dpa / 400 °C	-10.3%	14	20	7
2,4 dpa / 450 °C	-18.6%	41	20	8

11.2.4 OPTIFER-VI (950°C/0,5h + 750°C/2h)

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

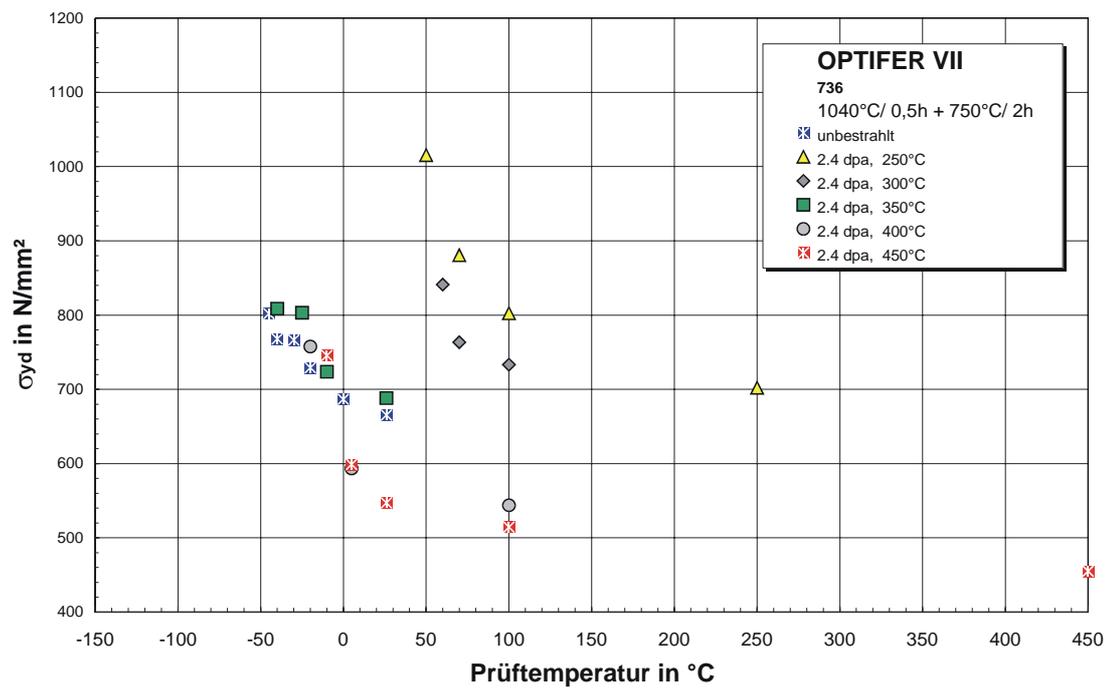
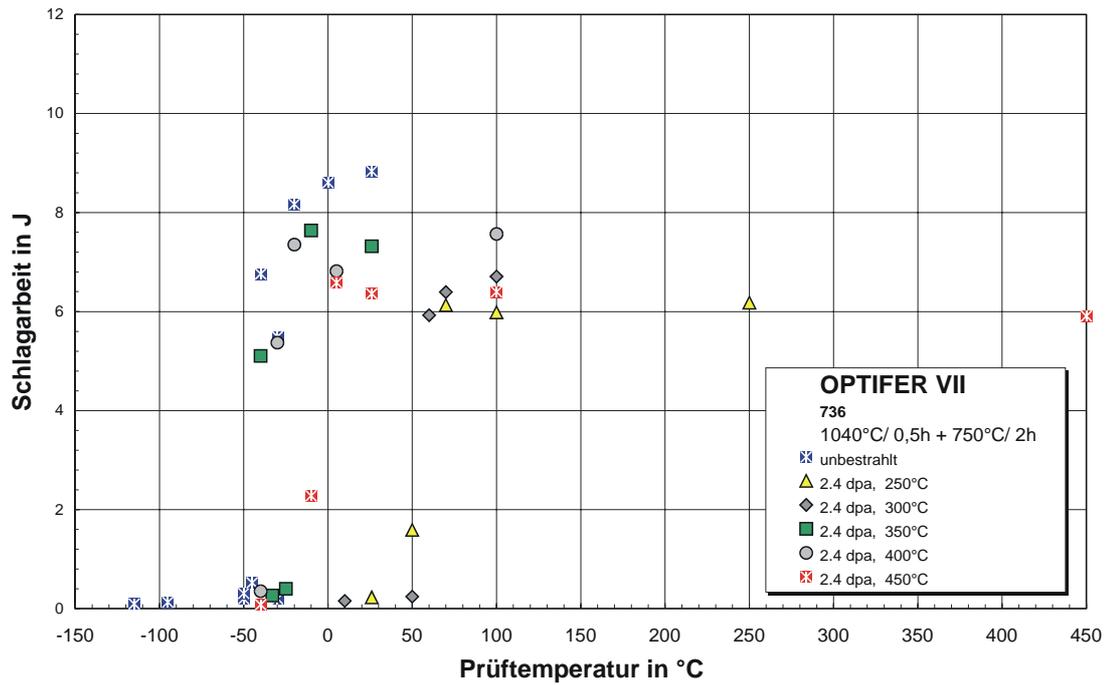


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	8.20	-25	20	742
2,4 dpa / 300 °C	7.70	2	20	766
2,4 dpa / 350 °C	7.70	-58	0	590
2,4 dpa / 400 °C	8.60	-60	20	592
2,4 dpa / 450 °C	8.30	-2	10	554
Unbestrahlt	9.10	-70	-27	540

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-9.9%	45	47	202
2,4 dpa / 300 °C	-15.4%	72	47	226
2,4 dpa / 350 °C	-15.4%	12	27	50
2,4 dpa / 400 °C	-5.5%	10	47	52
2,4 dpa / 450 °C	-8.8%	68	37	14

11.2.5 OPTIFER-VII (1040°C/0,5h + 750°C/2h)

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

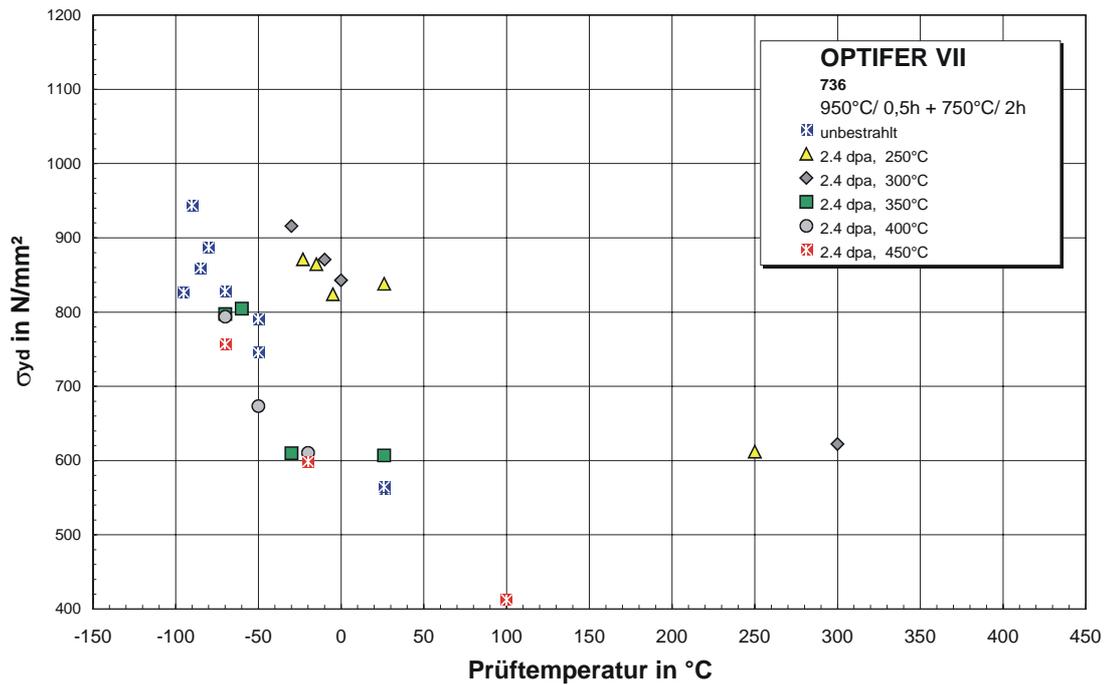
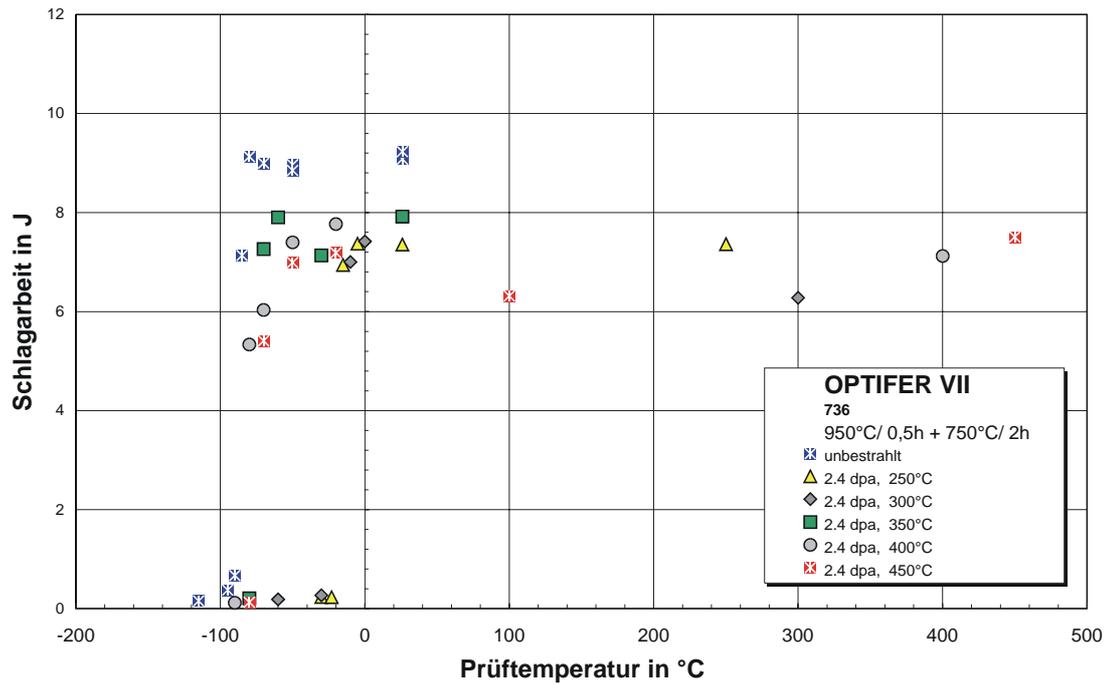


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	6.13	58	70	802
2,4 dpa / 300 °C	6.71	56	60	733
2,4 dpa / 350 °C	7.64	-18	-10	640
2,4 dpa / 400 °C	7.35	-34	-20	544
2,4 dpa / 450 °C	6.58	-6	5	514
Unbestrahlt	8.83	-30	-20	610

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-30.6%	88	90	192
2,4 dpa / 300 °C	-24.0%	86	80	123
2,4 dpa / 350 °C	-13.5%	12	10	30
2,4 dpa / 400 °C	-16.8%	-4	0	-66
2,4 dpa / 450 °C	-25.5%	24	25	-96

11.2.6 OPTIFER-VII (950°C/0,5h + 750°C/2h)

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

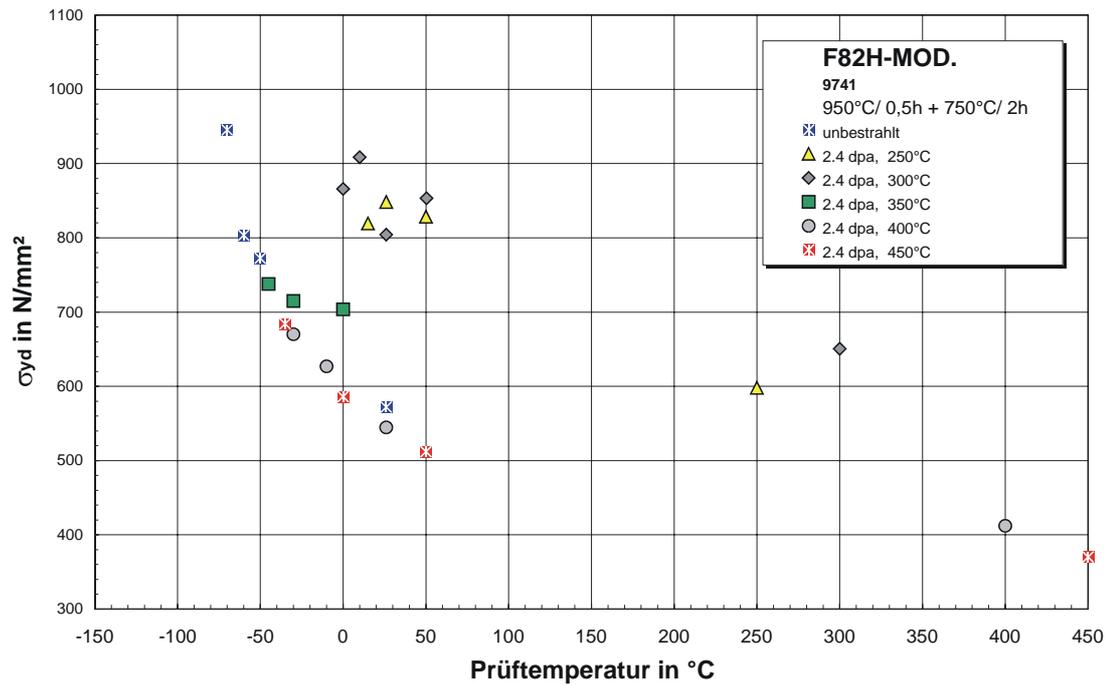
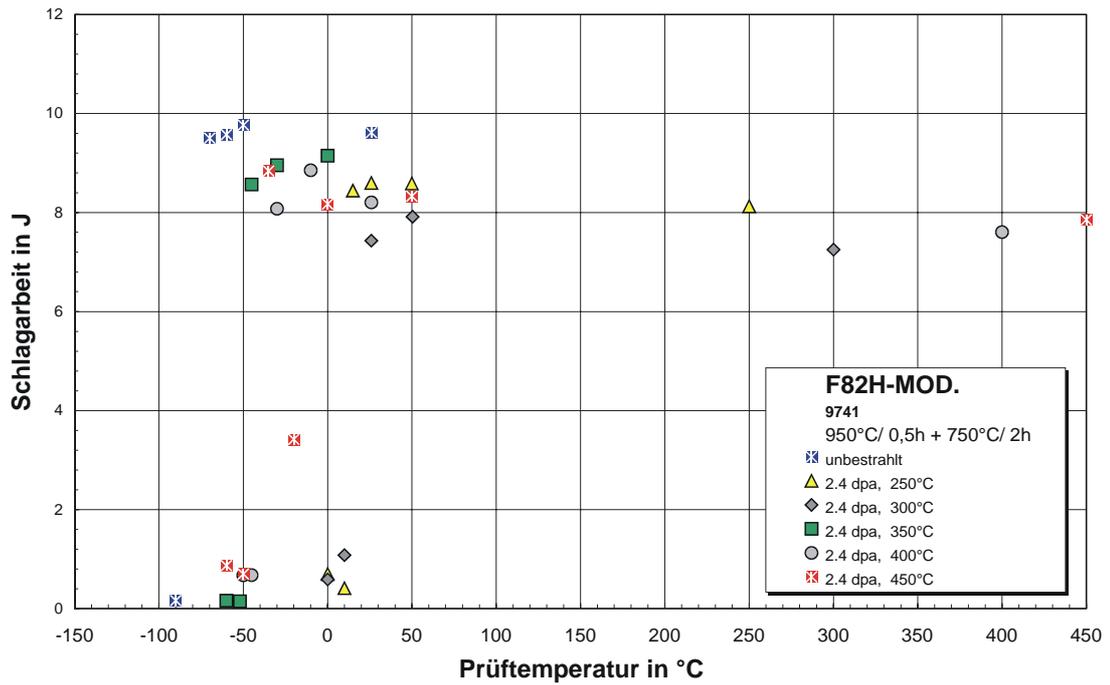


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	7.37	-18	-15	838
2,4 dpa / 300 °C	7.42	-20	-10	
2,4 dpa / 350 °C	7.90	-75	-70	607
2,4 dpa / 400 °C	7.77	-83	-60	
2,4 dpa / 450 °C	7.19	-73	-60	526
Unbestrahlt	9.13	-87	-80	565

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-19.3%	69	65	273
2,4 dpa / 300 °C	-18.7%	67	70	
2,4 dpa / 350 °C	-13.5%	12	10	42
2,4 dpa / 400 °C	-14.9%	4	20	
2,4 dpa / 450 °C	-21.2%	14	20	-39

11.2.7 F82H mod. (950°C/0,5h + 750°C/2h)

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

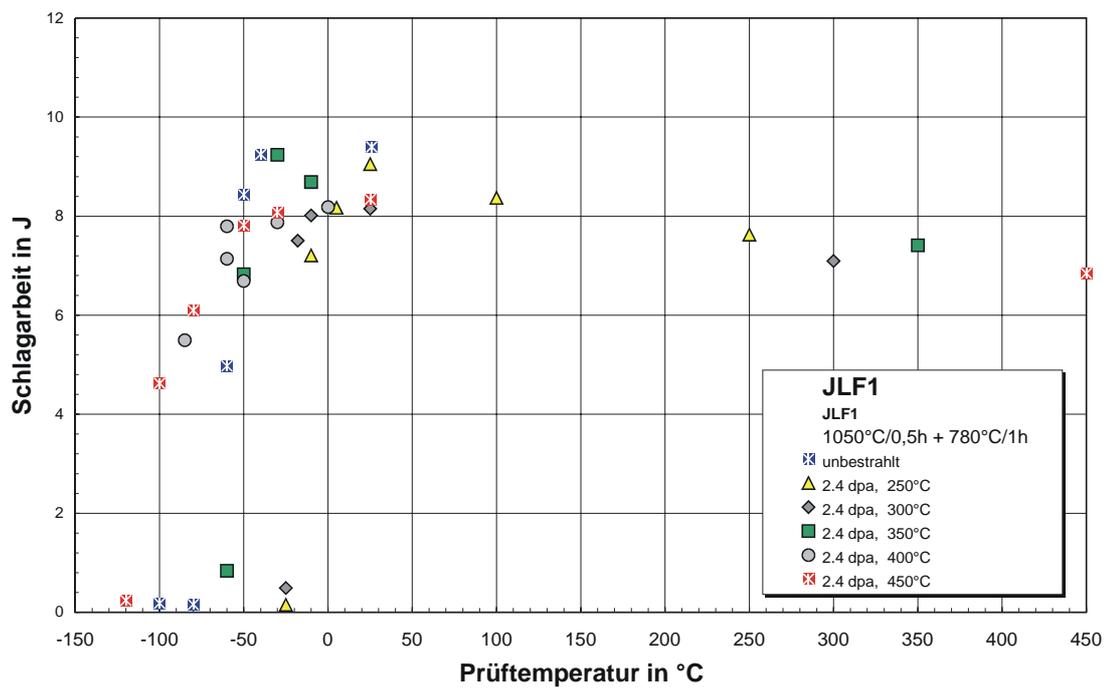
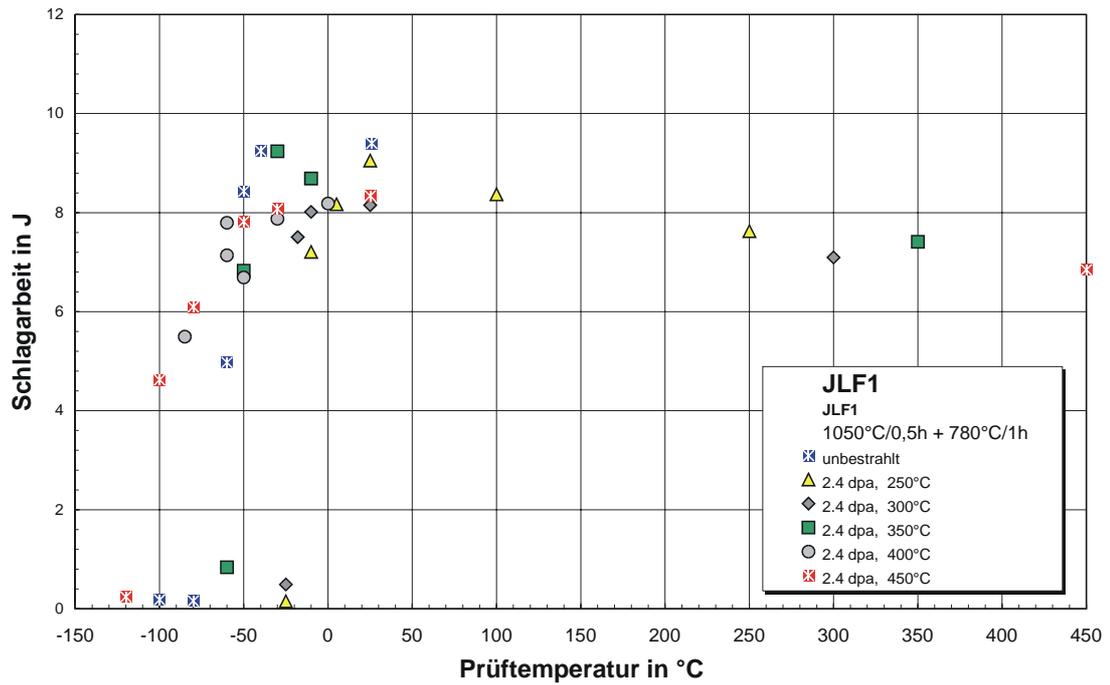


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	8.60	14	50	845
2,4 dpa / 300 °C	7.91	17	50	736
2,4 dpa / 350 °C	8.99	-52	26	660
2,4 dpa / 400 °C	8.95	-37	26	634
2,4 dpa / 450 °C	8.98	-43	10	592
Unbestrahlt	10.48	-95	-35	555

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-17.9%	109	85	290
2,4 dpa / 300 °C	-24.5%	112	85	181
2,4 dpa / 350 °C	-14.2%	43	61	105
2,4 dpa / 400 °C	-14.6%	58	61	79
2,4 dpa / 450 °C	-14.3%	52	45	37

11.2.8 JLF1

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa



Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	9.05	-16	-10	848
2,4 dpa / 300 °C	8.15	-21	-18	792
2,4 dpa / 350 °C	9.24	-53	-40	640*
2,4 dpa / 400 °C	8.18	-85	-60	520
2,4 dpa / 450 °C	8.34	-100	-65	507
Unbestrahlt	9.40	-61	-50	577

*) geschätzt

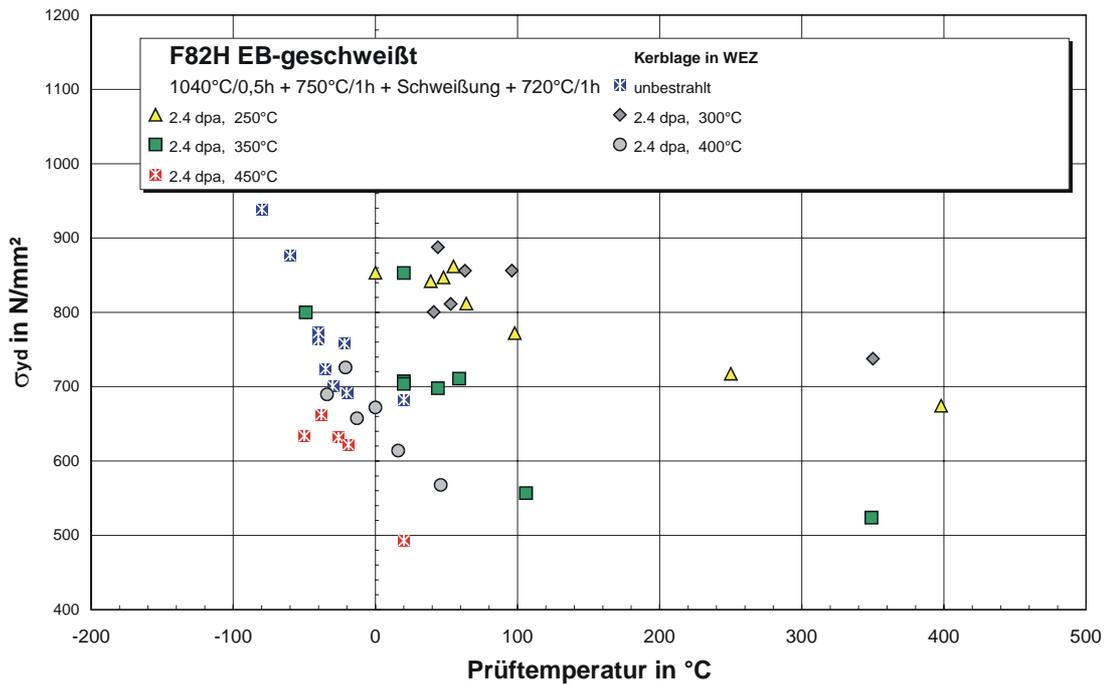
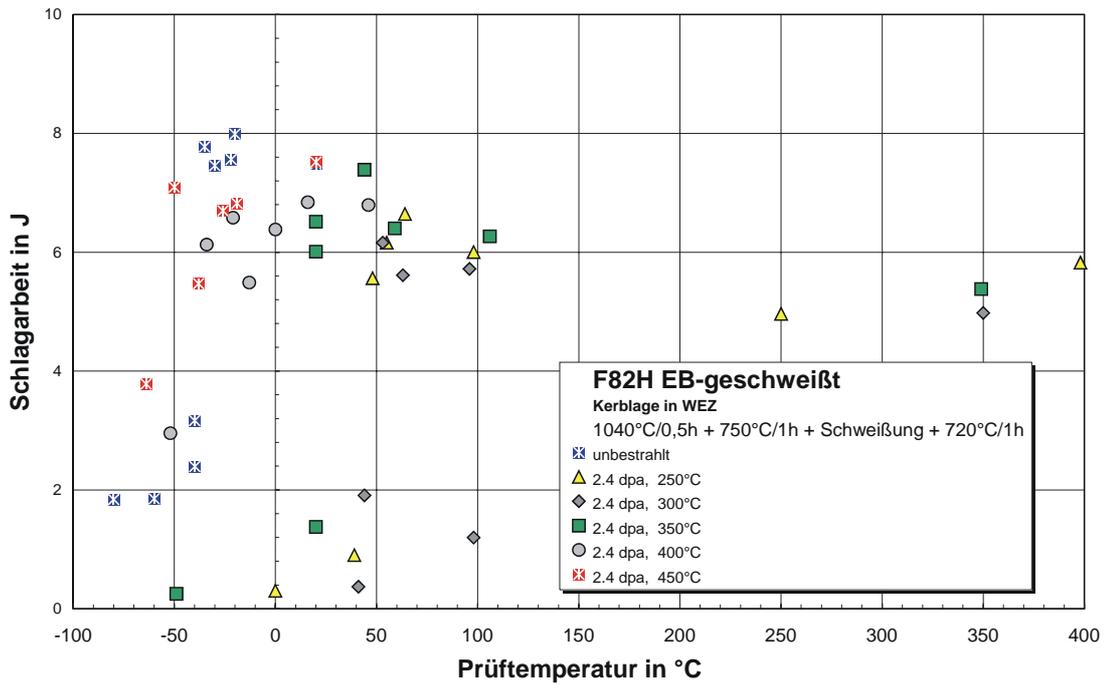
Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-3.7%	45	40	271
2,4 dpa / 300 °C	-13.3%	40	32	215
2,4 dpa / 350 °C	-1.7%	8	10	63
2,4 dpa / 400 °C	-13.0%	-24	-10	-57
2,4 dpa / 450 °C	-11.3%	-39	-15	-70

Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	7.88	2	4	686
2,4 dpa / 300 °C	7.35	8	20	649
2,4 dpa / 350 °C	8.01	-58	-55	531
2,4 dpa / 400 °C	7.22	-74	-50	446
2,4 dpa / 450 °C	7.78	-80	-71	386
Unbestrahlt	9.17	-79	-60	479

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-14.1%	81	64	207
2,4 dpa / 300 °C	-19.8%	87	80	170
2,4 dpa / 350 °C	-12.6%	21	5	52
2,4 dpa / 400 °C	-21.3%	5	10	-33
2,4 dpa / 450 °C	-15.2%	-1	-11	-93

11.2.10 F82H mod. EB

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa



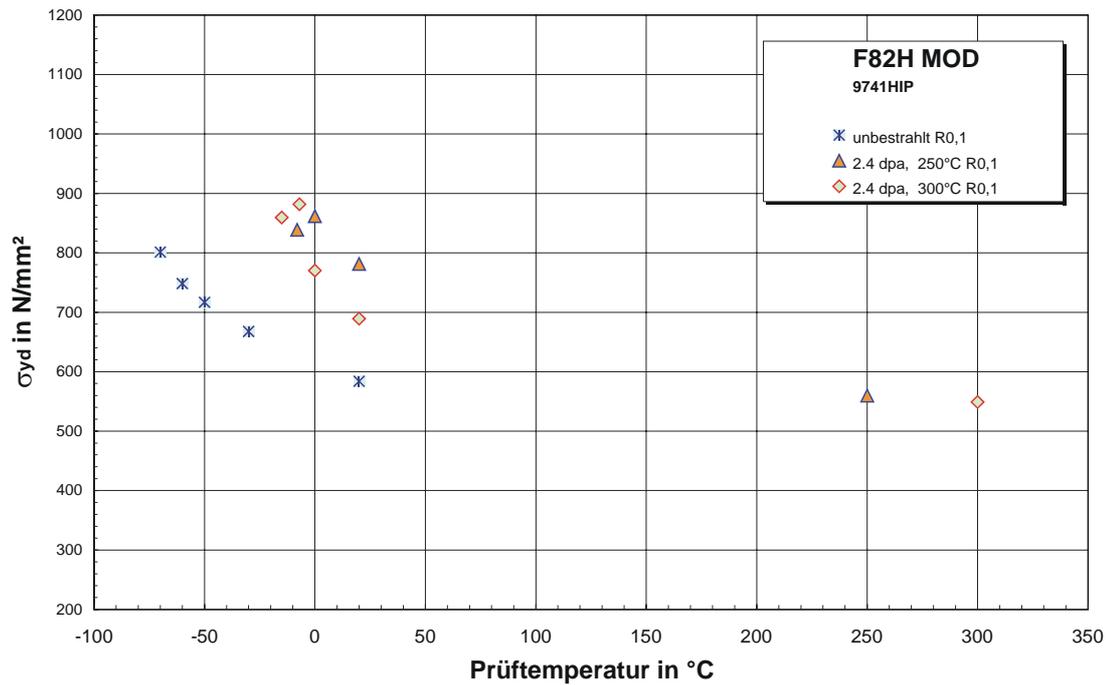
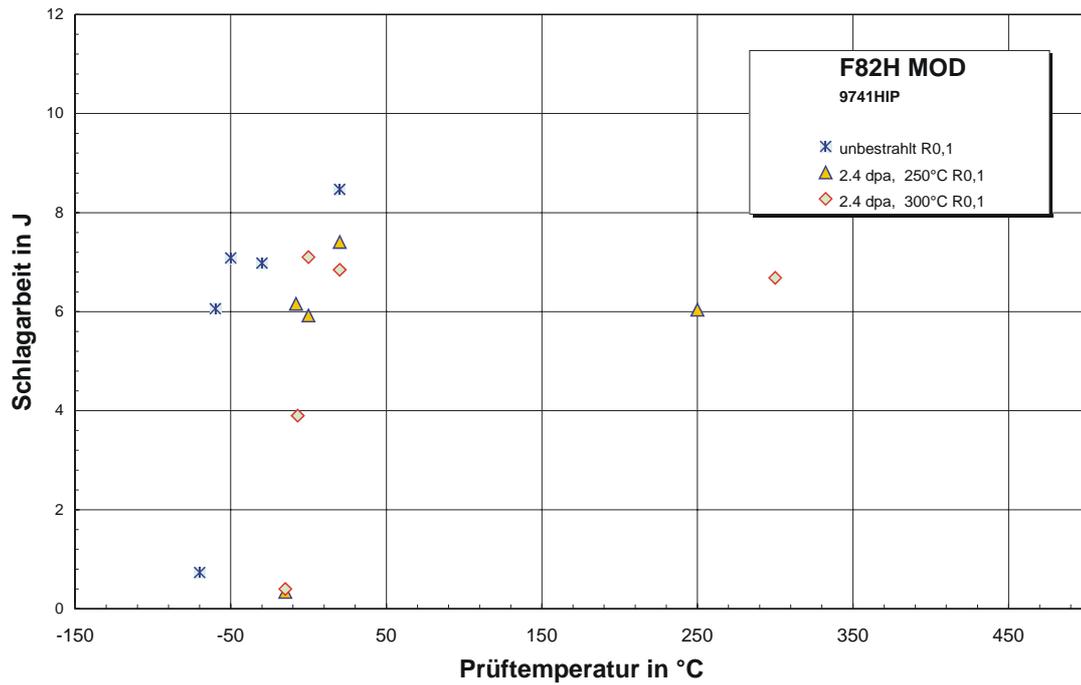
Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	6.15	43	48	847
2,4 dpa / 300 °C	5.72	46	53	850
2,4 dpa / 350 °C	6.51	20	20	704
2,4 dpa / 400 °C	6.84	-49	-34	599*
2,4 dpa / 450 °C	7.51	-64	-50	493
Unbestrahlt	7.56	-38	-35	682

*) geschätzt

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-18.7%	81	83	165
2,4 dpa / 300 °C	-24.3%	84	88	168
2,4 dpa / 350 °C	-13.9%	58	55	22
2,4 dpa / 400 °C	-9.5%	-11	1	-83
2,4 dpa / 450 °C	-0.7%	-26	-15	-189

11.2.11 F82H mod. HIP 0,1

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

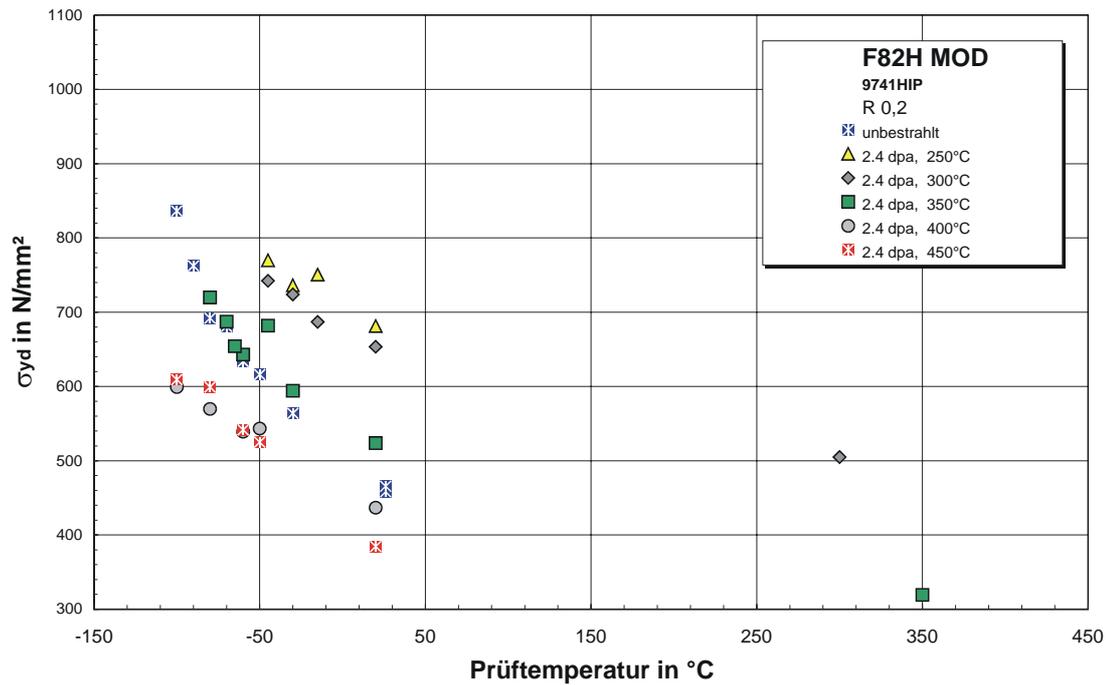
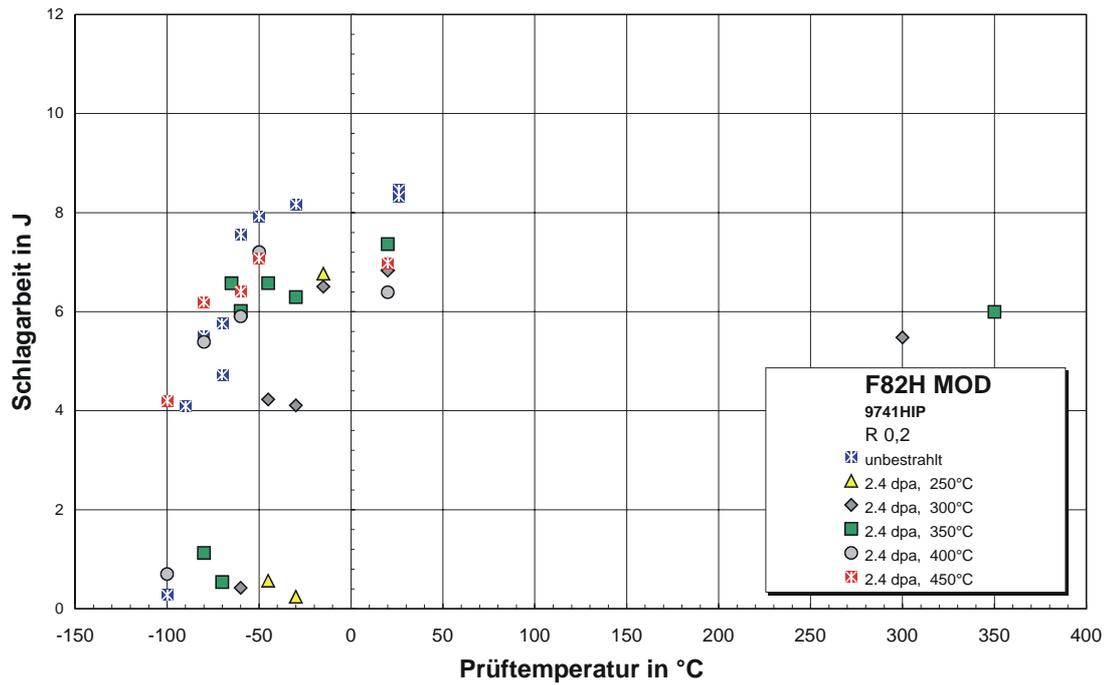


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	7.41	-11	-8	781
2,4 dpa / 300 °C	7.10	-8	0	689
Unbestrahlt	7.08	-64	-60	584

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	4.7%	53	52	197
2,4 dpa / 300 °C	0.3%	56	60	105

11.2.12 F82H mod. HIP 0,2

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa

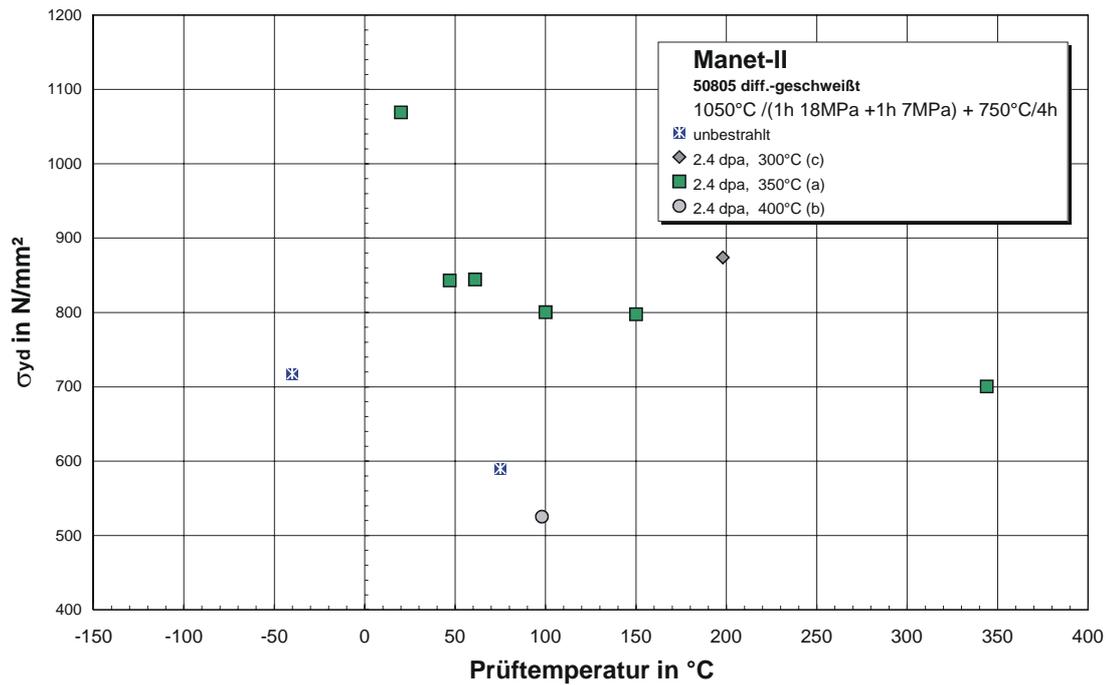
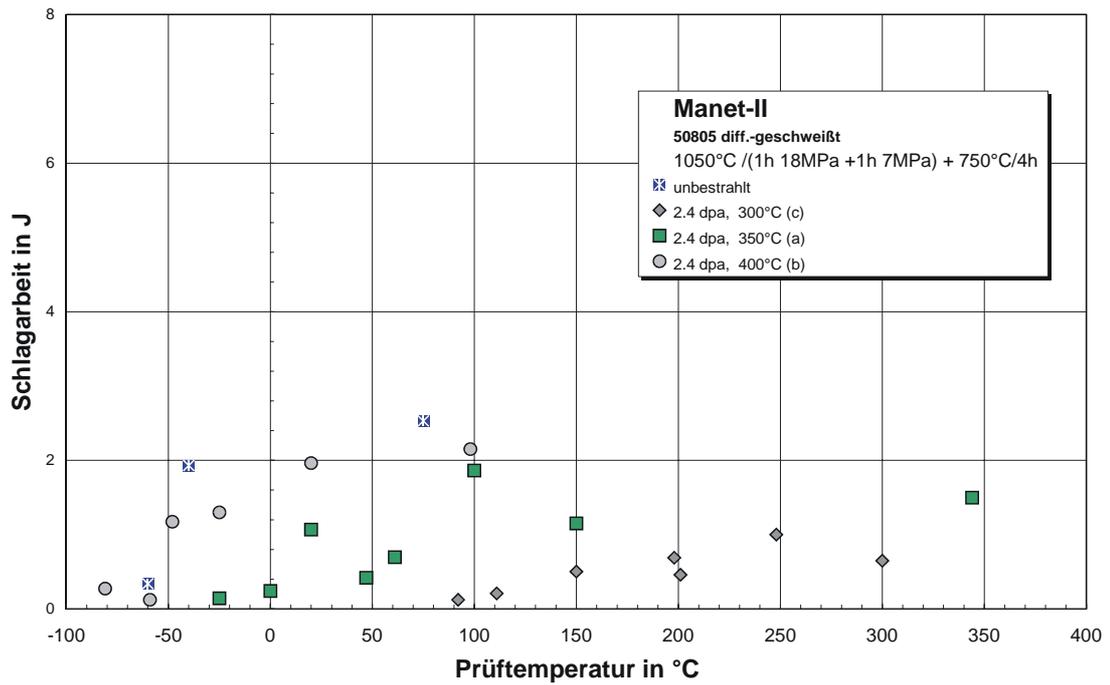


Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	6.77	-26	-23	682
2,4 dpa / 300 °C	6.84	-48	-15	654
2,4 dpa / 350 °C	6.58	-68	-65	524
2,4 dpa / 400 °C	6.39	-93	-80	437
2,4 dpa / 450 °C	7.00	-102	-80	385
Unbestrahlt	8.33	-90	-60	463

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 250 °C	-18.7%	64	37	219
2,4 dpa / 300 °C	-17.9%	42	45	191
2,4 dpa / 350 °C	-21.0%	22	-5	61
2,4 dpa / 400 °C	-23.3%	-3	-20	-26
2,4 dpa / 450 °C	-16.0%	-12	-20	-78

11.2.13 MANET-II diffusionsgeschweißt

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa



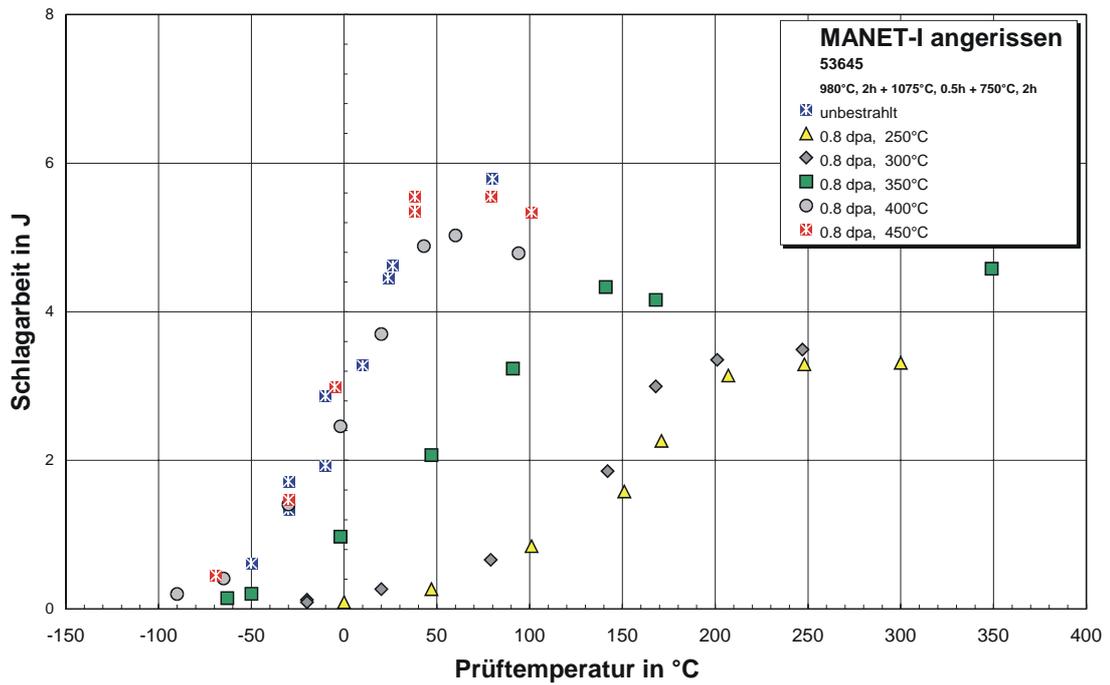
Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 300 °C	1.00	150	150	874*
2,4 dpa / 350 °C	1.15	55	20	800
2,4 dpa / 400 °C	2.15	-50	-48	525
Unbestrahlt	2.53	-50	-40	562

*) bei + 200°C

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$ in MPa
2,4 dpa / 300 °C	-60.5%	200	190	312
2,4 dpa / 350 °C	-54.5%	105	60	238
2,4 dpa / 400 °C	-15.0%	0	-8	-37

11.2.14 MANET-I angerissen

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa



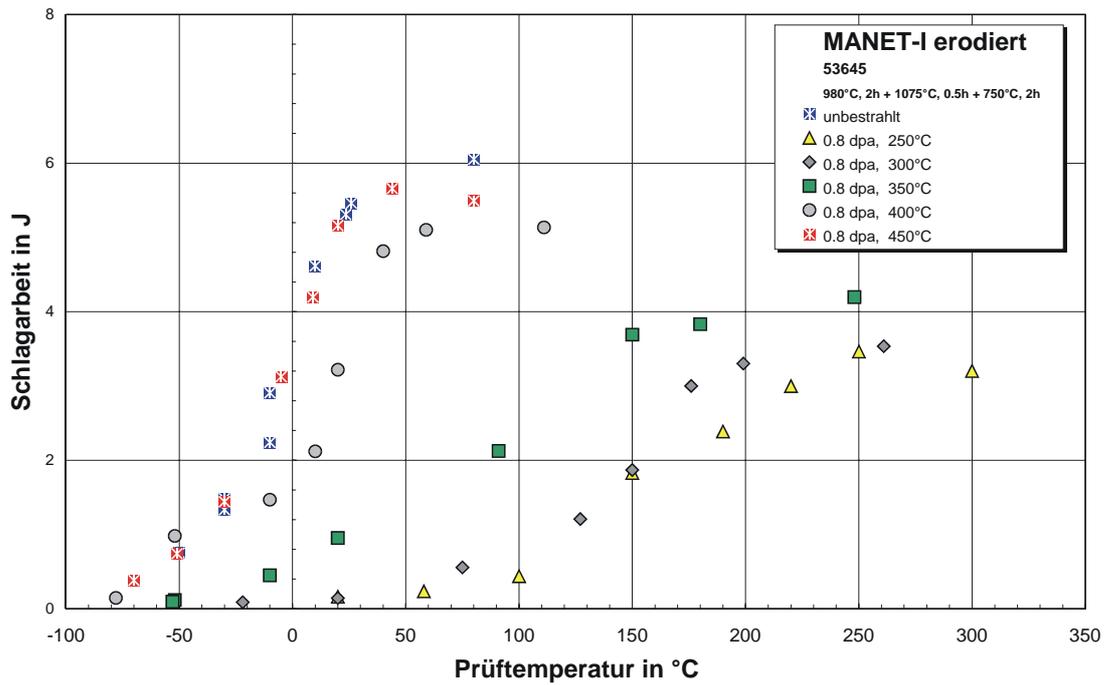
Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C
2,4 dpa / 250 °C	3.31	154	210
2,4 dpa / 300 °C	3.49	92	170
2,4 dpa / 350 °C	4.33	51	90
2,4 dpa / 400 °C	5.02	-2	40
2,4 dpa / 450 °C	5.55	-8	40
Unbestrahlt	5.79	4	45*

*) geschätzt

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C
2,4 dpa / 250 °C	-42.8%	150	165
2,4 dpa / 300 °C	-39.7%	88	125
2,4 dpa / 350 °C	-25.2%	47	45
2,4 dpa / 400 °C	-13.3%	-6	-5
2,4 dpa / 450 °C	-4.1%	-12	-5

11.2.15 MANET-I erodiert

Bestrahlungsparameter: 2,4 dpa



Bestrahlungsparameter	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C
2,4 dpa / 250 °C	3.46	148	220
2,4 dpa / 300 °C	3.53	146	175
2,4 dpa / 350 °C	4.20	89	150
2,4 dpa / 400 °C	5.10	14	40
2,4 dpa / 450 °C	5.66	-9	25
Unbestrahlt	6.05	-4	24

Bestrahlungsparameter	Δ USE in %	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C
2,4 dpa / 250 °C	-42.8%	152	196
2,4 dpa / 300 °C	-41.7%	150	151
2,4 dpa / 350 °C	-30.6%	93	126
2,4 dpa / 400 °C	-15.7%	18	16
2,4 dpa / 450 °C	-6.4%	-5	1

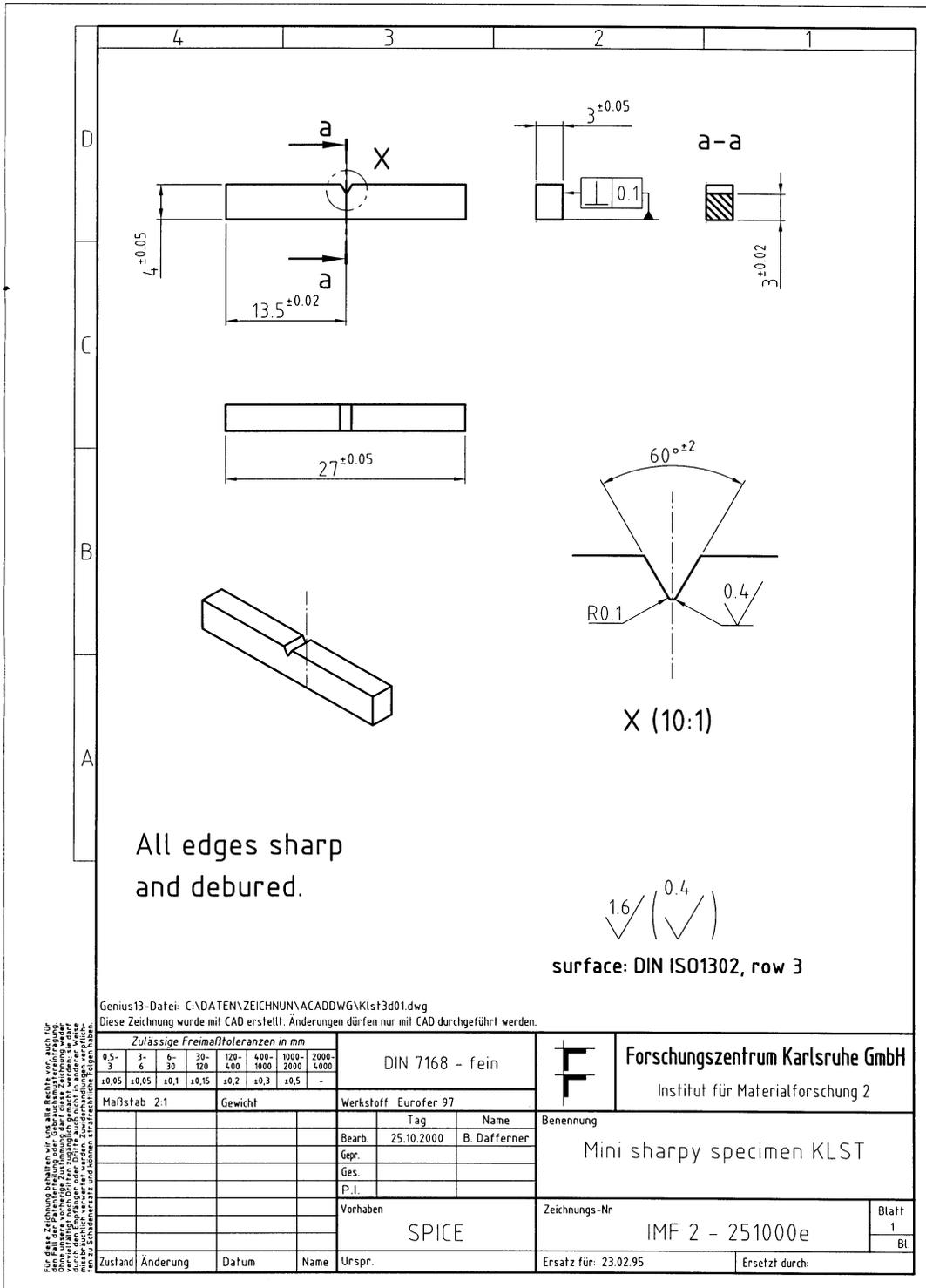
11.3 PROBEN ZUR UNTERSUCHUNG DES EINFLUSSES DER KERBTIEFE

MANET-I, Chg. 53645, 950°C, 2h + 1075°C, 30 min. + 700°C, 2h

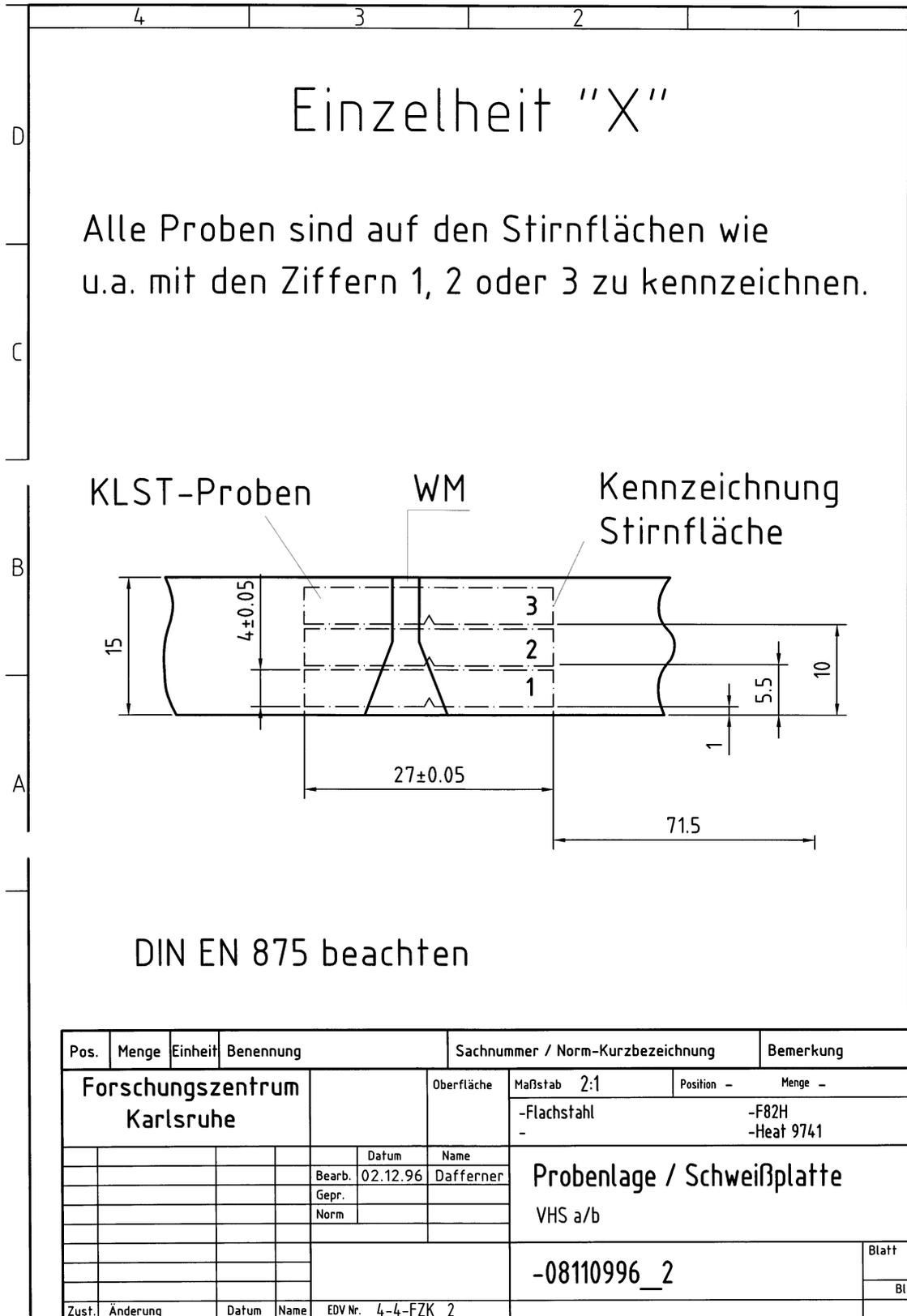
Nr.	Bez.	Typ	Rest- höhe [mm]	Einschnitt [mm]	Prüf-temp. [°C]	Energie [J]
1	GGA01	30-30-V (KLST)	3,00	(KLST)	+100	5,64
2	GGB01	30-30-R	3,00	Anriß	+100	5,75
3	GGE01	30-30-20	3,00	0,20	+100	5,44
4	GGN01	30-27-20	2,70	0,20	+100	4,88
5	GGM01	30-33-20	3,30	0,20	+100	6,84
6	GGO01	30-25-20	2,50	0,20	+100	4,51
7	GGL01	30-35-20	3,50	0,20	+100	8,96
8	GGP01	30-22-20	2,20	0,20	+100	3,46
9	GGK01	30-38-20	3,80	0,20	+100	14,97
10	GGQ01	30-20-20	2,00	0,20	+100	2,97
11	GGR01	30-18-20	1,80	0,20	+100	2,66
12	GGs01	30-15-20	1,50	0,20	+100	2,07
13	GT01	30-12-20	1,20	0,20	+100	1,53

11.4 PROBENZEICHNUNGEN

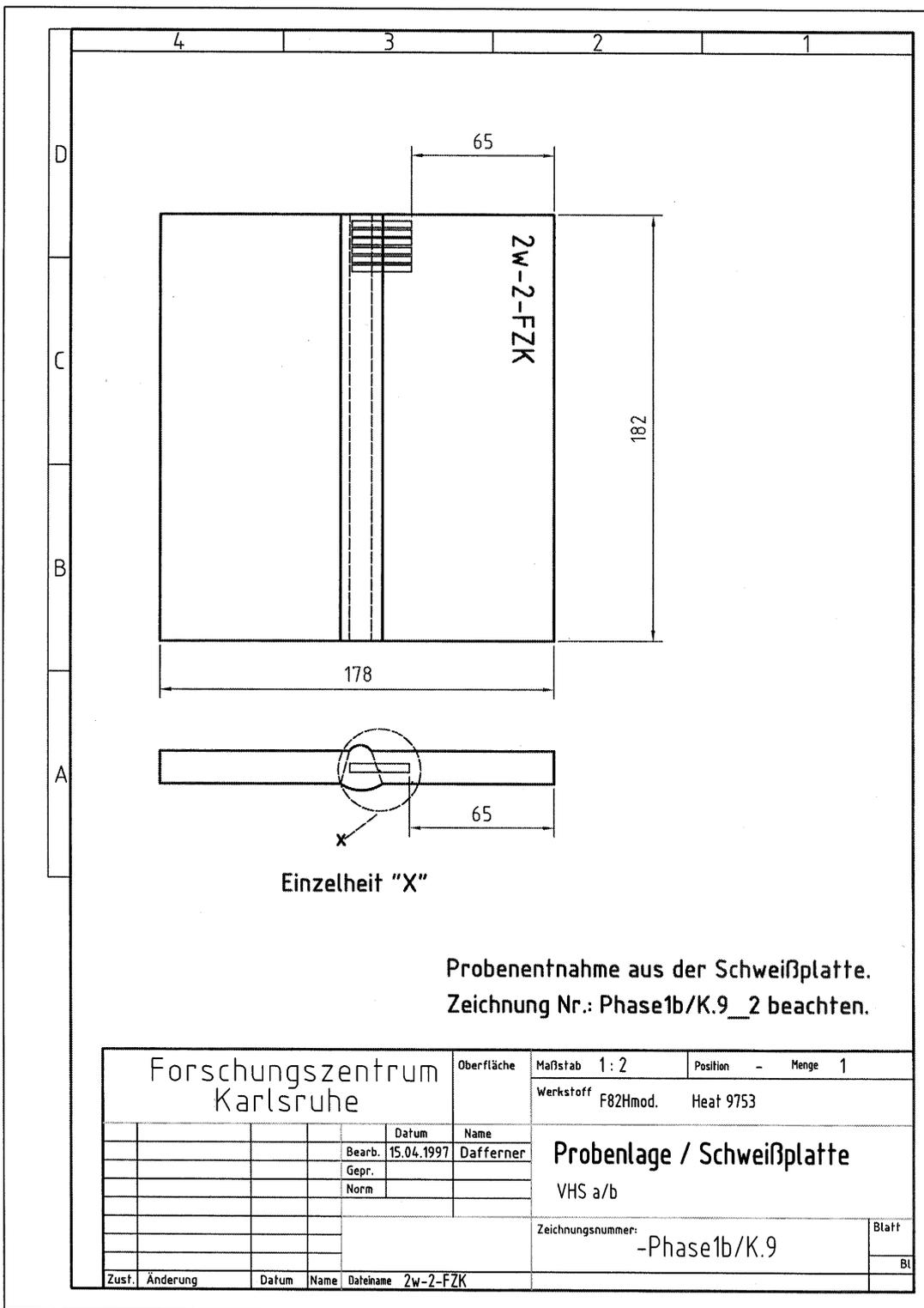
11.4.1 KLST-Probe

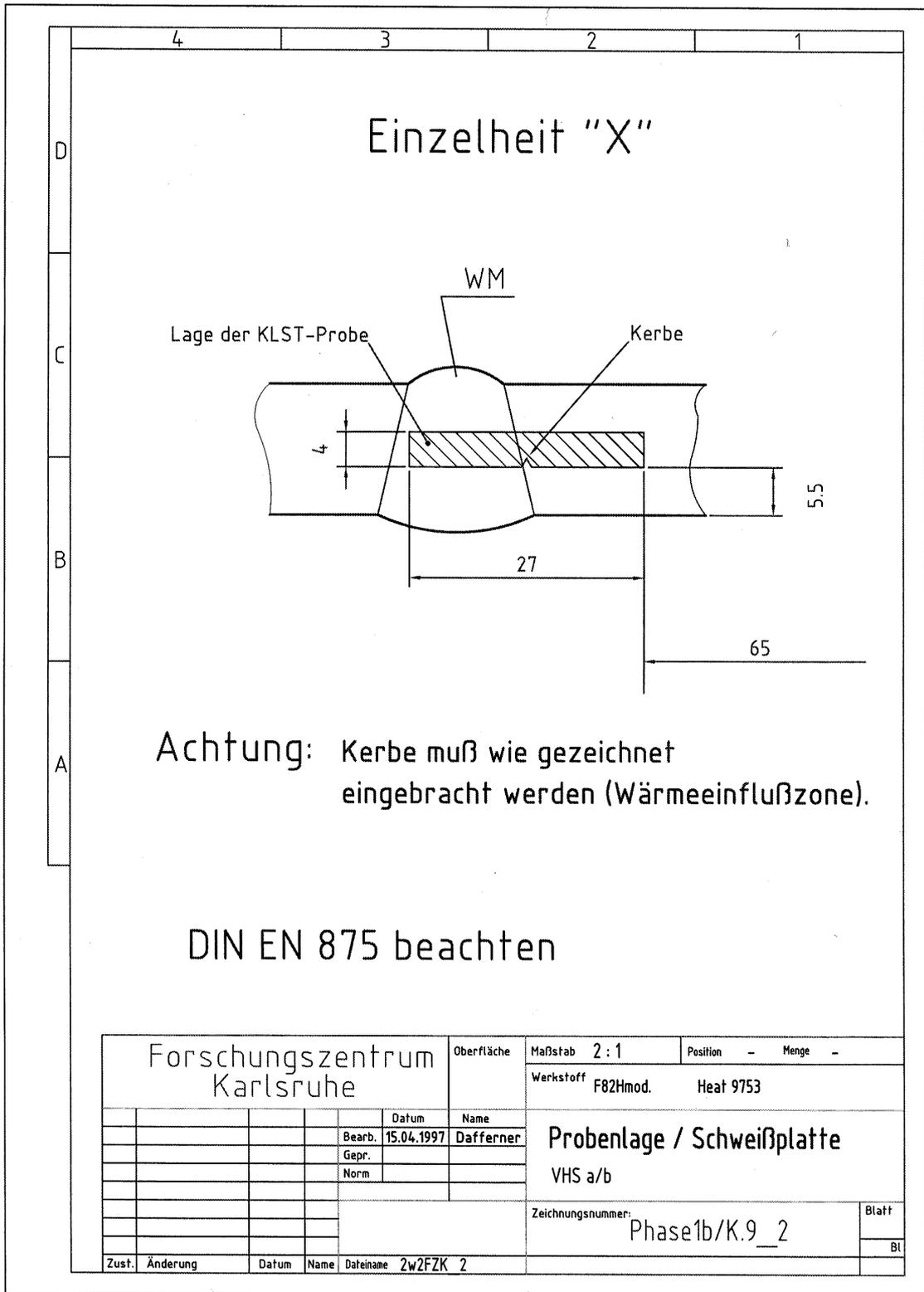


11.4.2 Probenentnahme relativ zur Schweißnaht

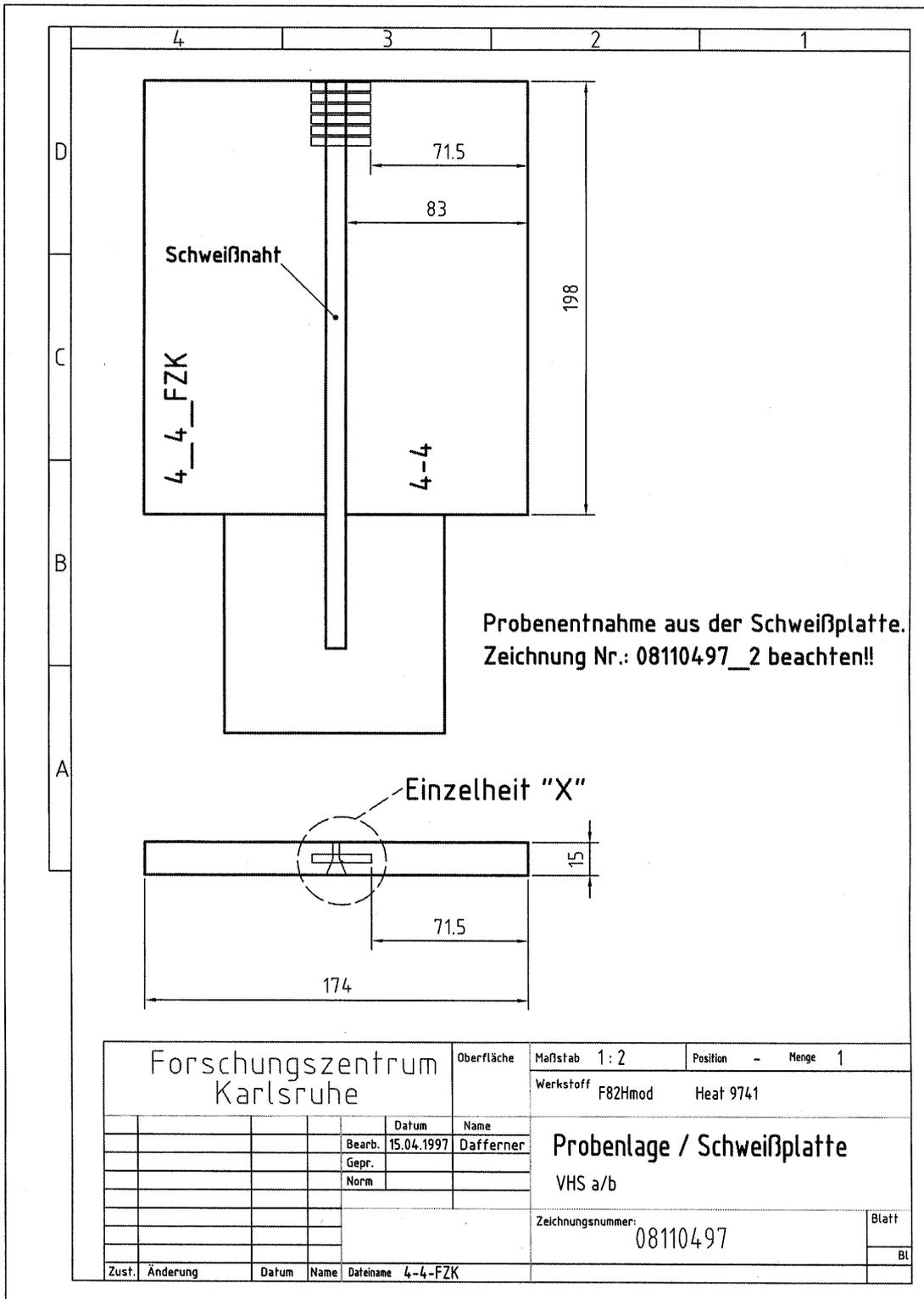


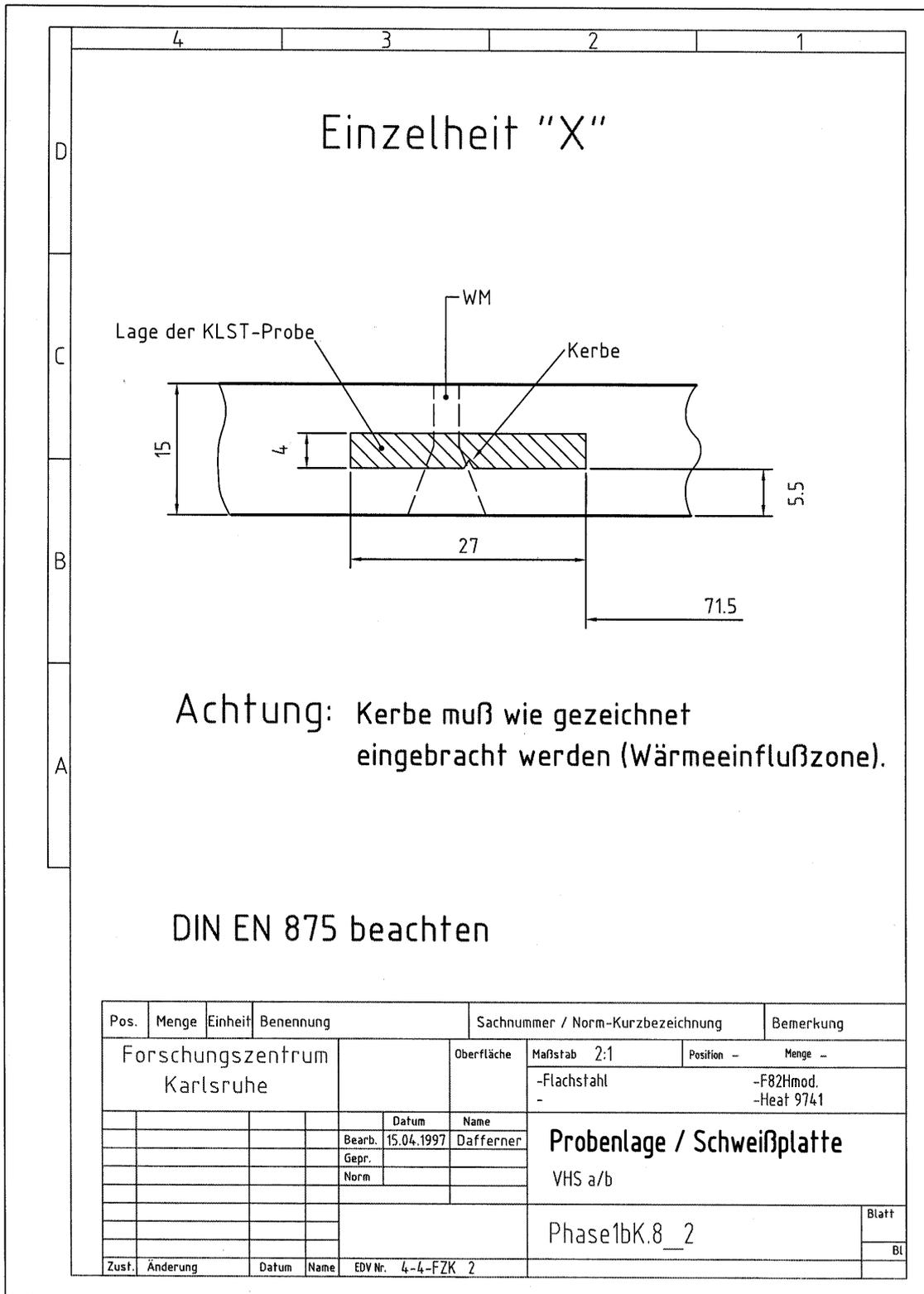
11.4.3 Probenentnahme F82H mod. WIG-Schweißung





11.4.4 Probenentnahme F82H mod. EB-Schweißung





11.5 CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG

11.5.1 Legierungen der hier dokumentierten Programme

Chemische Zusammensetzung der einzelnen Legierungen in Prozent

	OPTIFER-V ¹	OPTIFER-VI ¹	OPTIFER-VII ¹	F82H mod. ¹	JLF-1 ³	F82H mod. HIP ¹	F82H mod. EB / WIG ¹	MANET-I ²	MANET-II diff.-geschw.
	735	734	736	9741	-. ⁴		9741	53645	50805
Cr	8,38	9,48	9,31	7,7	8,7	7,7	7,7	10,80	9,94
W	0,985	1,03	1,27	2,04	1,91	2,04	2,04		
Ge		1,1	-	-		-	-		
N	0,0225	0,263	0,021	0,008	0,028	0,008	0,008	0,020	0,023
C	0,115	0,09	0,109	0,09	0,106	0,09	0,09	0,14	0,10
Mn	0,039	0,37	0,602	0,16	0,52	0,16	0,16	0,76	0,79
Ta	0,061	0,069	0,055	0,009	0,08	0,009	0,009		
P	0,0035	0,0036	0,0035	0,002	0,012	0,002	0,002	0,005	<0,006
S	0,0025	0,0025	0,0030	0,002	0,003	0,002	0,002	0,004	<0,007
V	0,245	0,205	0,19	0,16	0,18	0,16	0,16	0,20	0,22
B	0,0002	0,0002	0,0082	0,0002	<0,0005	0,0002	0,0002	0,0085	0,007
Si			0,020	0,11	0,05	0,11	0,11	0,37	0,14
Ni	0,005	0,005	0,005	0,021		0,021	0,021	0,92	0,66
Mo	0,005	0,005	0,002	0,003		0,003	0,003	0,77	0,59
Al	0,007	0,007	0,001	0,0016		0,0016	0,0016	0,054	<0,02
Co	0,003	0,005		0,0037		0,0037	0,0037	0,01	<0,02
Cu	0,005	0,006		0,0063		0,0063	0,0063	0,015	<0,01
Nb	0,007	0,007		0,0101		0,0101	0,0101	0,16	0,14
Zr				0,01		0,01	0,01	0,059	0,034
Ce		0,001	-						
Ti	0,007	0,007		0,004		0,004	0,004		
Fe	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest

¹ Herstellerangabe

² IMF-Analyse

³ Angaben CEA-Saclay

⁴ CEA-Platte „D“

11.5.2 Legierungen früherer Programme

Chemische Zusammensetzung einzelner Legierungen in Prozent

	K-Charge ¹	MANET I ²	MANET II ²	OPTIMAR ¹	OPTIFER-Ia ¹	OPTIFER-II ¹	OPTIFER-IV ¹	F82H ²	ORNL ¹	GA3X ²
	51482	53645	50805	699	664	668	986489	std.	3791	
Cr	10,5	10,8	9,94	10,5	9,3	9,43	8,5	7,73	8,9	9,17
W					0,965	0,005	1,16	2,06	2,01	2,12
Ge						1,1	-			-
N	0,003	0,02	0,023	0,033	0,015	0,016	0,06	0,0027	0,0215	0,0018
C	0,17	0,14	0,1	0,11	0,1	0,125	0,11	0,092	0,11	0,159
Mn	0,64	0,76	0,79	1,22	0,5	0,5	0,6	0,083	0,44	0,042
Ta					0,066	ca. 0,02	0,15	0,018	0,06	0,011
P	0,005	0,005	<0,006	0,004	0,0047	0,004	0,004	0,003 ¹	0,015	
S	0,005	0,004	<0,007	0,003	0,005	0,002	0,004	0,003 ¹	0,008	
V	0,25	0,2	0,22	0,21	0,26	0,28	0,23	0,189	0,23	0,314
B	0,002	0,0085	0,007	0,0072	0,006	0,006	0,003	0,003 ¹	<0,001	
Si	0,31	0,37	0,14	0,31	0,06	0,038	-	0,09 ¹	0,21	
Ni	0,87	0,92	0,66	0,60	0,005	0,005		0,032	<0,01	0,021
Mo	0,56	0,77	0,59	0,63	0,005	0,005		0,0053	0,01	0,0077
Al	0,05	0,054	<0,02	0,014	0,008	0,008		0,01	0,017	0,015
Co	0,02	0,01	<0,02	0,003				0,0024	0,012	0,003
Cu	0,01	0,015	<0,01		0,035	0,007		0,0059	0,03	0,0017
Nb	0,2	0,16	0,14	0,21	0,009	0,009		0,0057		0,011
Zr		0,059	0,034						<0,001	
Ce					<0,001	<0,001	-			
Ti	0,007				0,007	0,007	< 0,02	0,0104	<0,01	0,001
Fe	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest

¹ Herstellerangabe² IMF-Analyse