

Forschungszentrum Karlsruhe

Technik und Umwelt

**Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6519**

Bestrahlungsprogramm MANITU

Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche
mit den bis 0,8 dpa bestrahlten Werkstoffen
der zweiten Bestrahlungsphase

H.-C. Schneider, M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer

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

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

2000

KURZFASSUNG

Das Bestrahlungsprojekt MANITU wurde im Rahmen des europäischen Langzeitprogramms für Materialentwicklung für die Kernfusion geplant und durchgeführt. Das Problem der bestrahlungsinduzierten Versprödung bei den in Frage kommenden martensitischen Werkstoffen ist nach wie vor ungelöst. Eine erste Tendenz zeichnete sich jedoch nach der Auswertung der Kerbschlagbiegeversuche an den unbestrahlten miniaturisierten Referenzproben des MANITU-Programms ab. Die neu entwickelten niedrig aktivierbaren 7-10% Cr-W(Ge)VTa-Legierungen weisen gegenüber den modifizierten kommerziellen 10-11% Cr-NiMoVNb-Stählen teilweise bessere mechanische Eigenschaften auf. Nach Auswertung der Kerbschlagbiegeversuche an den in der ersten Phase des MANITU-Programms mit 0,2 und 0,8 dpa bestrahlten Proben zeigten sich deutlich bessere Eigenschaften der 7-10% Cr-W(Ge)VTa-Legierungen. Im vorliegenden Bericht werden die Ergebnisse aus den instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen der zweiten Phase des MANITU-Programms (Bestrahlungsdosis 0,8 dpa, Bestrahlungstemperaturen 250, 300, 350, 400 und 450°C) analysiert und im Vergleich zu den Ergebnissen der 0,8-dpa-Bestrahlung der ersten Programmphase bewertet. Von den untersuchten Legierungen (OPTIMAR, OPTIFER-IV, GA3X) zeigt der GA3X-Stahl das mit Abstand beste Versprödungsverhalten nach Neutronenbestrahlung.

ABSTRACT

Irradiation Programme MANITU: Results of impact tests with the irradiated materials of the second irradiation phase (0.8 dpa)

The irradiation project MANITU was planned and carried out in the frame of the European Long-term Fusion Materials Development Programme. The problem of the irradiation induced embrittlement of possible martensitic alloy candidates is still unsolved. But after the evaluation of sub-size Charpy tests with the unirradiated reference specimens of MANITU a first tendency was recognizable. The mechanical properties of the newly developed low activation 7-10% Cr-W(Ge)VTa alloys are partly better compared to the modified commercial 10-11% Cr-NiMoVNb steels. After the evaluation of subsize Charpy tests with specimens irradiated up to 0.2 and 0.8 dpa in the first phase of the MANITU programme, better mechanical properties of the 7-10% Cr-W(Ge)VTa alloys were obvious. In the present report the results of instrumented impact tests within the second phase of the MANITU programme (irradiation dose 0.8 dpa, irradiation temperatures 250, 300, 350, 400, and 450°C) are analysed and assessed in comparison to the results of the irradiation up to 0.8 dpa in the first phase of the project. Among the examined alloys (OPTIMAR, OPTIFER-IV, GA3X) the GA3X steel shows the very best embrittlement behaviour after neutron irradiation.

1	EINLEITUNG	1
2	VERSUCHS- UND AUSWERTETECHNIK	2
3	DAS BESTRAHLUNGSPROGRAMM MANITU	6
3.1	ÜBERBLICK, INTENTION, AKTUELLER STAND	6
3.2	VERSUCHSMATERIALIEN	8
3.2.1	CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG	8
3.2.2	BEARBEITUNGSSCHRITTE.....	9
3.3	PROBENHERSTELLUNG	10
3.4	BESTRAHLUNGSDATEN UND PARAMETER.....	11
4	VERGLEICH DER MATERIALKENNWERTE	12
4.1	SCHLAGARBEIT IN DER HOCHLAGE (USE)	12
4.2	SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR (DBTT)	14
4.3	NIEDRIGSTE TEMPERATUR IN DER HOCHLAGE (LTUS).....	16
4.4	DYNAMISCHE STRECKGRENZE ($\sigma_{YD, 100^{\circ}C}$)	18
4.5	VERSPRÖDUNG UND FESTIGKEIT	19
5	VERGLEICH DES BESTRAHLUNGSEINFLUSSES	22
5.1	REDUKTION DER ENERGIE IN DER HOCHLAGE	22
5.2	ERHÖHUNG DER SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR	23
5.3	ERHÖHUNG DER LTUS.....	24
5.4	ERHÖHUNG DER DYNAMISCHEN STRECKGRENZE	25
5.5	VERSPRÖDUNGS- UND FESTIGKEITZUNAHME	26
6	DISKUSSION	28
6.1	RELEVANZ DER UNTERSUCHUNGSERGEBNISSE	28
6.2	BEWERTUNG DER EINZELNEN LEGIERUNGEN.....	29
7	ZUSAMMENFASSUNG	33
8	DANKSAGUNG	35

9	LITERATURVERZEICHNIS	36
10	ANHANG	39
10.1	VERSUCHSERGEBNISSE UND PROBENZUORDNUNG	39
10.1.1	OPTIFER-IV	39
10.1.2	GA3X	46
10.1.3	OPTIMAR.....	53
10.2	AUSWERTEERGEBNISSE	60
10.2.1	OPTIFER-IV	60
10.2.2	GA3X	65
10.2.3	OPTIMAR.....	70

1 EINLEITUNG

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

Grundsätzlich wird in dem als Niederdosisexperiment (Bestrahlungsdosen zwischen 0,2 und 2,4 dpa) konzipierten Bestrahlungsprogramm die Materialversprödung im Bestrahlungstemperaturbereich von 250°C bis 450°C bei unterschiedlichen martensitischen Stahllegierungen untersucht. Dabei soll die Datenbasis der kommerziellen 9-12 % Cr-NiMoVNb-Legierungen, die bei früheren Bestrahlungsprogrammen äußerst unbefriedigende Ergebnisse lieferten, vervollständigt werden. Der Schwerpunkt des MANITU-Programms liegt jedoch bei der Untersuchung der bestrahlungsinduzierten Versprödung von niedrig aktivierbaren 7-10 % Cr-WVTa-Legierungen. Diese Stahltypen könnten außer den Vorteilen, die sich durch die niedrige Aktivierung ergeben, ein wesentlich besseres Versprödungsverhalten aufweisen und damit für Kernfusionsanwendungen ideale Strukturwerkstoffe abgeben. Die Ergebnisse des MANITU-Programms werden zumindest im Bereich der verwendeten Versuchsparameter zeigen, inwieweit diese Vermutung zutrifft.

In der ersten Bestrahlungsphase wurden Kerbschlagproben von insgesamt sieben verschiedenen Legierungen bis zu einer Dosis von je 0,2 und 0,8 dpa bestrahlt, in der zweiten Bestrahlungsphase wurden Kerbschlagproben von diesen Legierungen bis zu einer Dosis von 2,4 dpa und u.a. Proben von drei weiteren Legierungen bis zu einer Dosis von 0,8 dpa bestrahlt. Im vorliegenden Bericht werden die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeuntersuchungen mit den bis 0,8 dpa bestrahlten Proben der zweiten Bestrahlungsphase dokumentiert. Im Vordergrund steht hierbei der Vergleich der Materialeigenschaften in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur bei den bestrahlten Legierungen und die Gegenüberstellung der Ergebnisse mit denen der Bestrahlungsphase bei einer Dosis von 0,8 dpa.

Als Prüfverfahren wurde der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch mit miniaturisierten Proben eingesetzt. Um sämtliche Einflüsse, die die Versprödungsuntersuchungen negativ beeinflussen könnten, auszuschalten, wurde ein nicht unerheblicher Aufwand bei der Probenherstellung und Prüfung betrieben. Dadurch 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 in den Heißen Zellen durchgeführt. Dadurch wurden bei der Auswertung anlagenspezifische Einflüsse auf die Meßergebnisse unterdrückt.

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

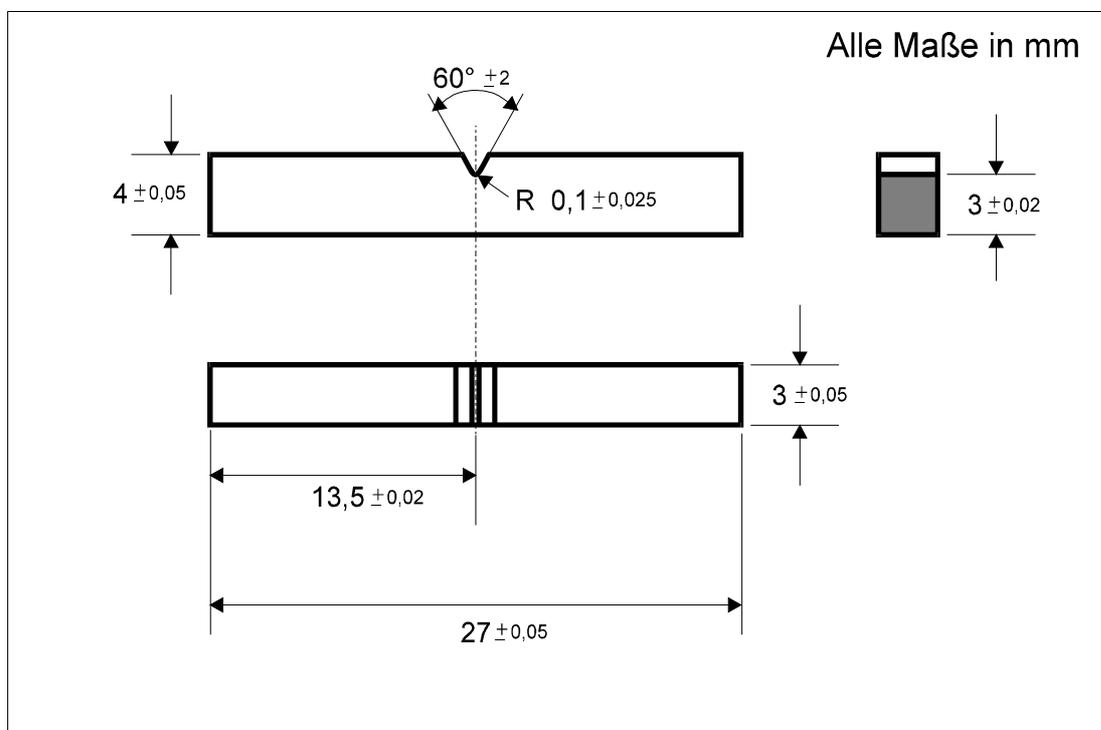


Abbildung 1: Probengeometrie

Die Kerbschlagbiegeversuche wurden instrumentiert durchgeführt, d.h., zu jedem Versuch wurde ein Kraft-Durchbiegungs-Verlauf aufgezeichnet. Die im vorliegenden Bericht angegebenen Schlagenergiewerte wurden über die Integration dieser Kraft-Durchbiegungs-Verläufe ermittelt.

Die Auslegung der Prüfanlage übertrifft die Anforderungen in DIN 50115, DIN 51222, DVM 001 und EN DIN 10045. Die technischen Daten sind im 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
Prüftemperaturbereich -180°C bis +600°C

Für die Charakterisierung der Kerbschlageigenschaften wurden die experimentell ermittelten Schlagarbeit-Prüftemperatur-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-Prüftemperatur-Diagrammen abgelesen, an denen die Schlagarbeit genau die Hälfte der Hochlagenenergie annimmt. Bei dieser Temperatur treten Mischbrüche auf. Dabei ist der Anteil von Spröbrüchen und Brüchen durch duktile Rißverlängerung ungefähr gleich.

Zusätzlich zur Spröbruchübergangstemperatur (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 [3].

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 Auswerters. Nach [4] 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“ [5] extrahiert. Die so gewonnenen schwingungsfreien Kraftkurven ermöglichen eine reproduzierbare Bestimmung der Fließkräfte mittels der in Abbildung 2 dargestellten Tangentenmethode.

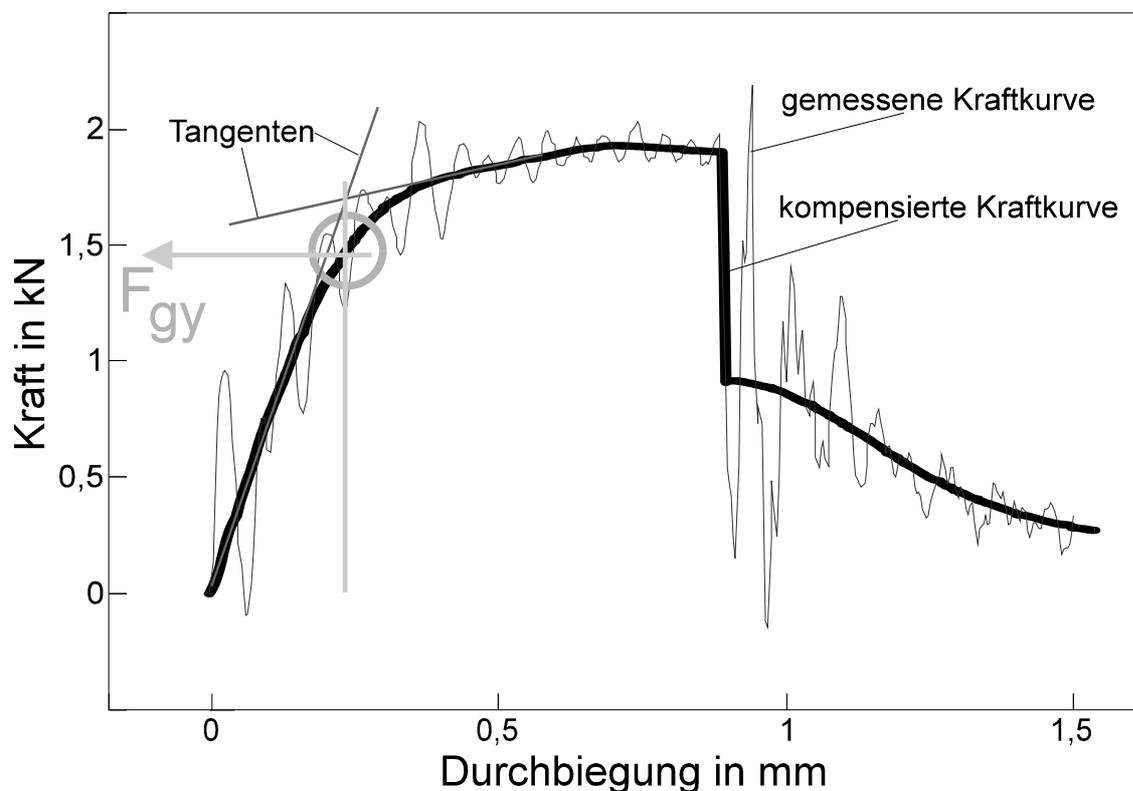


Abbildung 2: Ermittlung der Fließkraft F_{gy}

Die Bestimmung der Fließkraft ist vor allem deshalb interessant, weil damit aufgrund vereinfachter theoretischer Überlegungen die dynamische Streckgrenze σ_{yd} abgeschätzt werden kann. Nach [6] 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 [7] ein Wert von 2,99 verwendet.

Für den charakteristischen Spannungswert zum Vergleich der verschiedenen Legierungen und Bestrahlungszustände wurde die dynamische Streckgrenze bei einer Prüftemperatur von 100°C ($\sigma_{yd, 100^\circ C}$) gewählt. Diese Wahl ist 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. Lediglich für den untersuchten GA3X-Stahl mußte aufgrund des niedrigen Niveaus der Versprödungstemperaturen die dynamische Streckgrenze bei einer Prüftemperatur von 26°C ($\sigma_{yd, 26^\circ C}$) bestimmt werden. Jedoch ist eine Extrapolation der Kurven auf 100°C möglich.

In der Abbildung 3 sind die Werte der Streckgrenzen aus Kerbschlagbiegeversuchen (σ_{yd}) mit KLST-Proben und konventionellen Zugversuchen ($R_{p0,2}$) aus [8] einander gegenübergestellt.

Im Prüftemperaturbereich zwischen Raumtemperatur und 300°C herrscht im Rahmen der Meßgenauigkeit eine gute Übereinstimmung zwischen den unterschiedlich ermittelten Streckgrenzen. Damit ist sichergestellt, daß die verwendete Formel zur Abschätzung der dynamischen Streckgrenze aus instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen praxisrelevante Werte liefert.

Zur Beurteilung des Bestrahlungseinflusses auf die unterschiedlichen Legierungen ist die Differenz der charakteristischen Kenngrößen (DBTT, LTUS, USE, $\sigma_{yd, 100^\circ C}$) vor und nach Bestrahlung von Interesse. Im vorliegenden Bericht ist diesen Differenzwerten ein Δ vorangestellt ($\Delta DBTT$, $\Delta LTUS$, ΔUSE , $\Delta \sigma_{yd, 100^\circ C}$).

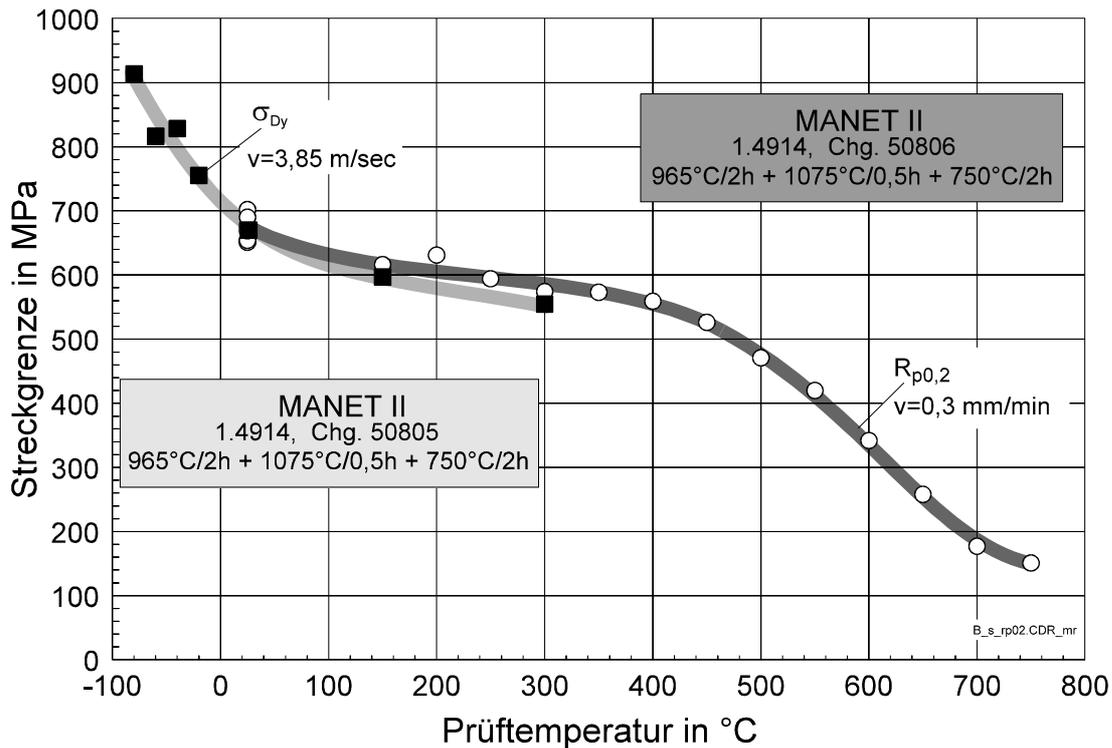


Abbildung 3: Vergleich zwischen der dynamischen und quasi-statischen Streckgrenze

3 DAS BESTRAHLUNGSPROGRAMM MANITU

3.1 ÜBERBLICK, INTENTION, AKTUELLER STAND

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

Bei dem vorangegangenen Bestrahlungsprojekt FRUST/SIENA [9] 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 (Δ 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 [10].

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.

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

Die Bestrahlung wurde in zwei Phasen im High-Flux-Reactor (HFR) des European Joint Research Centre in Petten, Niederlande, durchgeführt [11]. Die für den vorliegenden Bericht relevante zweite Bestrahlungsphase umfaßt insgesamt 100 KLST-Proben aus drei bislang nicht untersuchten Legierungen (s. Tabelle 1), die bei Temperaturen von 250, 300, 350, 400 und 450°C bis zu

Tabelle 1: Legierungen der 2. Bestrahlungsphase bis 0,8 dpa von MANITU

9-12% CrMoV(Nb)	7-10% CrWVTa niedrig aktivierbar
OPTIMAR	OPTIFER IV
(MANET-I)	GA3X

einer Dosis von 0,8 dpa bestrahlt wurden. Die Prüfung dieser Proben ist abgeschlossen. Die Ergebnisse werden im folgenden dargestellt und diskutiert. Weitere 80 angeschwungene oder mit veränderten Kerben

ausgestattete Proben der Legierung MANET-I wurden bestrahlt, die Ergebnisse werden in einem gesonderten Bericht vorgestellt.

180 KLST-Proben aus den Legierungen der ersten Bestrahlungsphase wurden unter den gleichen Bedingungen bis zu einer Dosis von 2,4 dpa bestrahlt. Die Prüfung dieser Proben ist ebenfalls abgeschlossen, die Ergebnisse wurden in [12] zusammengefaßt und werden in einem detaillierten Bericht vorgestellt.

3.2 VERSUCHSMATERIALIEN

Aus den mit der Legierung CETA (Ch. 858) gemachten Erfahrungen heraus wurden OPTIFER-Legierungen mit deutlich verbesserten Kerbschlageigenschaften entwickelt. Die für grundsätzliche Untersuchungen erschmolzene Vorcharge – aus der OPTIFER-I bis –III entwickelt wurden – stellte sich dabei als so gut heraus, daß sie als OPTIFER-IV in die OPTIFER-Reihe übernommen wurde [26]. OPTIFER-IV wurde bei der Firma SAARSCHMIEDE (vormals SAARSTAHL bzw. Röchling) offen erschmolzen und in einem Vakuumlichtbogenofen umgeschmolzen. Die Anlieferung erfolgte in Form von geschmiedeten 25 mm-Vierkantstäben.

Die verwendete 10,5% CrMoVNb-Legierung OPTIMAR dient zur Untersuchung des Einflusses verschiedener Legierungselementgehalte im Vergleich zu den MANET-Legierungen. Wie diese wurde sie im IMF aus dem kommerziellen Stahl X 18 CrMoVNb 12 1 (DIN 1.4914) weiterentwickelt. Waren die beiden MANET-Legierungen speziell für Fusionszwecke konzipiert worden [1, 9, 10, 11, 13, 14, 24], so ist die OPTIMAR-Legierung wie die K-Charge für konventionelle Anwendungen entwickelt worden [1, 16, 17, 18, 19, 20, 21]. Die OPTIMAR-Charge wurde bei der Firma SAARSCHMIEDE erschmolzen und in Form von Vierkantstangen angeliefert.

Ein Blech der GA3X-Legierung (Hersteller: MITSUBISHI Corporation) wurde von den BATELLE Pacific Northwest Laboratories (Dr. D.S. Gelles) geliefert, Kerbschlagergebnisse nach ASTM sind vom GA3X-Stahl bekannt [22].

3.2.1 Chemische Zusammensetzung

In Tabelle 2 ist die prozentuale chemische Zusammensetzung der einzelnen Legierungen angegeben. Die Angaben stammen entweder vom Hersteller oder aus IMF-eigenen Analysen. Zum Vergleich sind Legierungen aus dem 0,8-dpa-Bestrahlungsexperiment der ersten Bestrahlungsphase (D271-02) mit aufgeführt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der einzelnen Legierungen in Prozent

	Materialien in D271-04			Vergleich D271-02			
	OPTIFER IV ¹	GA3X ²	OPTIMAR ¹	OPTIFER Ia ¹	F82H ²	ORNL ¹	MANET I ²
	986489		699	664	std.	3791	53645
Cr	8,5	9,17	10,5	9,3	7,73	8,9	10,8
W	1,16	2,12		0,965	2,06	2,01	
Ge	-	-					
N	0,06	0,0018	0,033	0,015	0,0027	0,0215	0,02
C	0,11	0,159	0,11	0,1	0,092	0,11	0,14
Mn	0,6	0,042	1,22	0,5	0,083	0,44	0,76
Ta	0,15	0,011		0,066	0,018	0,06	
P	0,004		0,004	0,0047	0,003 ¹	0,015	0,005
S	0,004		0,003	0,005	0,003 ¹	0,008	0,004
V	0,23	0,314	0,21	0,26	0,189	0,23	0,2
B	0,003		0,0072	0,006	0,003 ¹	<0,001	0,0085
Si	-		0,31	0,06	0,09 ¹	0,21	0,37
Ni		0,021	0,60	0,005	0,032	<0,01	0,92
Mo		0,0077	0,63	0,005	0,0053	0,01	0,77
Al		0,015	0,014	0,008	0,01	0,017	0,054
Co		0,003	0,003		0,0024	0,012	0,01
Cu		0,0017		0,035	0,0059	0,03	0,015
Nb		0,011	0,21	0,009	0,0057		0,16
Zr						<0,001	0,059
Ce	-			<0,001			
Ti	< 0,02	0,001		0,007	0,0104	<0,01	
Fe	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest	Rest

¹ Herstellerangabe² IMF-Analyse

3.2.2 Bearbeitungsschritte

Beim GA3X-Stahl waren vor der Probenherstellung noch einige Kaltwalzschritte mit nachfolgender Glühung notwendig. Dadurch ergab sich im Vergleich zu OPTIFER-IV und OPTIMAR ein gewisser Kaltverformungsgrad **vor** der Endwärmebehandlung. Die Endwärmebehandlung wurde bei allen Stählen im IMF durchgeführt. Abschließend wurde von jedem Materialstück die Härte

gemessen (s. Tabelle 3). Der Gefügestand der einzelnen Legierungen vor der Probenherstellung ist in [3] dokumentiert.

Tabelle 3: Materialzustand vor der Probenherstellung

Werkstoff	Kaltverformungsgrad	Endwärmebehandlung	Härte HV2	Korngröße in μm
OPTIFER IV	--	1000°C/ 0,5h + 730°C/2h	238	13 \pm 2
GA3X	25%	1000°C/ 1h + 700°C/2h	256	55 \pm 5
OPTIMAR	--	965°C/2h + 1075°C/ 0,5h + 700°C/2h	308	25 \pm 5
OPTIFER Ia	--	1075°C/ 0,5h + 780°C/2h	199	50 \pm 5
F82H	20%	1040°C/ 0,5h + 750°C/2h	227	35 \pm 5
ORNL	22%	1050°C/ 0,5h + 750°C/1h	245	25 \pm 5
MANET I	23%	980°C/2h + 1075°C/ 0,5h + 750°C/2h	279	30 \pm 5

Da die Wärmebehandlungen der miteinander verglichenen Legierungen nicht identisch sind, muß auch ein daraus resultierender möglicher Einfluß bedacht werden. In [9] zeigte sich für MANET-I eine mit steigender Anlaßtemperatur linear abnehmende Versprödungstemperatur.

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 [3] ausführlich dargestellt.

3.4 BESTRAHLUNGSDATEN UND PARAMETER

Für das Bestrahlungsexperiment MANITU wurde eine sog. TRIO-Kapsel verwendet [23]. Diese Bestrahlungskapsel kann mit drei Probenhaltern bestückt werden. Die MANITU-Probenhalter sind in jeweils fünf Etagen aufgeteilt. Die Bestrahlungstemperatur kann in jeder Etage separat geregelt werden. Pro Etage wurden beim MANITU-Programm jeweils 36 KLST-Proben bestrahlt. Die Anordnung der einzelnen Etagen mit der jeweiligen Bestrahlungstemperatur ist in Abbildung 4 dargestellt (s.a. [11]).

Die TRIO-Kapsel für das MANITU-Experiment 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 ($E > 0,1 \text{ MeV}$) $1,90 \cdot 10^{18} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ [23]. Die zweite Bestrahlungsphase bis zu einer Nenndosis von 0,8 dpa lief unter der Experimentnummer D 271-04 und erfolgte in vier Zyklen vom

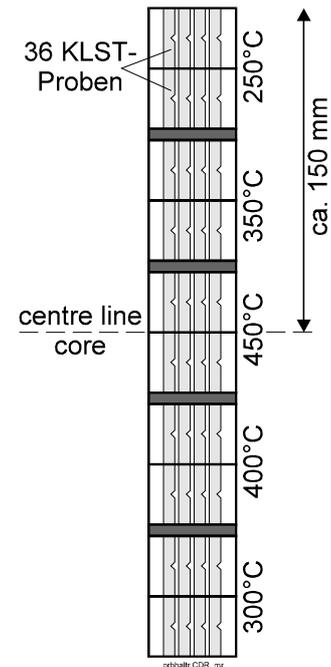


Abbildung 4: MANITU-Probenhalter

20.10.1994 bis 06.02.1995. Durch die vertikale Anordnung der Proben im Probenhalter weichen die tatsächlichen Dosiswerte in den einzelnen Etagen entsprechend der Flußverteilung in der Reaktorposition F2 [23] von der Nenndosis ab (s. Tabelle 4). Der Maximalwert der Dosis betrug für die schnellen Neutronen ($E > 1 \text{ MeV}$) $0,657 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$ und für die thermischen Neutronen ($E > 0,1 \text{ MeV}$) $1,393 \cdot 10^{21} \text{ n/cm}^2$.

Dies entspricht einem Versetzungsschaden von 1,024 dpa.

Die in der Tabelle 4 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.

Tabelle 4: Soll- und Istwerte der 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 Auswerteergebnisse 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 werden in [1] bereits vorgestellte Ergebnisse mit aufgeführt: MANET-I wegen seiner Ähnlichkeit zu OPTIMAR, OPTIFER-Ia zum Vergleich mit OPTIFER-IV und F82H sowie ORNL zum Vergleich mit GA3X und aufgrund ihrer guten Resultate in [1, 2].

Die Ergebnisse der Versuche an den unbestrahlten Werkstoffen sind in [3] dokumentiert. Die aufgenommenen Kraft-Durchbiegungs-Verläufe wurden für diesen Bericht erneut ausgewertet, um eine Vergleichbarkeit mit der Auswertung der bestrahlten Proben sicherzustellen. Dabei traten keine relevanten Unterschiede zu [3] zutage.

4.1 SCHLAGARBEIT IN DER HOCHLAGE (USE)

Betrachtet man in der Abbildung 5 die USE-Verläufe der verschiedenen Stähle über der Bestrahlungstemperatur, so zeigt die Cr-NiMoVNb-Legierung OPTIMAR ein MANET-I sehr ähnliches Verhalten: der stärkste Abfall der

Hochlageenergie findet zwischen 350 und 450 °C statt, die Schlagarbeitswerte sind geringfügig niedriger oder gleich hoch wie bei MANET-I.

Deutlich darüber und auch noch über den Werten der ORNL-Legierung liegen die USE-Werte der 9Cr-1WVTa-Legierung OPTIFER-IV, die prinzipiell der Kurve der Legierung OPTIFER-Ia folgen, jedoch auf etwas niedrigerem Niveau. Der gegenüber den Cr-NiMoVNB-Legierungen deutlich schwächere USE-Abfall findet hauptsächlich zwischen 350 und 400°C statt.

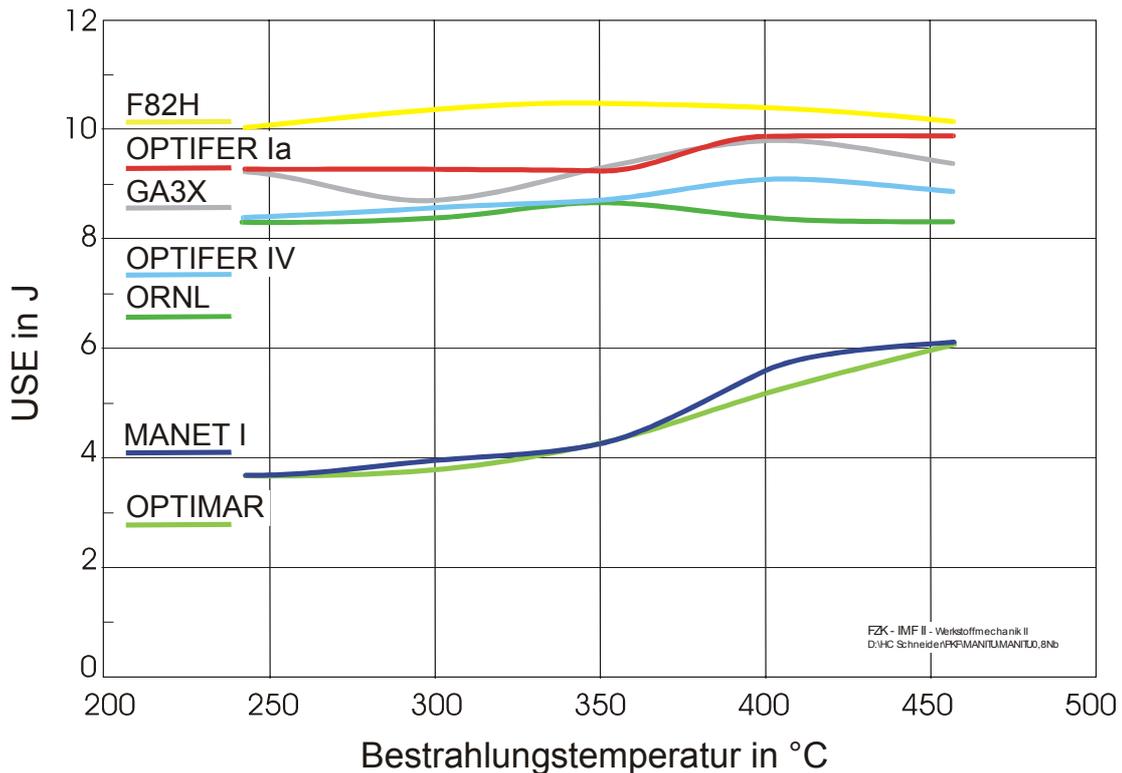


Abbildung 5: Vergleich der USE in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Die 9Cr-2WVTa-Legierung GA3X zeigt ein uneinheitliches Bild: ungefähr auf demselben Niveau wie OPTIFER-Ia liegend zeigen die USE-Werte keine eindeutige Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur; bei 250, 350, 450°C liegen sie auf identischem Niveau, bei 300°C darunter und bei 400°C darüber. Damit befindet sich GA3X unter dem Niveau der 8Cr-2WVTa-Legierung F82H, aber über dem 9Cr-2WVTa-Stahl ORNL.

Von den drei neu untersuchten Legierungen weist der GA3X-Stahl die höchsten Schlagarbeitswerte in der Hochlage auf, kann aber nur teilweise an OPTIFER-Ia und nicht an F82H aus der ersten Bestrahlungsphase heranreichen.

Beim Einsatz von martensitischen Legierungen in zukünftigen Fusionsanlagen ist aufgrund der Materialversprödung der Temperaturbereich von 250-350°C von besonderem Interesse. Bei höheren Bestrahlungstemperaturen (400-

450°C) beobachtet man bei den meisten Stählen die geringsten Bestrahlungseffekte. In Abbildung 6 sind die USE-Werte der einzelnen Legierungen, getrennt für den unteren und oberen Temperaturbereich, in Form eines Balkendiagramms dargestellt.

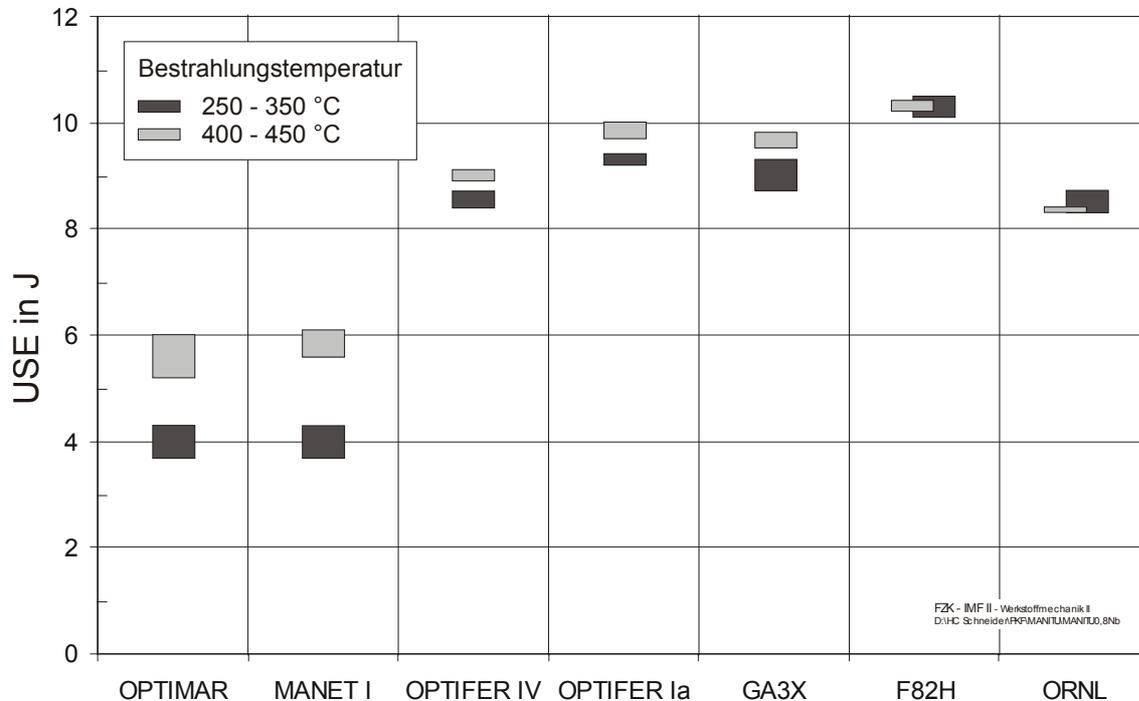


Abbildung 6: USE im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

Deutlich sichtbar ist, daß die Abhängigkeit der USE von der Bestrahlungstemperatur beim GA3X-Stahl größer als bei F82H und ORNL ist, und zwar in etwa auf dem Niveau der OPTIFER-Legierungen. Dabei muß aber die uneinheitliche Form der USE-Kurve aus Abbildung 5 bedacht werden.

4.2 SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR (DBTT)

In der Abbildung 7 ist die Versprödungscharakteristik der untersuchten Legierungen, gemessen an der Sprödbbruchübergangstemperatur, in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur dargestellt.

Mit Ausnahme der OPTIFER-II- und der ORNL-Legierung nahmen wie in [1] gezeigt die DBTT-Werte bei allen Stählen mit sinkender Bestrahlungstemperatur stetig zu. OPTIFER-IV und OPTIMAR zeigen ebenfalls dieses Verhalten, während GA3X ähnlich wie ORNL keinen solchen Zusammenhang erkennen läßt.

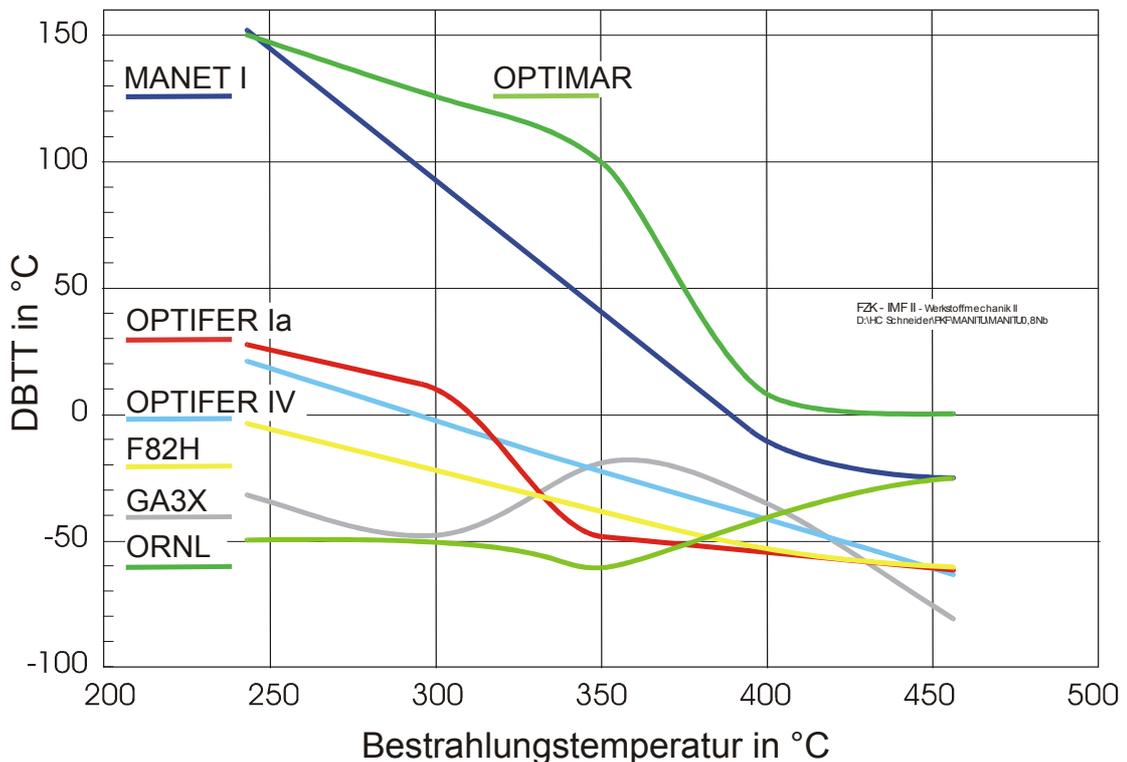


Abbildung 7: Vergleich der DBTT in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Bei OPTIMAR ist wie auch schon bei MANET-I zwischen 450 und 400°C nur eine geringe Abhängigkeit der DBTT von der Bestrahlungstemperatur zu beobachten. Unterhalb von ca. 400°C steigen die DBTT-Werte jedoch erheblich an, am stärksten bis hinab zu 350°C. Die Werte liegen in der Größenordnung von MANET-I, jedoch bei allen Bestrahlungstemperaturen außer 250°C darüber.

OPTIFER-IV zeigt im Bereich der DBTT-Werte von OPTIFER-Ia einen mit steigender Bestrahlungstemperatur linear abnehmenden Verlauf mit geringeren DBTT-Werten unterhalb von ca. 300°C.

Beim GA3X-Stahl liegt die DBTT-Kurve zwischen 250 und 300°C im Bereich der ORNL-Kurve und damit niedriger als zwischen 350 und 400°C. Sie geht bei weiter steigenden Temperaturen auf das tiefste Niveau, das bei allen hier und in [1] untersuchten Stählen gefunden wurde.

Im unteren Bereich der Bestrahlungstemperatur (250-350°C) wird der gute DBTT-Verlauf des ORNL-Stahles allenfalls vom GA3X (250-300°C) erreicht, erst ab 400°C ist OPTIFER IV vergleichbar, während OPTIMAR noch schlechter als MANET-I abschneidet.

In der Abbildung 8 sind die DBTT-Werte für den oberen und unteren Bereich der Bestrahlungstemperatur der einzelnen Legierungen als Balkendiagramm

dargestellt. Besonders auffällig ist die starke Temperaturabhängigkeit der beiden die Cr-NiMoVNb-Legierungen OPTIMAR und MANET-I. Die Zusammenfassung der Temperaturbereiche täuscht etwas über das uneinheitliche Verhalten von GA3X hinweg.

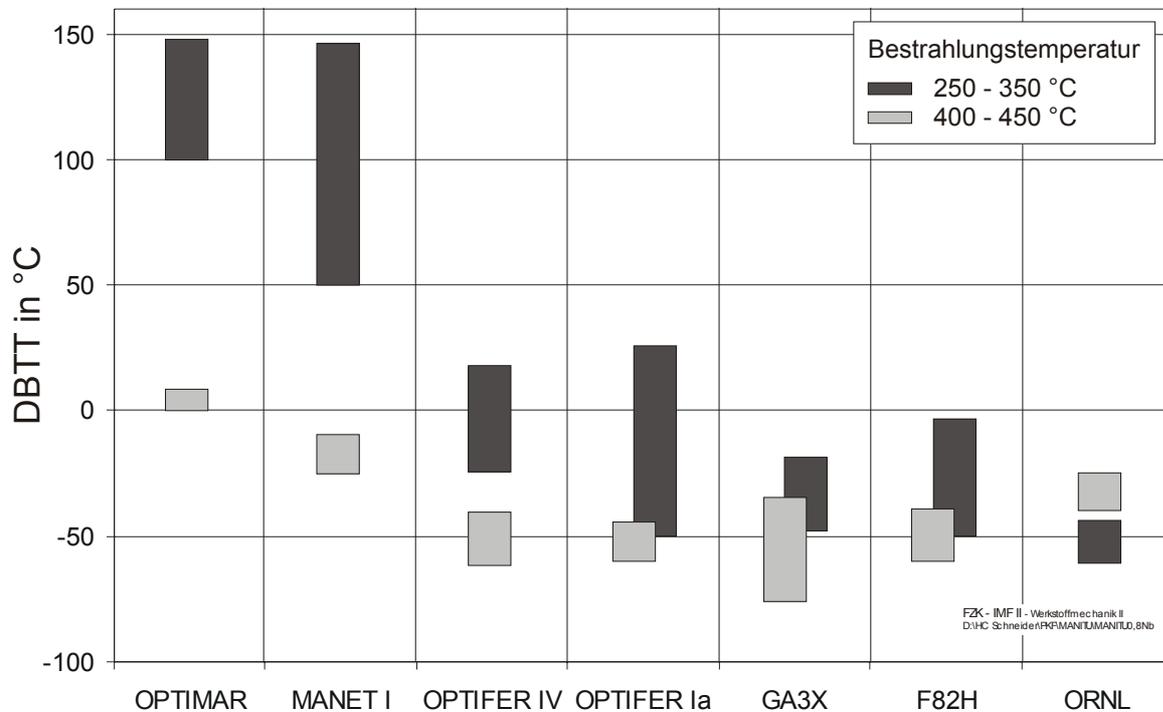


Abbildung 8: DBTT im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

4.3 NIEDRIGSTE TEMPERATUR IN DER HOCHLAGE (LTUS)

Abbildung 9 zeigt die designorientierte Versprödungstemperatur (LTUS) der einzelnen Stähle in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur.

Die bei Temperaturen unterhalb von ca. 300°C bei den MANET-Legierungen und andeutungsweise auch bei der OPTIFER-Ia-Legierung beobachtete Sättigung [1] ist auch bei OPTIFER-IV festzustellen, dort sogar bereits ab 350°C. Die LTUS-Werte bleiben bei sinkender Bestrahlungstemperatur annähernd konstant.

OPTIMAR zeigt zwar keine absolute Sättigung, aber nur noch einen vergleichsweise geringen Anstieg im unteren Temperaturbereich.

Der LTUS-Verlauf der GA3X-Legierung ist völlig anders geartet und am ehesten noch mit dem des ORNL-Stahls vergleichbar. GA3X zeigt bei 350°C ein Maximum und fällt sowohl zu höheren als auch zu tieferen Temperaturen wieder ab. Bei 250 und 300°C bleiben die LTUS-Werte konstant.

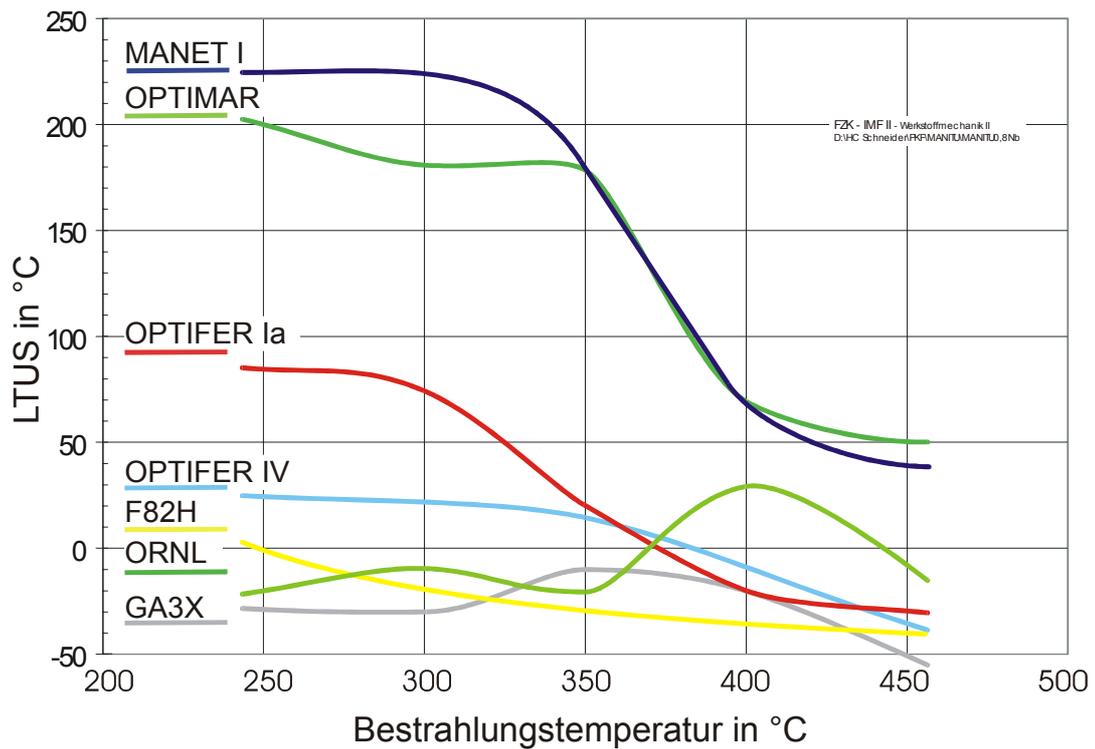


Abbildung 9: Vergleich der LTUS in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

Im Temperaturbereich von 400 bis 450°C weisen die Legierungen F82H, OPTIFER-Ia und IV und GA3X die besten Werte auf. OPTMAR schneidet in allen Bereichen ähnlich schlecht wie MANET-I ab. Im Niedertemperaturbereich von 250-300°C werden die ORNL- und F82H-Legierung durch GA3X mit Werten von -30°C noch deutlich unterboten. Das gute Abschneiden von GA3X und der enge Sättigungsbereich von OPTIFER-IV gehen anschaulich mit der Aufteilung in einen oberen und unteren Bestrahlungstemperaturbereich aus der Abbildung 10 hervor.

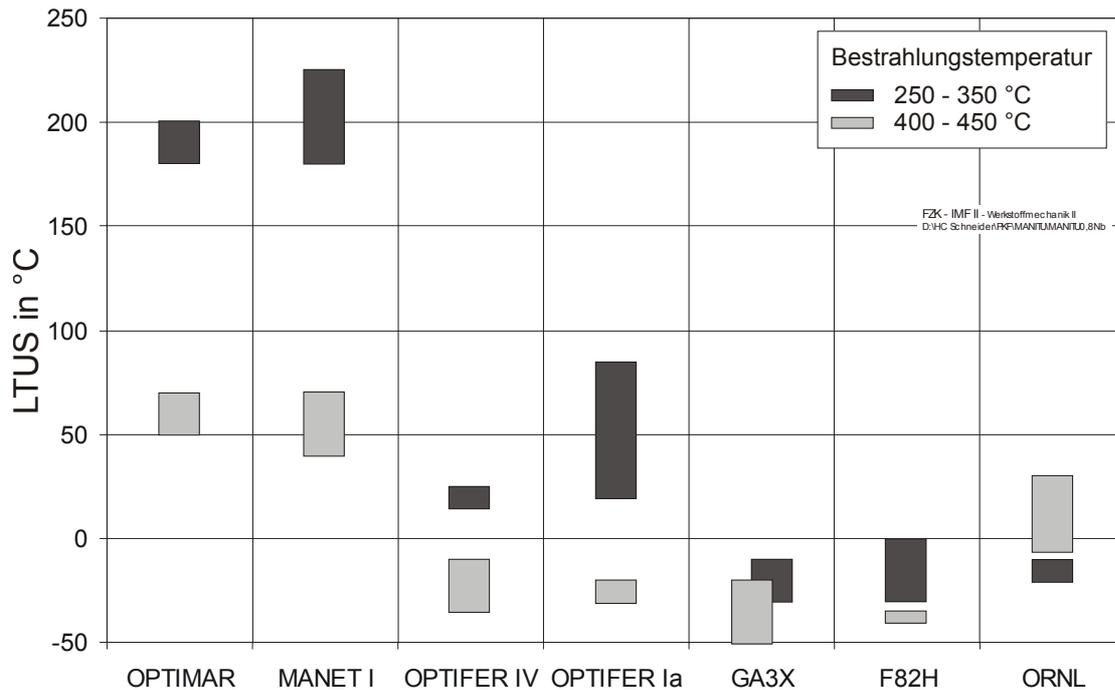


Abbildung 10: LTUS im unteren und oberen Bereich der Bestrahlungstemperatur

4.4 DYNAMISCHE STRECKGRENZE ($\sigma_{YD, 100^\circ C}$)

Die bei einer Prüftemperatur von 100°C ermittelten Werte der dynamischen Streckgrenze in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur sind in der Abbildung 11 dargestellt. Aufgrund der Charakteristik der GA3X-Legierung mit ihren tiefen Übergangstemperaturen konnte dort die dynamische Streckgrenze nicht bei 100°C, sondern nur bei 26°C ermittelt werden. Wo es für die Vergleichbarkeit sinnvoll ist, wurde diese durchgezogene Kurve für 26°C um eine punktierte Kurve ergänzt, die sich aus den auf 100°C extrapolierten Werten der dynamischen Streckgrenzenkurven im Anhang ergibt.

Im Allgemeinen gilt bei den martensitischen Legierungen für die Versprödungs- und Festigkeitseigenschaften die gegensätzliche Beziehung „je besser die Versprödungstemperaturwerte, desto schlechter die Festigkeit“.

In [1] waren deshalb bereits die relativ hohen Werte der F82H- und ORNL-Legierung hervorgehoben worden. Beide Legierungen zeigen ungefähr denselben Verlauf der dynamischen Streckgrenze bei 100°C über der Bestrahlungstemperatur. Ihre Werte liegen oberhalb derer der OPTIFER-Ia-Legierung, obwohl sie – zumindest bis 350°C - deutlich bessere Versprödungstemperaturen aufweisen.

OPTIFER-IV liegt von seiner Streckgrenze her im Bereich von MANET-I und damit sehr deutlich über den eben erwähnten Stählen; seine DBTT ist dabei aber im unteren Temperaturbereich etwas besser als die von OPTIFER-Ia, während seine LTUS wesentlich besser ist.

GA3X besitzt die schon gezeigten sehr guten Versprödungstemperaturen, kann aber dazu einen Streckgrenzenverlauf aufweisen, der in der gleichen hohen Größenordnung liegt wie der von OPTIFER-IV

OPTIMAR zeigt die höchsten Streckgrenzen und die schlechtesten Spröbruchübergangstemperaturen und bestätigt damit die bei den MANET-Stählen gemachten Erfahrungen.

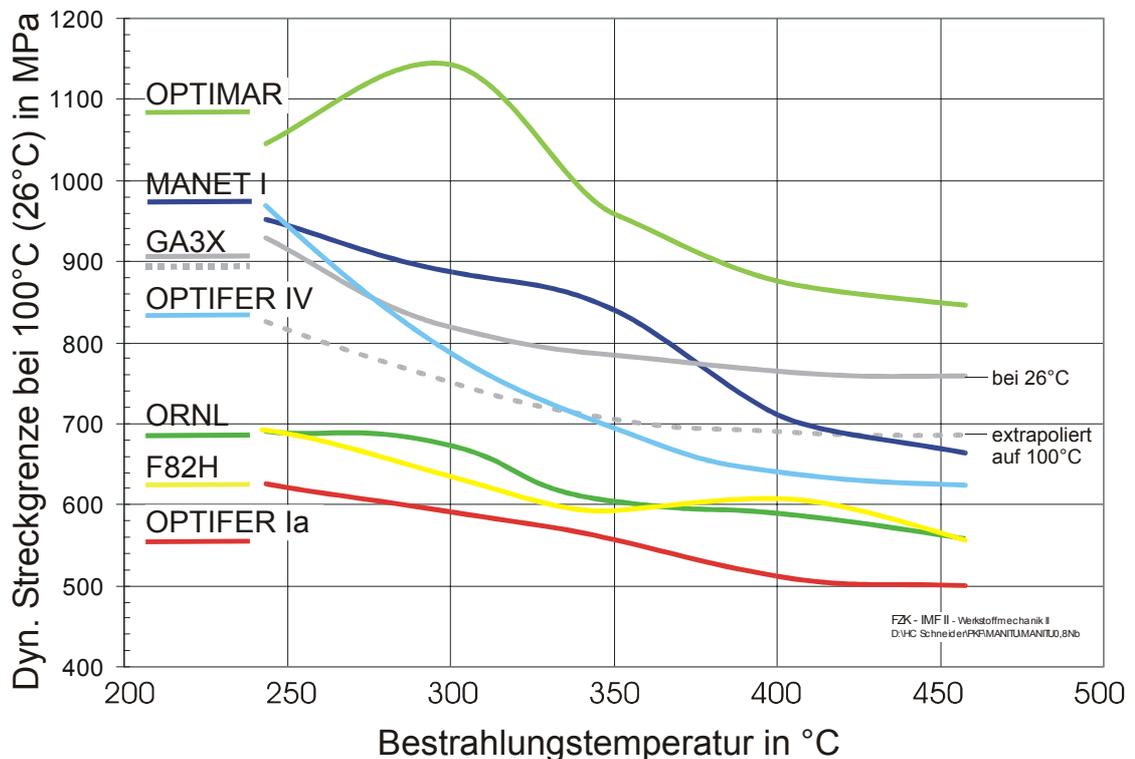


Abbildung 11: $\sigma_{yd, 100/26^\circ C}$ in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur

4.5 VERSPRÖDUNG UND FESTIGKEIT

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 Streckgrenzen) aufzutragen. Festigkeit und Versprödung nehmen durch Neutronenbestrahlung zu, wobei aber die

durch Versprödung entstehenden Risiken nicht durch eine gesteigerte Festigkeit ausgeglichen werden können. 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.

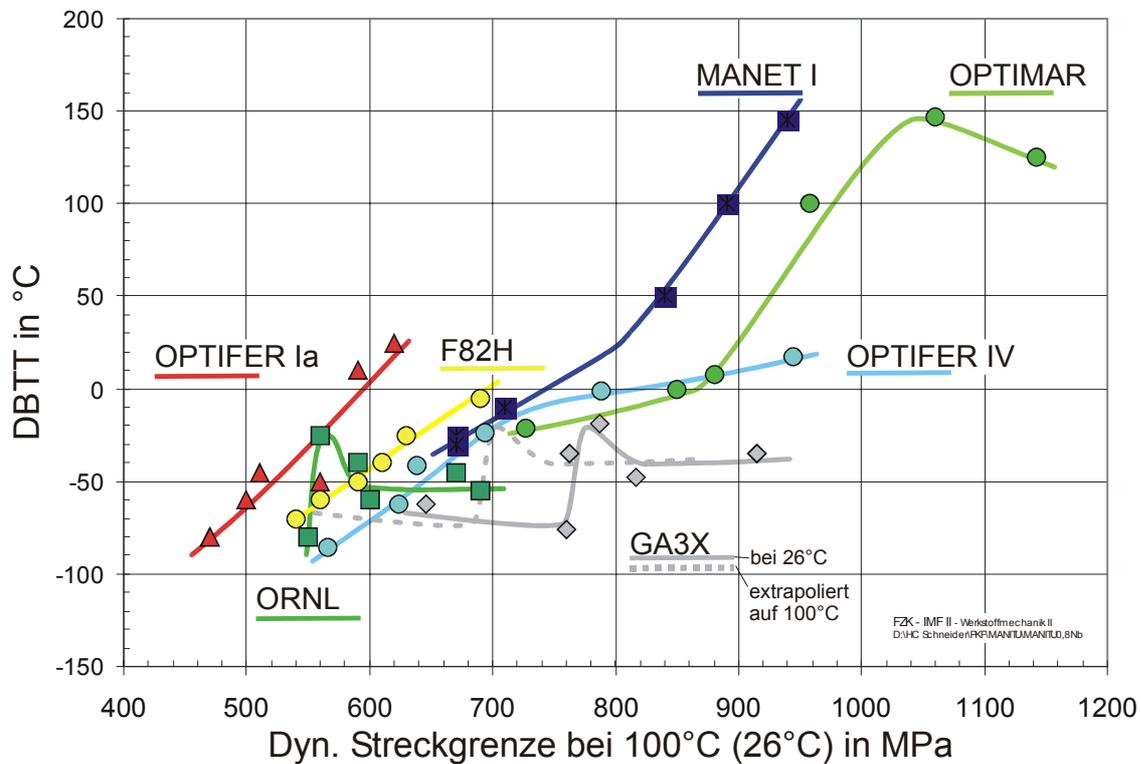


Abbildung 12: DBTT über $\bar{\sigma}_{yd,100^\circ C}$

In der Abbildung 12 sind die Spröbruchübergangstemperaturen der verschiedenen Legierungen über den entsprechenden dynamischen Streckgrenzenwerten aufgetragen und mit Linien verbunden, die als Orientierung von Streubändern aufgefaßt werden können. In der Abbildung 13 sind die niedrigsten Temperaturen in der Hochlage über der Streckgrenze eingezeichnet. Bei jedem Material wurde der niedrigste Meßpunkt aus dem unbestrahlten Zustand gewonnen; die fünf Punkte darüber repräsentieren die Ergebnisse nach Bestrahlung. Die Länge der Streubänder ist ein Maß für den Einfluß der Bestrahlung auf die mechanischen Eigenschaften. Je nach Steigung der Streubänder überwiegt entweder die bestrahlungsinduzierte Versprödung oder Verfestigung.

In der Abbildung 12 erkennt man sowohl den starken Bestrahlungseinfluß als auch die hohen Festigkeitswerte der Cr-NiMoVNb-Legierungen OPTIMAR und

MANET-I gegenüber den Cr-2WVTa-Legierungen GA3X, F82H und ORNL und den Cr-WVTa-Legierungen OPTIFER-Ia und OPTIFER-IV. Wie die MANET-Stähle hebt sich auch OPTIMAR durch seine hohen Versprödungswerte hervor. Der scheinbare Abfall der Versprödung mit weiter gesteigerter Verfestigung ergibt sich aus der für 250°C wieder zurückgegangenen dynamischen Streckgrenze bei höchster Versprödung.

Weisen bei verschiedenen Stählen die Versprödung-Verfestigungsgeraden ungefähr gleiche Steigungen auf, dann nimmt bei diesen Stählen die Festigkeit im selben Verhältnis wie die Versprödung zu. Dies trifft hier sowohl für die beiden Cr-NiMoVNB-Legierungen Legierungen OPTIMAR und MANET-I als auch für OPTIFER-Ia im Vergleich zu F82H oder OPTIFER-IV im linken Kurvenast zu.

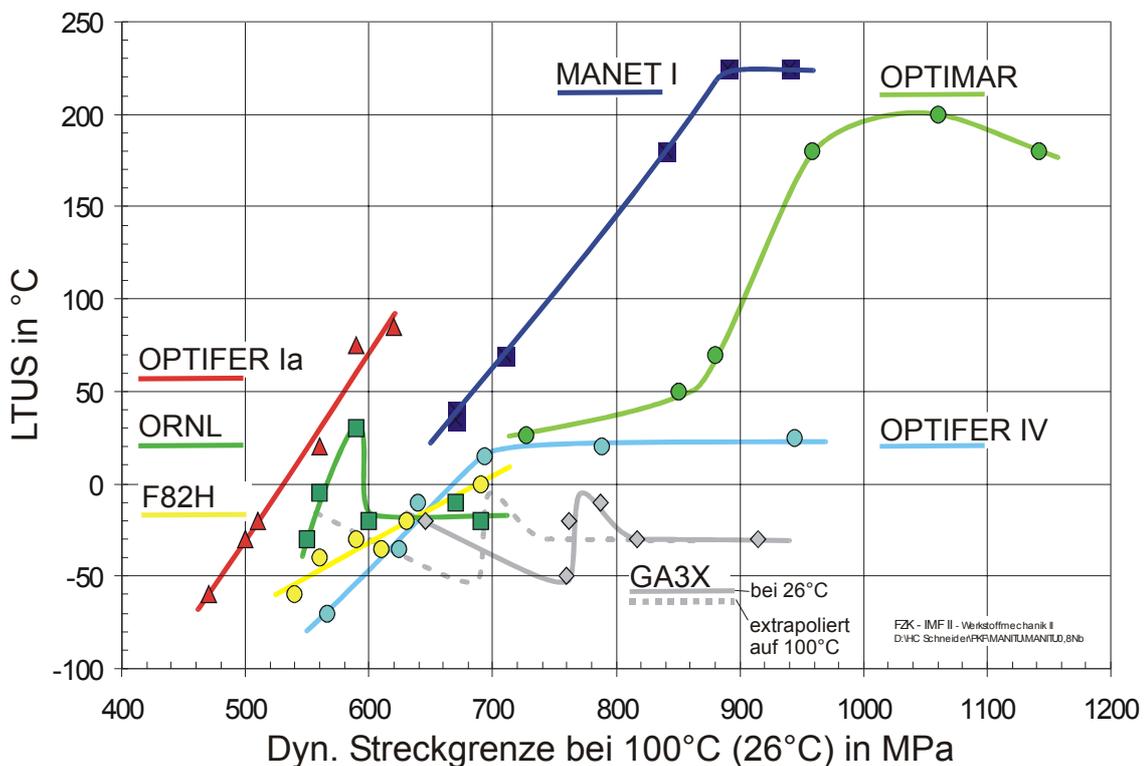


Abbildung 13: LTUS über $\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$

GA3X weist wie ORNL eine abweichende Kurvenform auf. Die insgesamt als flach zu bezeichnenden Kurven zeigen eine über den ganzen Temperaturbereich fast ausschließlich Verfestigung

Die Praxistauglichkeit der Legierungen wird noch deutlicher, wenn man die Versprödung nach der niedrigsten Temperatur in der Hochlage charakterisiert (s. Abbildung 13).

Das mit Abstand beste Versprödungsverhalten bei hoher Festigkeit zeigt sich bei GA3X (punktierte Linie) und OPTIFER-IV. Durch die Verfestigungsneigung im tieferen Temperaturbereich bietet OPTIFER-IV wesentlich bessere Streckgrenzenwerte als alle anderen Legierungen mit niedrigen LTUS, weist aber nicht wesentlich höhere LTUS auf als der bislang nach diesen Kriterien als bester Stahl angesehene F82H [1].

Wie bei MANET-I und anderen Stählen in [1] setzt bei OPTIFER-IV bei niedrigen Bestrahlungstemperaturen eine Sättigung bei der Versprödung (LTUS) ein. In diesen Bereichen findet ausschließlich bestrahlungsinduzierte Verfestigung statt.

5 VERGLEICH DES BESTRAHLUNGSEINFLUSSES

5.1 REDUKTION DER ENERGIE IN DER HOCHLAGE

In der Abbildung 14 ist die durch Neutronenbestrahlung bedingte Reduktion der Hochlagenenergie als prozentuale Abweichung vom unbestrahlten Zustand eingezeichnet.

Im Bereich von 250-350°C der Bestrahlungstemperatur ist der Bestrahlungseinfluß auf die USE beim OPTIFER-IV und F82H-Stahl, gefolgt von der GA3X-, OPTIFER-Ia- und ORNL-Legierung, mit weniger als -10 % am geringsten. Beim OPTIMAR-Stahl zeigt sich eine Reduktion, die recht genau der von MANET-I entspricht: mit -33 bis -42 % liegt der Bestrahlungseinfluß um eine ganze Größenordnung höher als bei den besten Legierungen.

Im oberen Bestrahlungstemperaturbereich geht der Einfluß der Bestrahlung auf die USE allgemein zurück. OPTIMAR zeigt wie MANET-I und auch ORNL eine Reduktion zwischen 6 und 19%, F82H und OPTIFER-Ia bleiben unter 5%, während OPTIFER-IV und GA3X sogar eine leichte Zunahme der USE aufweisen. Dieser Effekt konnte bei den bisherigen Untersuchungen noch nicht beobachtet werden.

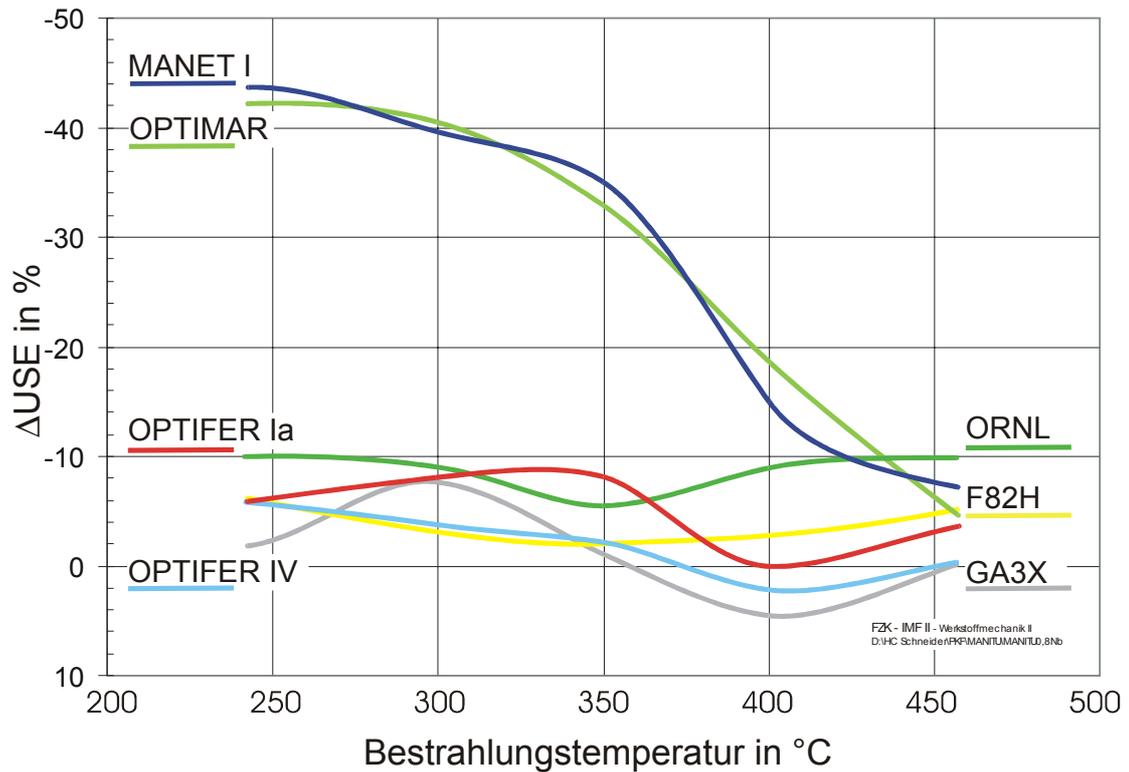


Abbildung 14: Bestrahlungsinduzierte Reduktion der Hochlagenenergie

5.2 ERHÖHUNG DER SPRÖDBRUCHÜBERGANGSTEMPERATUR

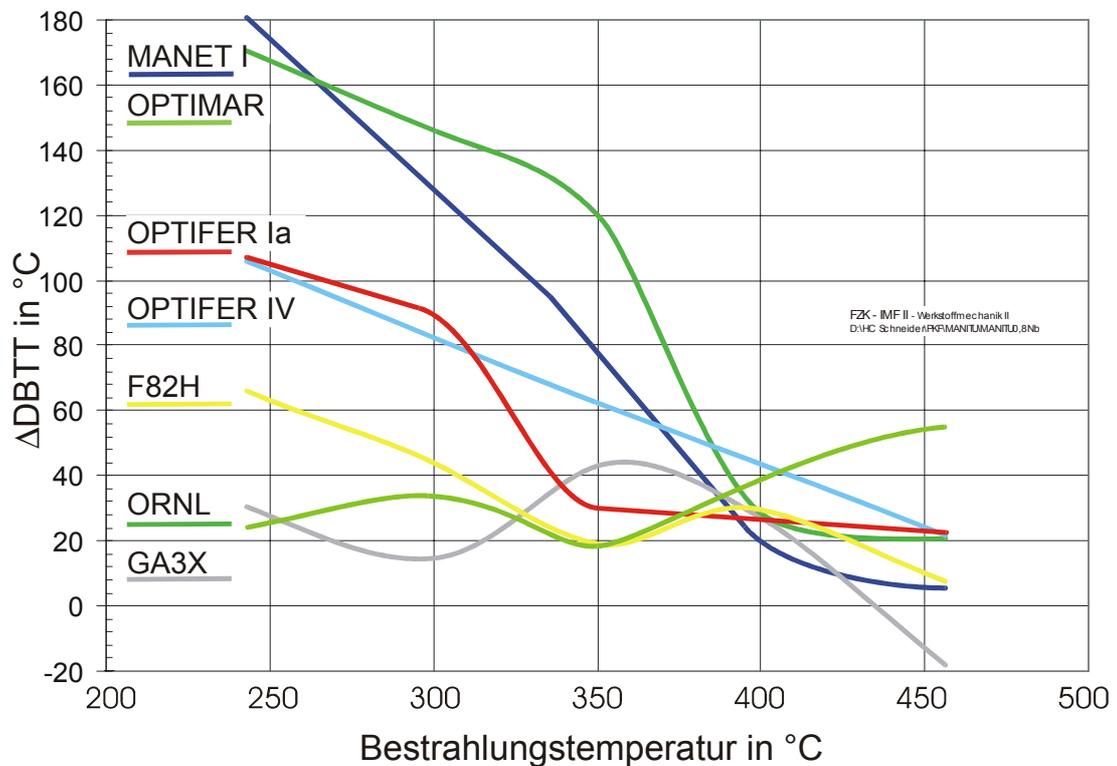


Abbildung 15: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der DBTT

Über den gesamten Temperaturbereich zeigt OPTIMAR ungefähr denselben Einfluß der Bestrahlung auf die DBTT-Verschiebung wie MANET-I, liegt aber außer bei 250°C stets darüber (s. Abbildung 15).

OPTIFER-IV weist unterhalb von 300°C einen vergleichbaren Bestrahlungseinfluß wie OPTIFER-Ia auf, zeigt aber zu höheren Temperaturen hin einen linearen und damit höheren Verlauf, um bei 450°C wieder auf die OPTIFER-Ia-Kurve zu treffen.

GA3X liegt bis auf den Wert bei 350°C auf oder unter dem von sich aus schon sehr niedrigen Niveau der Δ DBTT-Kurven von F82H und ORNL.

5.3 ERHÖHUNG DER LTUS

Beim Einfluß der Bestrahlung auf die LTUS ergeben sich gegenüber der bestrahlungsinduzierten DBTT-Verschiebung einige deutliche Unterschiede. Die entsprechenden Kurvenverläufe sind in der Abbildung 16 dargestellt.

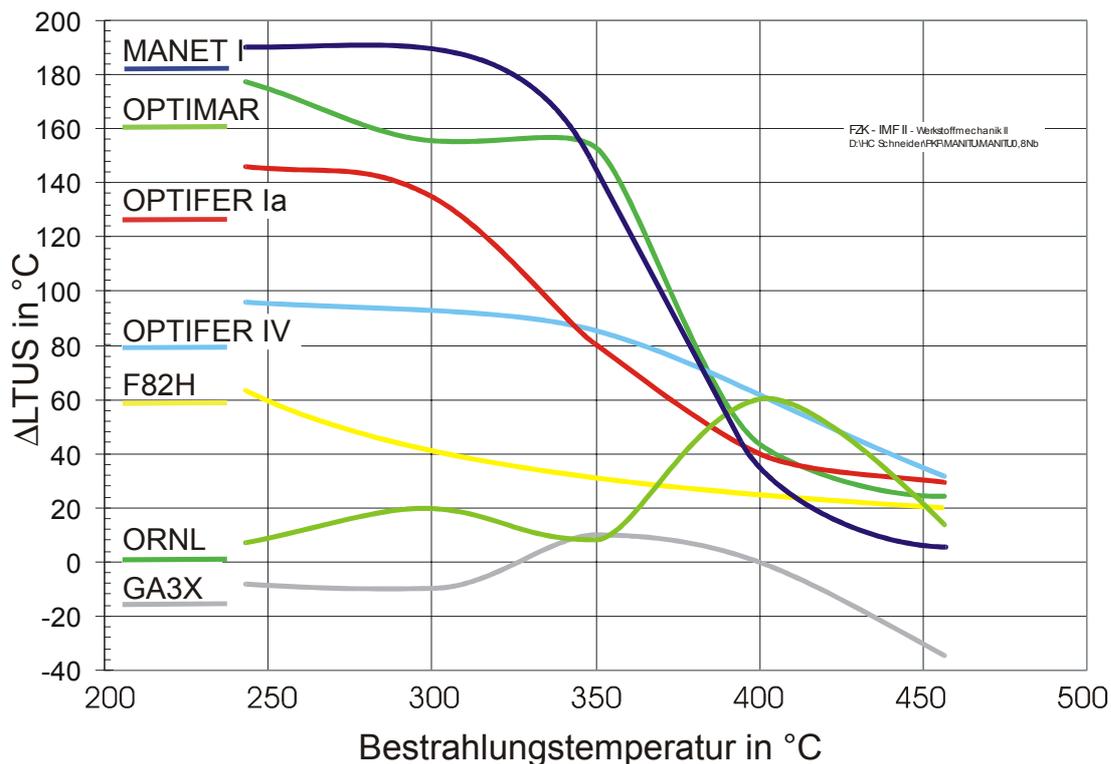


Abbildung 16: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der LTUS

Bei OPTIMAR wirkt sich die Bestrahlung schwächer auf die LTUS aus als bei MANET-I, was aber an der noch stärkeren Anfälligkeit des MANET-Stahls liegt und nicht an der Güte von OPTIMAR in dieser Eigenschaft.

OPTIFER-IV weist nun bis 300°C einen deutlich besseren Verlauf als OPTIFER-Ia auf. Dieser ist auch nicht mehr linear und nähert sich von 350 bis 450°C Bestrahlungstemperatur dem Verlauf von OPTIFER-Ia deutlich stärker an als bei der DBTT-Verschiebung.

Im gesamten Temperaturbereich weist die GA3X-Legierung mit weniger als 10°C von allen Stählen den kleinsten Bestrahlungseinfluß auf. Bemerkenswert sind die negativen Verschiebungen der LTUS bei 250, 300 und 450°C.

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 der Abbildung 17 in Abhängigkeit von der Bestrahlungstemperatur eingetragen.

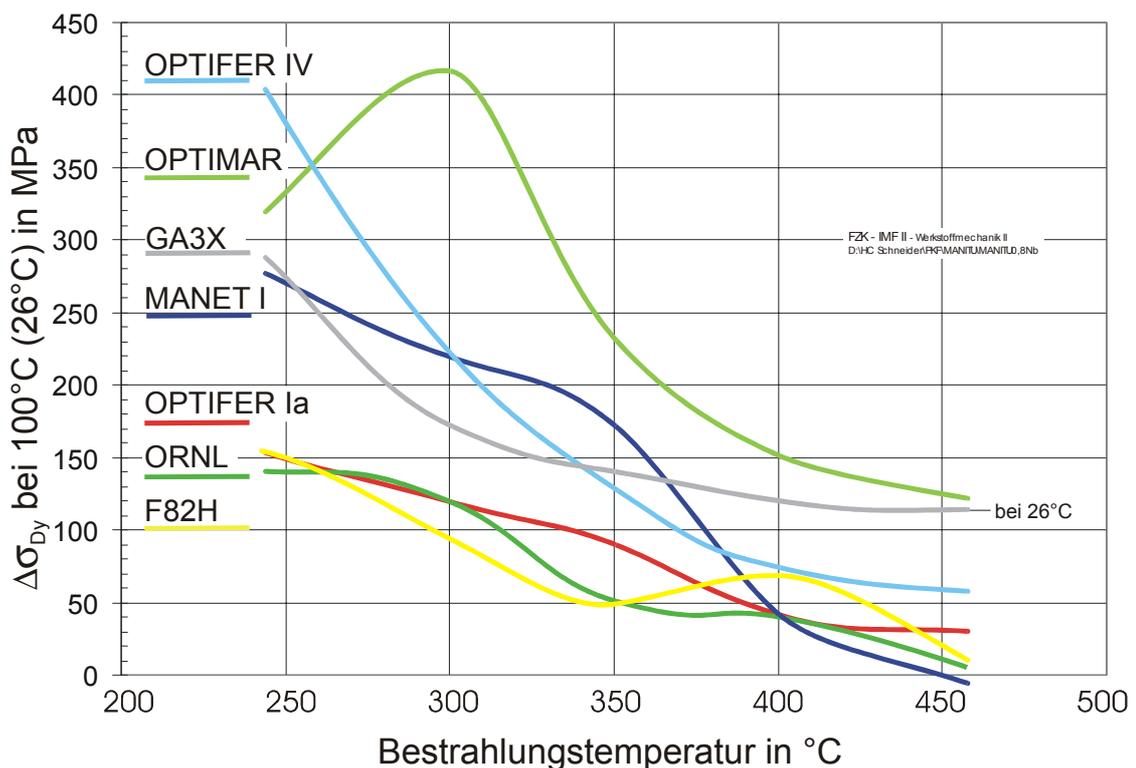


Abbildung 17: Bestrahlungsinduzierte Verschiebung der dynamischen Streckgrenze

Bis auf 250°C tritt bei der OPTIMAR-Legierung die höchste Verfestigung ein, die die von MANET-I noch weit übertrifft.

OPTIFER-IV und GA3X weisen eine deutlich stärkere Verfestigung als die drei übrigen Legierungen auf, wobei sie bis etwa 350°C bei OPTIFER-IV, darüber bei GA3X stärker ist. Dies ist insofern bemerkenswert, als Optifer-IV im Vergleich zu OPTIFER-Ia trotz erheblich größerer Festigkeitszunahme bei

niedrigen Temperaturen weniger stark versprödet. Die relativ hohe Festigkeitszunahme von GA3X bei auch höheren Temperaturen muß im Zusammenhang mit seiner geringen bzw. nicht ausgebildeten Versprödungsneigung gesehen werden.

5.5 VERSPRÖDUNGS- UND FESTIGKEITZUNAHME

In der Abbildung 18 ist die bestrahlungsinduzierte Versprödung über der Verfestigung aufgetragen. Während bei den in [1] untersuchten Cr-W- bzw. Cr-Ge-Legierungen die maximale Verfestigung bei 140-150 MPa endete, reicht sie für GA3X und OPTIFER-IV weit darüber hinaus und erreicht den Bereich der Cr-NiMoVNb-Stähle mit Werten von 270 und 380 MPa.

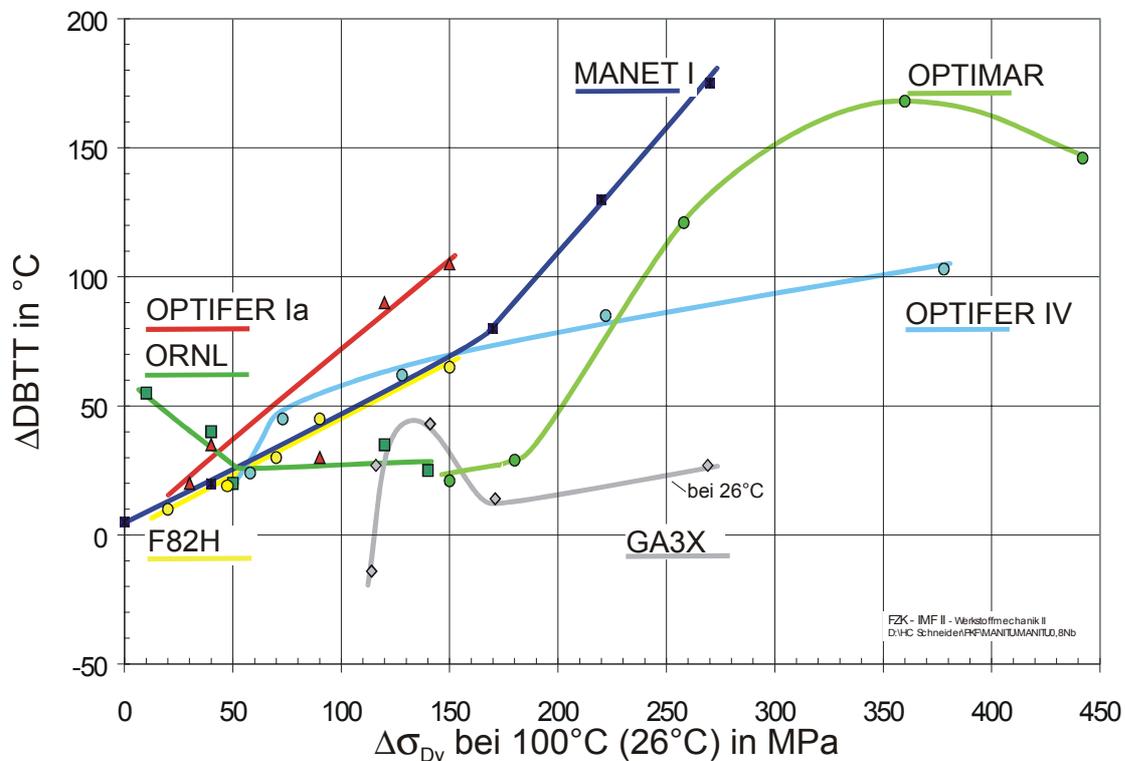


Abbildung 18: DBTT-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

Der flachere Verlauf Kurve zeigt die oben bereits angesprochene Eigenschaft von OPTIFER-IV, bei vergleichbarer Versprödungsneigung wesentlich stärker zu verfestigen als OPTIFER-Ia.

OPTIMAR ist dem Verhalten von MANET-I ähnlich, verfestigt jedoch deutlich stärker, wobei wieder beachtet werden muß, daß die stärkste Verfestigung nicht mit der niedrigsten Bestrahlungstemperatur zusammenfällt.

GA3X weist ein ähnlich uneinheitliches Bild auf wie die ORNL-Legierung, auch dieser Stahl zeigt im rechten Ast der Kurve nur noch weitere Verfestigung.

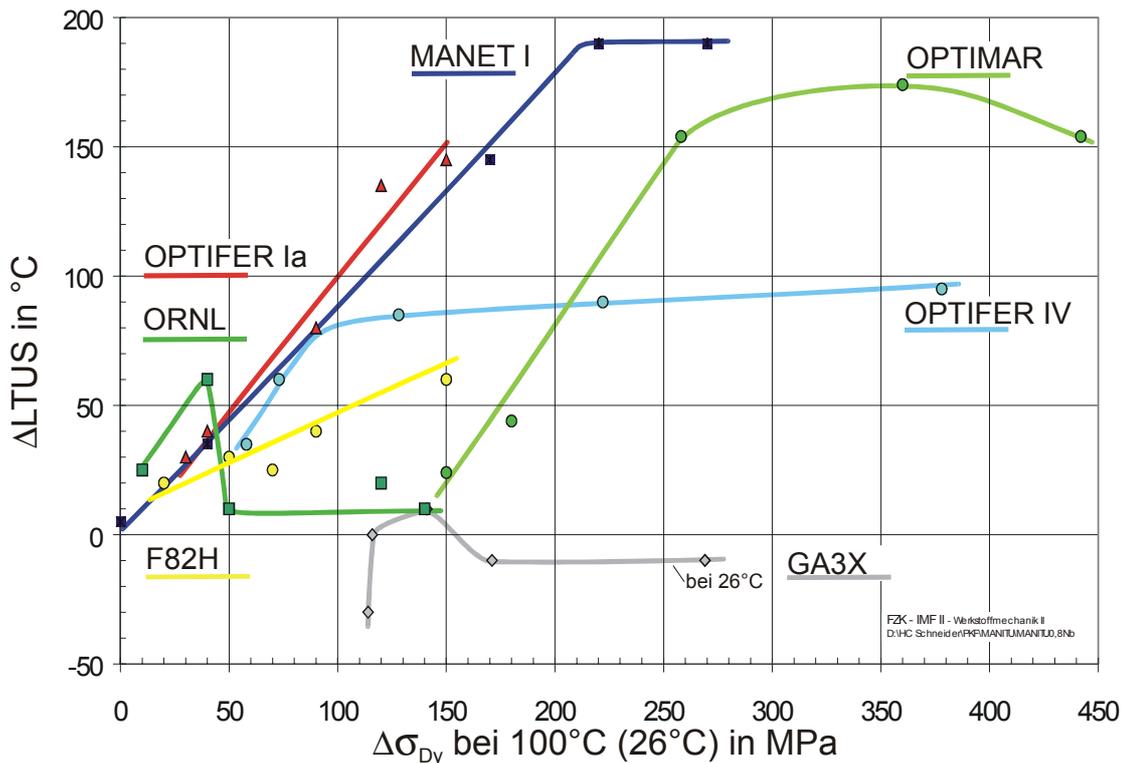


Abbildung 19: LTUS-Verschiebung in Abhängigkeit von der Verfestigung

Die Abbildung 19 zeigt die bestrahlungsinduzierte Zunahme der LTUS in Abhängigkeit von der Verfestigung. Gegenüber der Abbildung 18 ist hier zu erkennen, daß bei allen Legierungen, außer beim OPTIFER-Ia- und F82H-Stahl, früher oder später eine Sättigung in der Versprödung eintritt. Bei der OPTIFER-IV-Legierung ist dies schon bei 90 MPa, bei der GA3X-Legierung bei 150 MPa, und beim OPTIMAR-Stahl erst bei ca. 250 MPa der Fall.

Ein weiterer Unterschied zur Abbildung 18 besteht darin, daß alle Stähle bis zum Einsetzen der Versprödungssättigung mit Ausnahme der F82H- und GA3X-Legierungen in etwa dieselbe Steigung im $\Delta LTUS$ - $\Delta\sigma$ -Verlauf zeigen.

Für die designorientierte LTUS ergibt sich ein deutlich besseres Abschneiden von OPTIFER-IV gegenüber OPTIFER-Ia. Das beste Verhalten zeigt jedoch GA3X, der praktische keine LTUS-Verschiebung bei gleichzeitiger Verfestigung aufweist.

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. Aus früheren Untersuchungen [24] ist wiederum bekannt, daß verschiedene Anlaßwärmebehandlungen zumindest beim MANET-I-Stahl keine Auswirkung auf den Bestrahlungseinfluß haben. Dieses Ergebnis kann mit ziemlicher Sicherheit auch auf andere ferritisch-martensitische Legierungen übertragen werden. Bisher wurde aber noch nicht untersucht, ob und wie sich der Einfluß der Neutronenbestrahlung in Abhängigkeit unterschiedlicher Austenitisierungswärmebehandlungen ändert. Da sich die Austenitisierungstemperatur und -dauer direkt auf das Gefüge (v.a. Korngröße) der Werkstoffe auswirkt, ist anzunehmen, daß hierbei ein gewisser Zusammenhang mit dem Bestrahlungseinfluß auf die mechanischen Eigenschaften besteht.

Umfangreiche Untersuchungen [25, 26, 27] 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 keiner der im Rahmen des MANITU-Programms untersuchten Legierungen eine optimierte Wärmebehandlung durchgeführt wurde, können weder aus den absoluten noch aus den bestrahlungsinduzierten Materialkennwerten sichere Rückschlüsse auf den Einfluß der unterschiedlichen Legierungselemente gezogen werden. Die nachfolgende Bewertung der mechanischen Eigenschaften der einzelnen Legierungen ist deshalb nur in Zusammenhang mit den in der Tabelle 3 angegebenen Werkstoffzuständen gültig.

Gegen den Einsatz martensitischer Stähle in zukünftigen Fusionsanlagen spricht 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. 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 in diesem Teil des MANITU-Programms erreichten 0,8 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.

6.2 BEWERTUNG DER EINZELNEN LEGIERUNGEN

In der Abbildung 20 sind die Schlagenergiewerte in der Hochlage der einzelnen Legierungen von links nach rechts in aufsteigender Reihenfolge dargestellt. Ausschlaggebend für die Bewertung sind die niedrigsten USE-Werte im Bestrahlungstemperaturbereich von 250-300°C (graue Balken). Die Spanne zwischen 250 und 300°C ist dunkler gekennzeichnet. Zum Vergleich und zur Beurteilung des Bestrahlungseinflusses sind die Werte der unbestrahlten Werkstoffe mit schwarzen Balken eingezeichnet.

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 (s. Abbildung 20) deutlich in zwei Gruppen mit unterschiedlichem Bestrahlungsverhalten aufteilen. Bei den Cr-NiMoVNb-Stählen ist der bestrahlungsinduzierte Zähigkeitsverlust mindestens drei mal so hoch wie bei den Cr-WVTa-Legierungen. Dieses Verhalten ist unabhängig von der Höhe des USE-Werts der unbestrahlten Werkstoffe, wie in [1] gezeigt wurde.

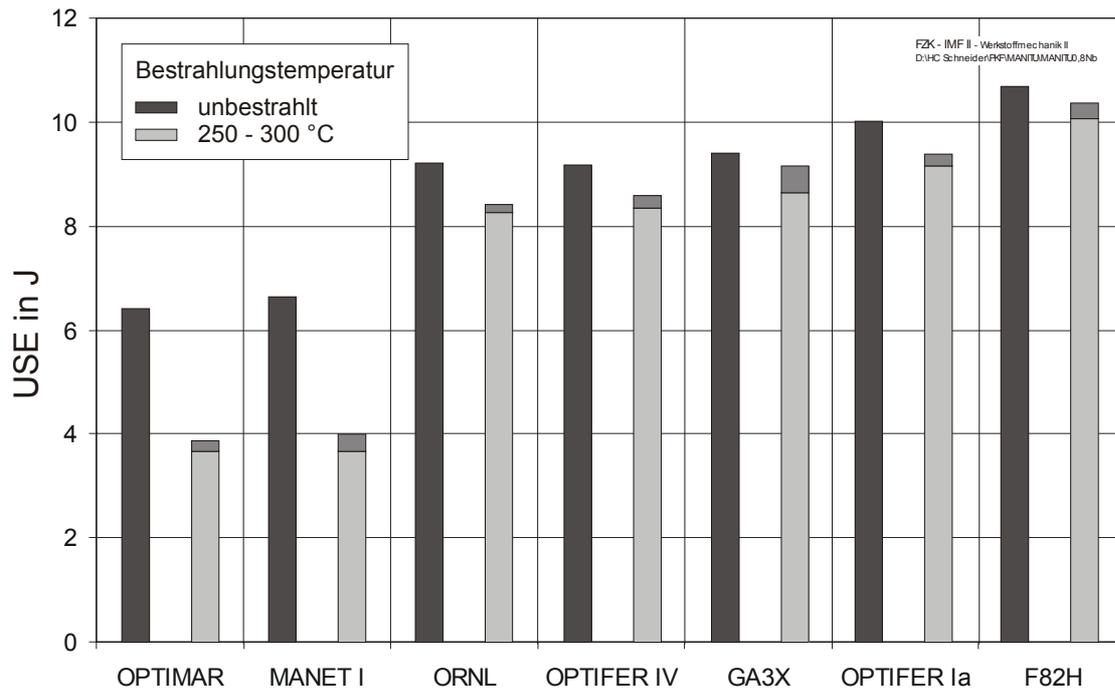


Abbildung 20: Bewertung der Legierungen nach der Hochlagenenergie

OPTIMAR zeigt keine bedeutenden Unterschiede zu MANET-I. OPTIFER-IV und GA3X liegen im Mittelfeld ihrer Gruppe, können aber nicht ganz an die als besonders zäh charakterisierten F82H- und OPTIFER-Ia-Stähle heranreichen.

Wertet man die Versprödung nach dem klassischen DBTT-Verfahren aus, so ergibt sich für die Werkstoffe ein vergleichbares Bild (s. Abbildung 21). Die bestrahlungsinduzierte Versprödung bei den Cr-NiMoVNb-Legierungen findet sich auch bei OPTIMAR, er ist in seinem Verhalten nicht besser als MANET-I.

Zeigten in [1] schon die beiden Legierungen mit einem Wolframgehalt von 2% (ORNL und F82H) den geringsten Bestrahlungseinfluß sowie die niedrigsten DBTT-Werte, so plaziert sich mit GA3X ein weiterer 2%-W-Stahl dazwischen.

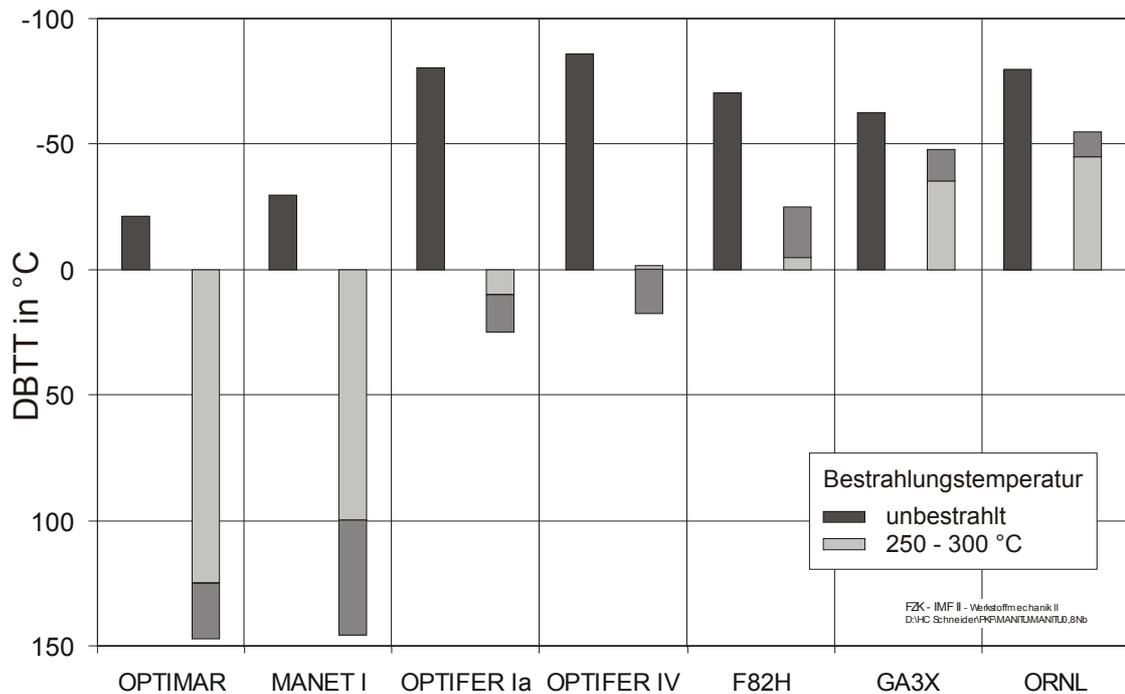


Abbildung 21: Bewertung der Legierungen nach der Spröbruchübergangstemperatur

OPTIFER-IV liegt im Bereich von OPTIFER-Ia und ist sowohl im bestrahlten als auch im unbestrahlten Zustand geringfügig besser.

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 (s. Abbildung 22).

Dennoch ergibt sich bei der Bewertung keine wesentlich andere Reihenfolge.

Zwar tauschen MANET-I und OPTIMAR und ORNL und GA3X jeweils die Plätze, doch sind die Unterschiede zwischen diesen Werkstoffen sowohl nach dem DBTT- als auch nach dem LTUS-Kriterium vergleichsweise gering. Auffälliger ist, daß die beiden OPTIFER-Legierungen - die ihre Reihenfolge beibehalten -, nun wesentlich weiter auseinanderliegen.

Im unbestrahlten Zustand zeigen die OPTIFER-Legierungen und F82H die besten LTUS-Werte, während im bestrahlten Zustand die 2%-W-Stähle vorne liegen.

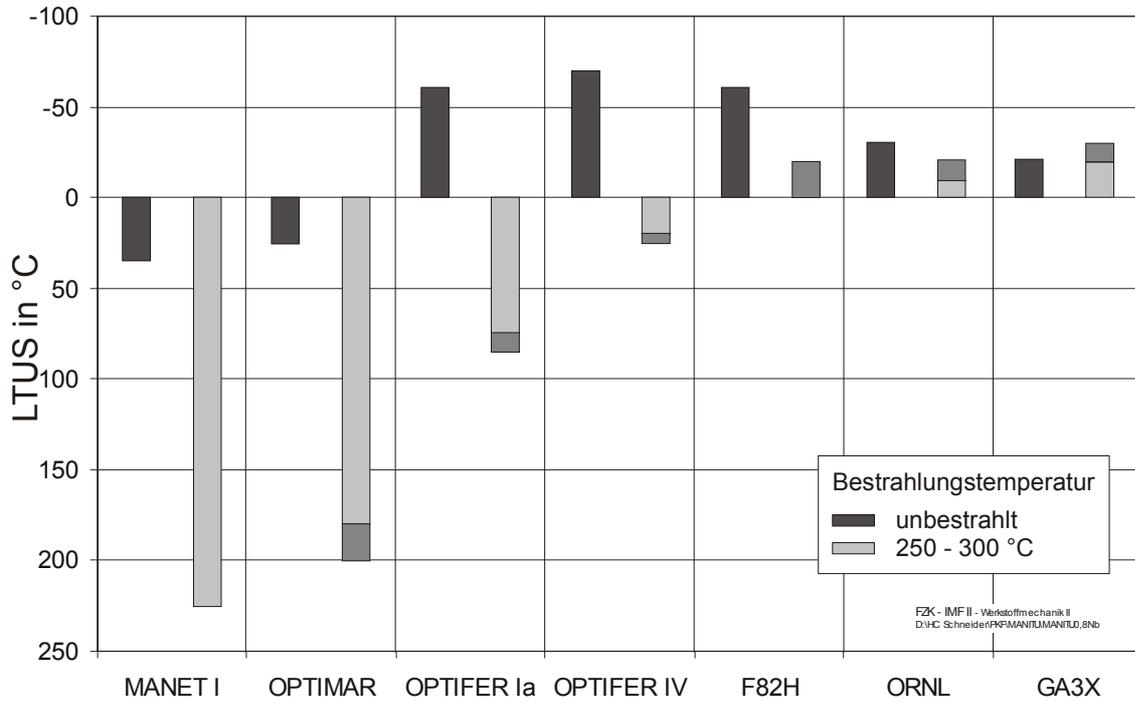


Abbildung 22: Bewertung der Legierungen nach der LTUS

Bei der Bewertung der Festigkeit der unbestrahlten und bestrahlten Werkstoffe liegt die der Cr-NiMoVNB-Stähle am höchsten (s. Abbildung 23). Die OPTIFER-Legierungen liegen bei diesem Kriterium weit auseinander, wobei OPTIFER-IV die höchste Streckgrenze aller niedrig aktivierbaren CrWVTa-Legierungen aufweist.

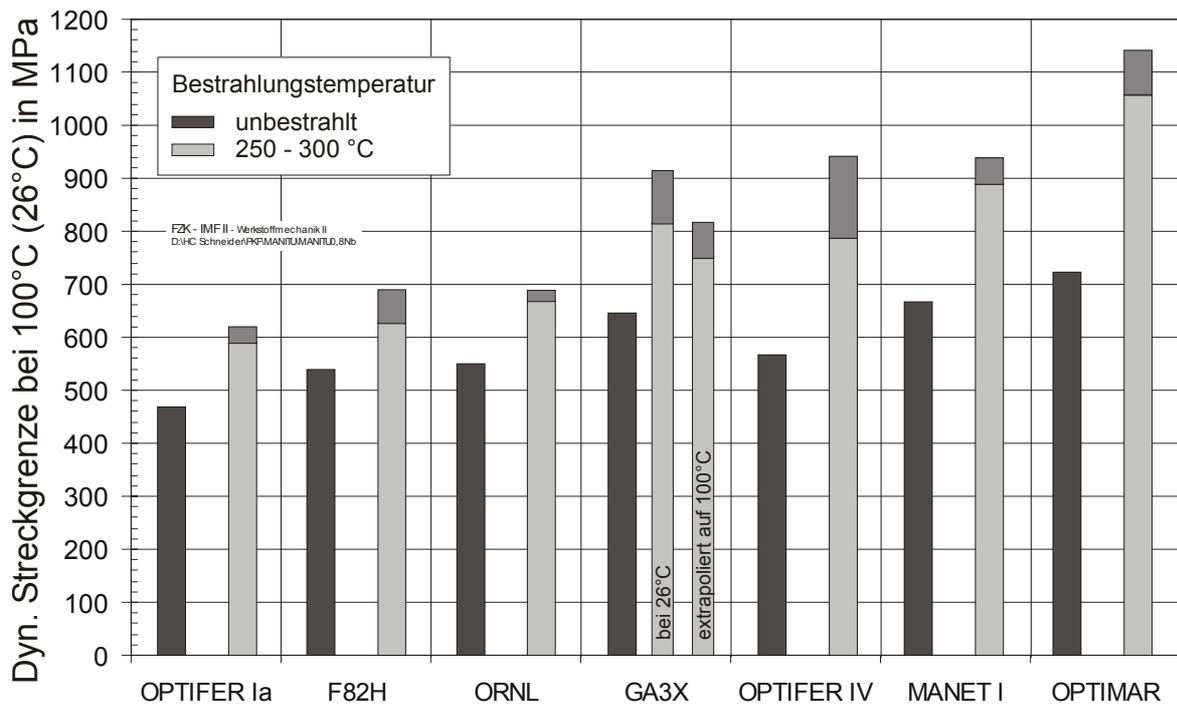


Abbildung 23: Bewertung der Legierungen nach der dynamischen Streckgrenze

Die bestrahlungsinduzierte Verfestigung liegt bei den Cr-NiMoVNB-Stählen, GA3X und OPTIFER-IV etwa um den Faktor zwei höher als bei den anderen Legierungen. Dadurch ergibt sich zwischen den beiden Gruppen nach Bestrahlung ein erheblicher Unterschied in Höhe und Bandbreite der dynamischen Streckgrenze; reichen erstere von etwa 820 bis 1140 MPA, erstrecken sich letztere von 620 bis 680 Mpa.

Betrachtet man die mechanischen Eigenschaften der unbestrahlten Werkstoffe, so sind die OPTIFER-Legierungen und die GA3X-, ORNL- und F82H-Legierung ungefähr gleichwertig. Nach Neutronenbestrahlung bis zu einer Dosis von 0,8 dpa bei Temperaturen zwischen 250 und 300°C zeigt der GA3X-Stahl bei den Materialeigenschaften USE, DBTT und LTUS den geringsten Bestrahlungseinfluß, nur die Erhöhung der Streckgrenze liegt nicht niedriger als bei anderen Materialien auch. Gleichzeitig liegt die Versprödungstemperatur bei diesem Stahl nach der Bestrahlung zusammen mit ORNL am tiefsten und die Festigkeit auf einem sehr hohen Niveau. Deshalb muß man unter den in Kapitel 6.1 gemachten Voraussetzungen die GA3X-Legierung, dicht gefolgt vom ORNL-Stahl, für Fusionsanwendungen am geeignetsten bezeichnen. Die Legierung OPTIFER-IV konnte sich im untersuchten Zustand deutlich von OPTIFER-Ia absetzen und zur Gruppe der vier besten Legierungen, gebildet aus GA3X, ORNL, F82H und eben OPTIFER-IV aufschließen.

7 ZUSAMMENFASSUNG

Im Rahmen der zweiten Phase des Bestrahlungsprogramms MANITU wurden in Ergänzung zur ersten Bestrahlungsphase ein weiterer Cr-NiMoVNB-Stahl und zwei weitere niedrig aktivierbare 7-9 % Cr-WVTa- bzw. Cr-GeVTa-Legierungen untersucht. Aus instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen mit miniaturisierten Proben wurden nach einer Bestrahlungsdosis von 0,8 dpa die mechanischen Eigenschaften (Schlagarbeit in der Hochlage, Sprödbruchübergangstemperatur, niedrigste Temperatur in der Hochlage und dynamische Streckgrenze) in Abhängigkeit von Bestrahlungstemperaturen zwischen 250 und 450°C ermittelt.

Aus der Untersuchung der unbestrahlten Proben ergab sich, daß die niedrig aktivierbaren Legierungen den kommerziellen Cr-NiMoVNB-Stählen bezüglich der Kerbschlagzähigkeit und der designrelevanten Versprödungstemperatur

überlegen sind. Dies gilt in besonderem Maße dann, wenn man beachtet, daß keine der untersuchten niedrig aktivierbaren Legierungen einer optimierten Wärmebehandlung unterzogen wurde.

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 zehn untersuchten Legierungen vier - GA3X, ORNL, F82H und OPTIFER-IV - ein in dieser Reihenfolge zu sehendes überragendes Versprödungsverhalten im Temperaturbereich zwischen 250 und 300°C. Dies gilt für beide Versprödungstemperaturen (DBTT und LTUS) als Absolutwerte sowie für den Bestrahlungseinfluß auf diese Größen. Die beiden frühen OPTIFER-Legierungen Ia und II und die Kastencharge weisen nach Bestrahlung deutlich schlechtere Versprödungswerte auf. Die höchste bestrahlungsinduzierte Versprödung tritt bei den beiden MANET- und OPTIMAR-Stählen auf.

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

Die höchste Festigkeit wird durch Molybdän erreicht. Etwas niedrigere Festigkeitswerte zeigen die Legierungen mit Wolfram, wobei ein höherer Wolframgehalt nicht zwangsläufig eine höhere Festigkeit bedeutet.

Dafür ist eindeutig, daß die Stähle mit 2% Wolframgehalt die niedrigsten Versprödungstemperaturen aufweisen.

Ebenso fällt auf, daß OPTIFER-IV gegenüber OPTIFER-Ia einen halbierten Borgehalt und bessere Versprödungseigenschaften besitzt. Die Anhebung der Versprödungstemperaturen fügt sich in die in [12] gemachten Ausführungen, die einen Zusammenhang zwischen der ^{10}Bor -Helium-Umwandlung und der Versprödungstemperatur vermuten.

Keiner der untersuchten Stähle besitzt eine für Kerbschlageigenschaften optimierte Wärmebehandlung. Dennoch darf nicht außer Acht gelassen werden, daß die Wärmebehandlungen der miteinander verglichenen Legierungen nicht identisch sind. Im Vergleich zu MANET-I besitzt OPTIMAR

eine niedrigere Anlaßtemperatur, die eine höhere Versprödungstemperatur begünstigt [9].

Die Untersuchung der martensitischen Stähle im Rahmen der beiden Phasen des Bestrahlungsprogramms MANITU hat gezeigt, daß niedrig aktivierbare Cr-W- und Cr-Ge-Legierungen nach Neutronenbestrahlung nicht generell ein erheblich besseres Versprödungsverhalten aufweisen als kommerzielle, modifizierte 10-11 % Cr-NiMoVNb-Legierungen. Allerdings unterscheiden sich hierbei der GA3X- und ORNL-Stahl ganz besonders von allen anderen untersuchten Legierungen. Bei diesen Werkstoffen tritt bei Bestrahlungstemperaturen unterhalb von 350°C nur noch bestrahlungsinduzierte Verfestigung, jedoch keine Versprödung ein. Da der GA3X- und ORNL-Stahl zudem die niedrigsten Versprödungstemperaturen bei relativ hoher Festigkeit aufweisen, sind diese Legierung (dicht gefolgt vom F82H- und OPTIFER-IV-Stahl) unter den im Kapitel 6.1 erläuterten Vorbehalten für Fusionsanwendungen prädestiniert.

Es muß allerdings noch überprüft werden, inwieweit sich die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Legierung in Abhängigkeit von der Bestrahlungsdosis ändern. Darüber kann aber erst der Abschluß des gesamten MANITU-Programms Aufschluß geben. Außerdem muß der Vorbehalt gelten, daß die drei zuletzt bestrahlten Legierungen nur bei einer Dosis von 0,8 dpa vorlagen.

8 DANKSAGUNG

Die Autoren danken den Herren Kunisch und Drasl für die tatkräftige Unterstützung bei den Prüfungen und Wartungsarbeiten in den Heißen Zellen.

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

9 LITERATURVERZEICHNIS

- [1] M. Rieth, B. Dafferner, 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.
- [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 Voruntersuchungen und der Kerbschlagbiegeversuche mit den unbestrahlten Werkstoffen, Forschungszentrum Karlsruhe, FZKA 5550, April 1995.
- [4] 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.
- [5] C. Wassilew, M. Rieth, B. Dafferner, Verfahren zur Störgrößenkompensation bei instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 4796, Oktober 1990.
- [6] 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.
- [7] 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.
- [8] L.O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer, Zug- und Kerbschlageigenschaften des martensitischen Stahles MANET-II und deren Optimierung, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5245, Oktober 1993.
- [9] 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.
- [10] 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.
- [11] P. Fraipont, G.P. Tartaglia, MANITU Project D 271: Design and Safety Report, Joint Research Centre, Institute for Advanced Materials/Petten Site, P/F1/94/12, July 1994.
- [12] 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.
- [13] M. Schirra, S. Heger, H. Meinzer, B. Ritter, W. Schweiger, Untersuchungen zum Vergütungsverhalten, Umwandlungsverhalten und der mechanischen Eigenschaften am martensitischen Stahl 1.4914 (NET-Charge MANET-I), Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 4561, Juni 1989.

- [14] M. Schirra, P. Graf, S. Heger, H. Meinzer, W. Schweiger, H. Zimmermann, MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5177, Mai 1993.
- [15] L.O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer, Zug- und Kerbschlageigenschaften des martensitischen Stahles MANET-II und deren Optimierung, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5245, Oktober 1993.
- [16] E. Materna-Morris, Mikrostrukturelle Untersuchungen und Fraktographie an einem Nb-haltigen martensitischen 12%-Chromstahl (DIN 1.4914) mit abgesenktem Stickstoffgehalt, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 4288, Juli 1989.
- [17] M. Rieth, B. Dafferner, C. Wassilew, Der Einfluß der chemischen Zusammensetzung verschiedener Hüllkastenwerkstoffe vom Typ 1.4914 auf die Kerbschlageigenschaften vor und nach Neutronenbestrahlung, Jahrestagung Kerntechnik, Deutsches Atomforum e.V., Stuttgart, Mai 1994, 347-350.
- [18] M. Schirra, Charakterisierende thermische und mechanische Untersuchungen an einem Nb-legierten martensitischen 12% Cr-Stahl (W.Nr. 1.4914) mit abgesenktem Stickstoffgehalt, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 3640, August 1984.
- [19] M. Schirra, S. Heger, Der Einfluß des δ -Ferrit-Gehaltes auf die Vergütungseigenschaften und das Zugfestigkeits- und Zeitstandverhalten eines Cr-Ni-Mo-V-Nb-Stahles mit 9-14 % Chrom, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5080, Februar 1994.
- [20] M. Rieth, B. Dafferner, H. Ries, O. Romer, Bestrahlungsprogramm SAMARCANDE, Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5264, August 1994.
- [21] M. Schirra, K. Ehrlich, OPTIMAR, ein hochfester martensitischer CrNiMoVNb-Stahl mit 10.5% Chrom und 0.11% Kohlenstoff mit guten Zähigkeitseigenschaften, VDI-Werkstofftag, Aachen, 15.-16. März 1995, im VDI-Bericht 1151-95.
- [22] N.S. Cannon and D.S. Gelles, Charpy impact test results from low activation alloys irradiated to 10 dpa at 365°C, Journal of Nuclear Materials 186 (1991) 68-76.
- [23] 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.
- [24] 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.
- [25] L.O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer, Zug- und Kerbschlageigenschaften des martensitischen Stahles MANET-II und deren Optimierung, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, KfK-Bericht 5245, Oktober 1993.

- [26] 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.
- [27] L. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer, Interner Bericht, Institut für Materialforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe, Juni 1995.

10 ANHANG

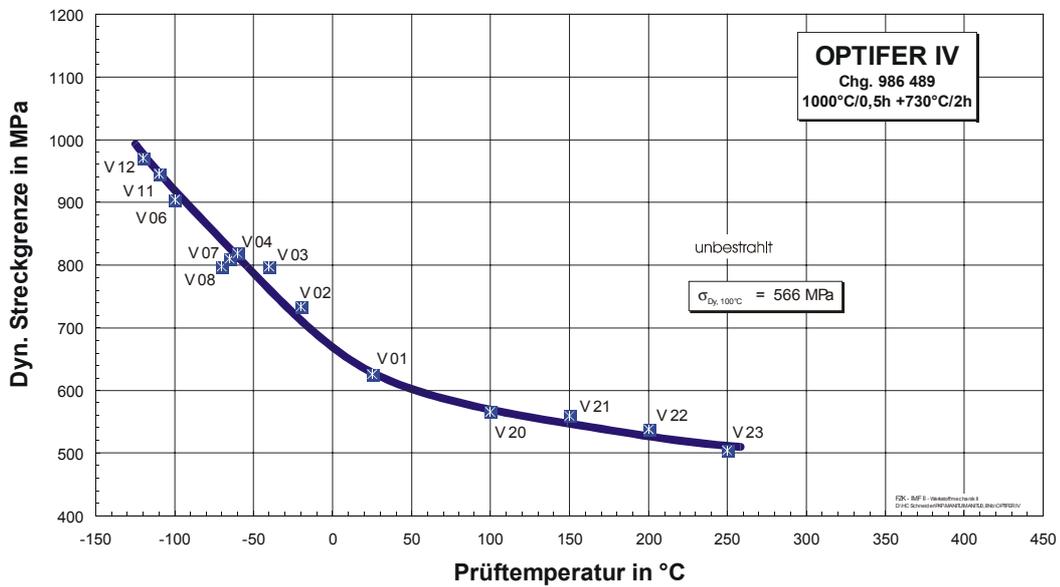
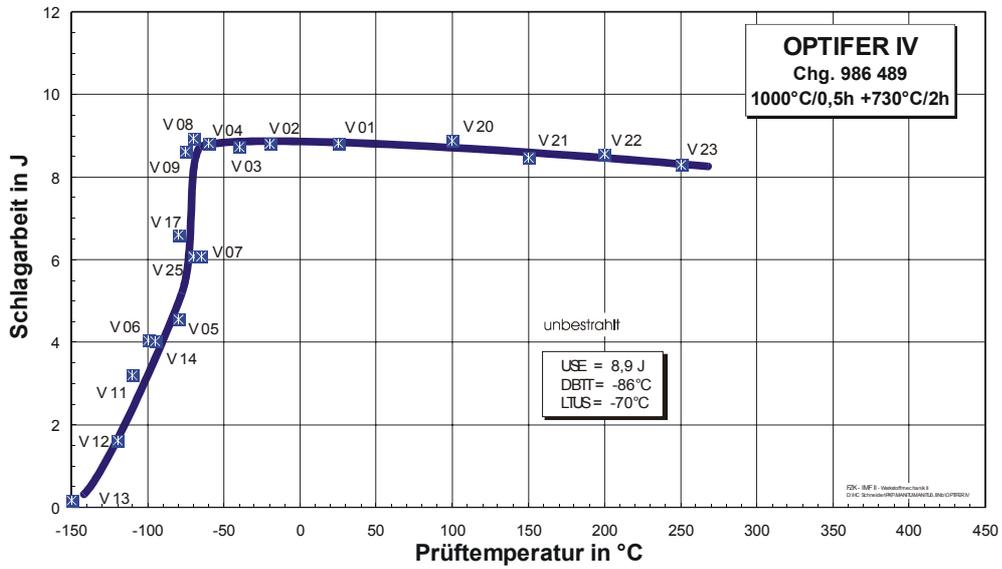
10.1 VERSUCHSERGEBNISSE UND PROBENZUORDNUNG

10.1.1 OPTIFER-IV

Unbestrahlte Experimente

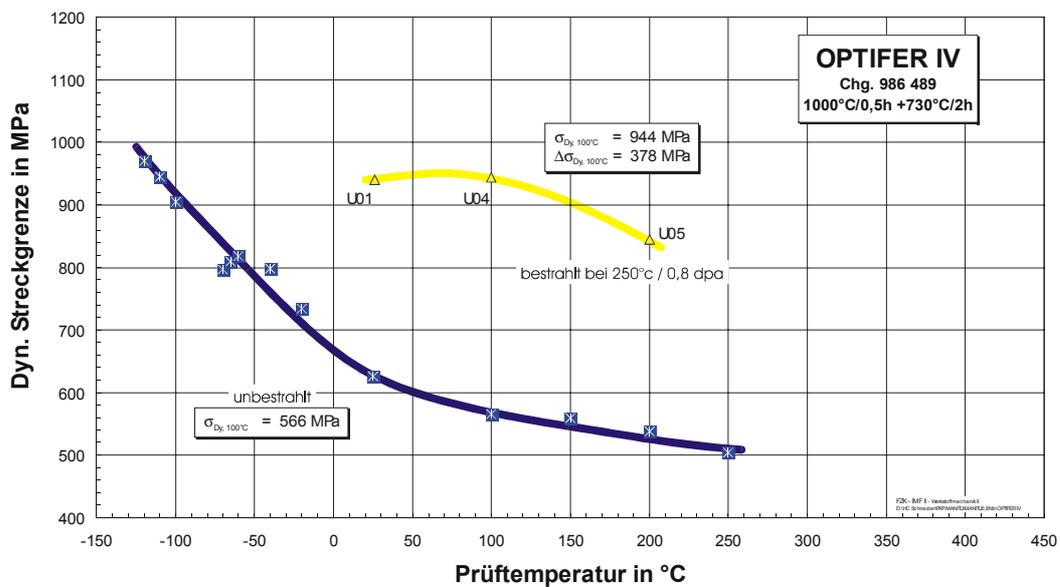
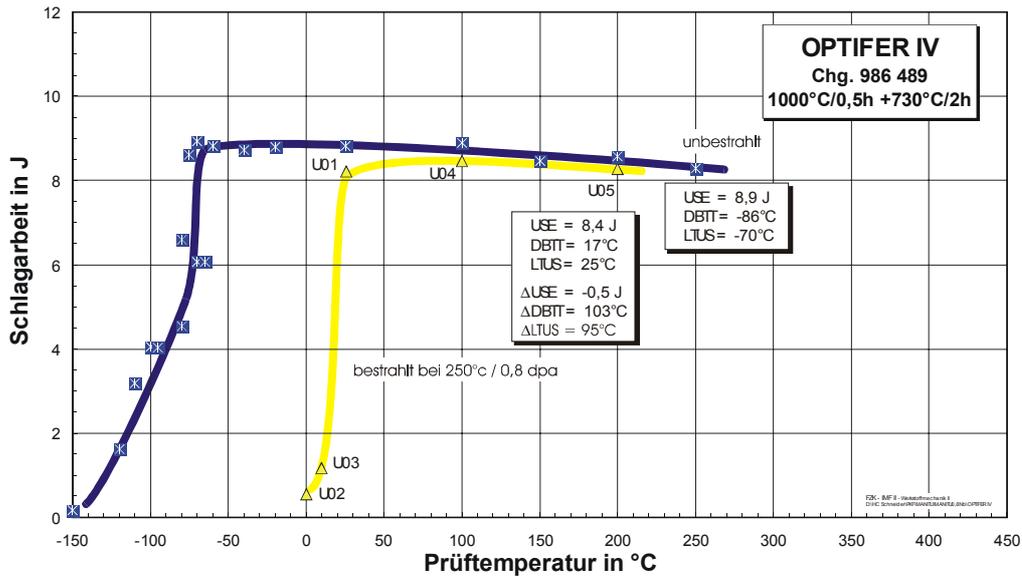
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
V13	-150	0,17	
V12	-120	1,61	970
V11	-110	3,19	945
V06	-100	4,05	905
V14	-95	4,03	
V05	-80	4,55	
V17	-80	6,60	
V09	-75	8,61	
V08	-70	8,93	797
V25	-70	6,07	
V07	-65	6,07	810
V04	-60	8,81	818
V03	-40	8,73	798
V02	-20	8,80	734
V01	25	8,82	626
V20	100	8,88	566
V21	150	8,46	559
V22	200	8,56	538
V23	250	8,29	504

Unbestrahlte Experimente



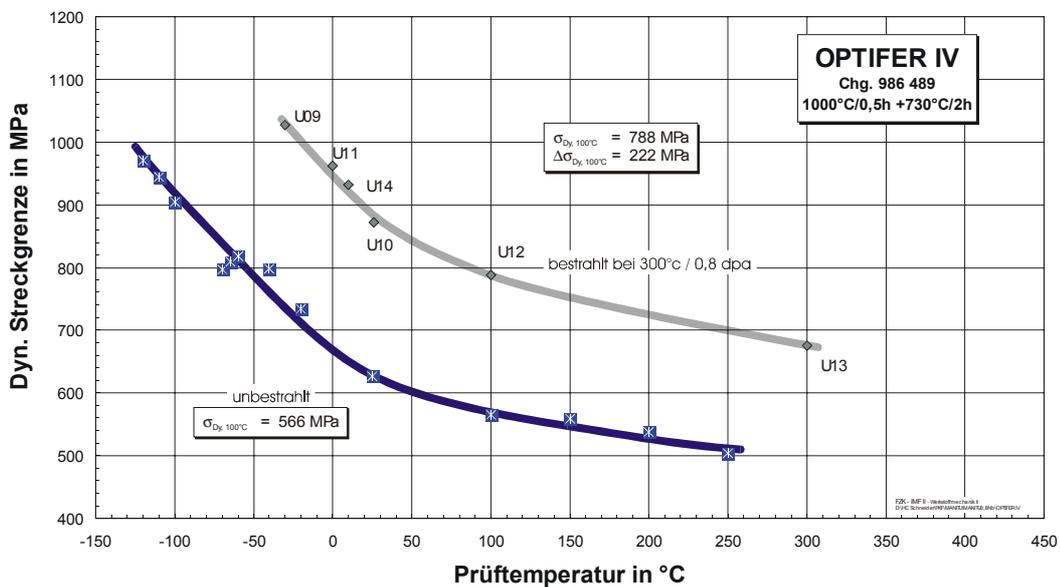
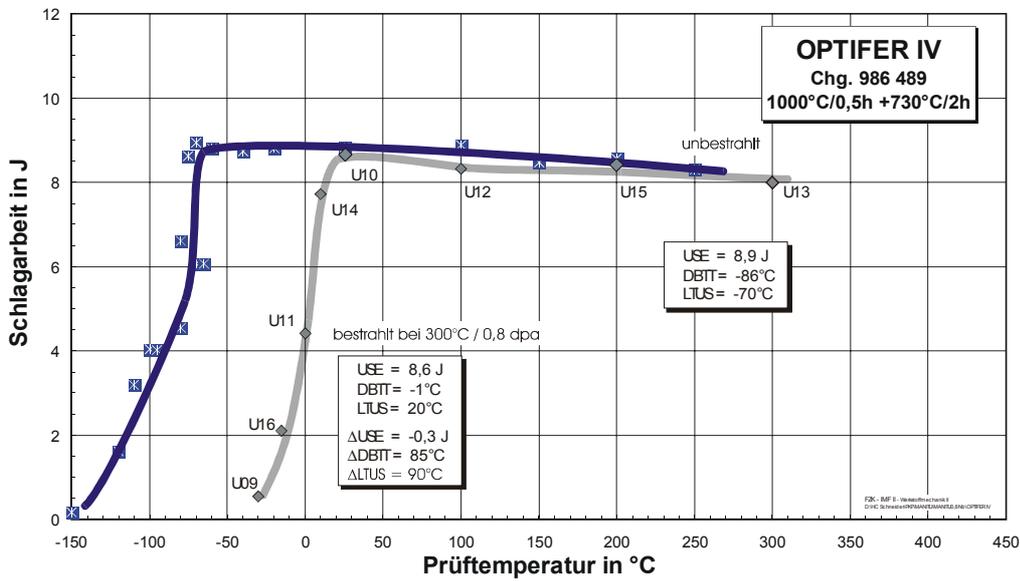
Bestrahlungsparameter: 250°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
U02	0	0,55	
U03	10	1,16	
U01	26	8,21	940
U04	100	8,46	944
U05	200	8,27	844



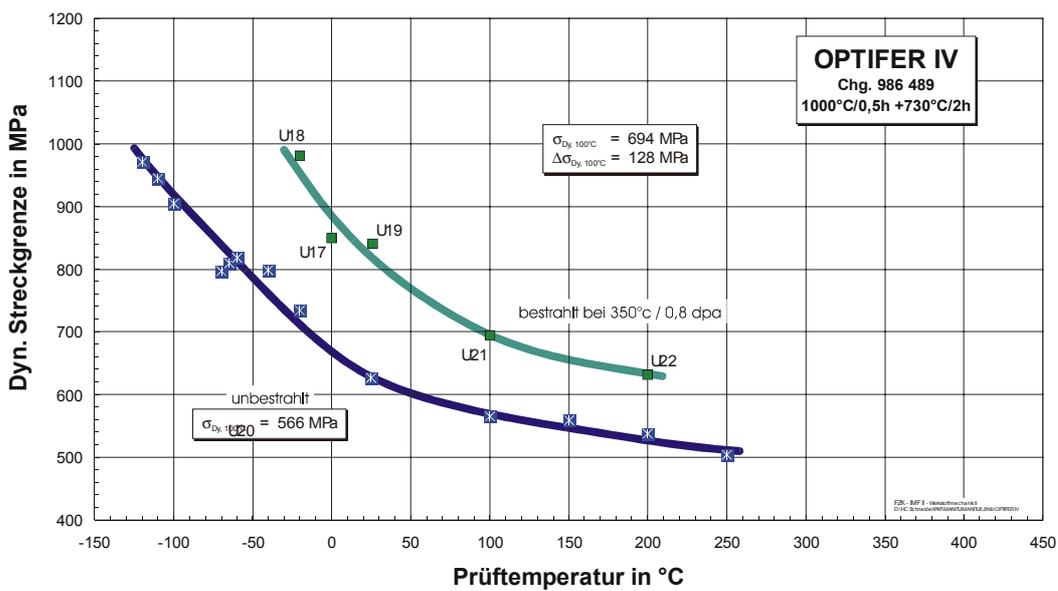
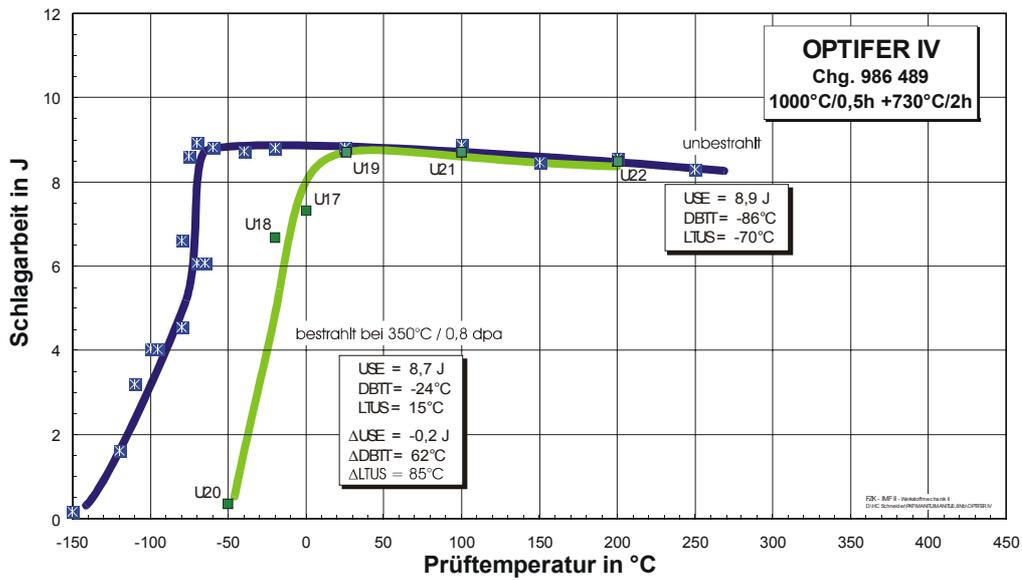
Bestrahlungsparameter: 300°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
U09	-30	0,54	1027
U16	-15	2,10	
U11	0	4,41	963
U14	10	7,73	932
U10	26	8,63	872
U12	100	8,32	788
U15	200	8,39	
U13	300	8,01	675



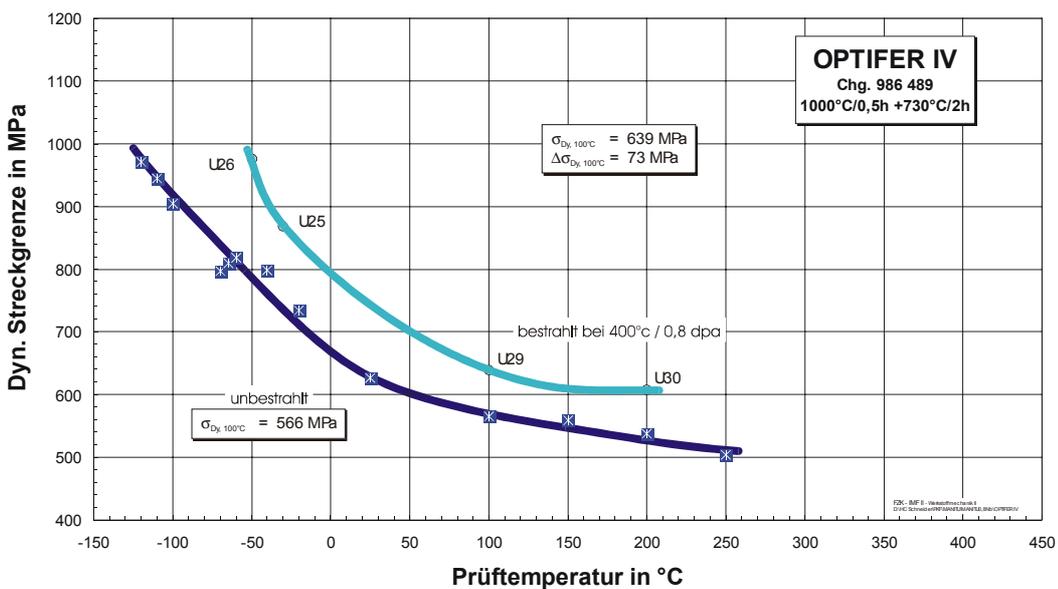
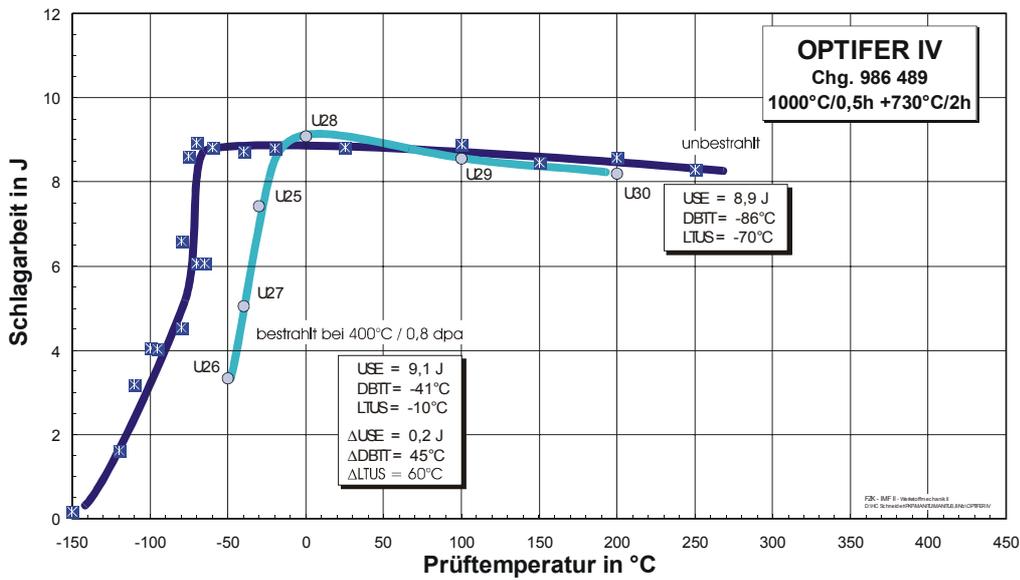
Bestrahlungsparameter: 350°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
U20	-50	0,35	
U18	-20	6,67	981
U17	0	7,31	849
U19	26	8,71	841
U21	100	8,72	694
U22	200	8,48	632



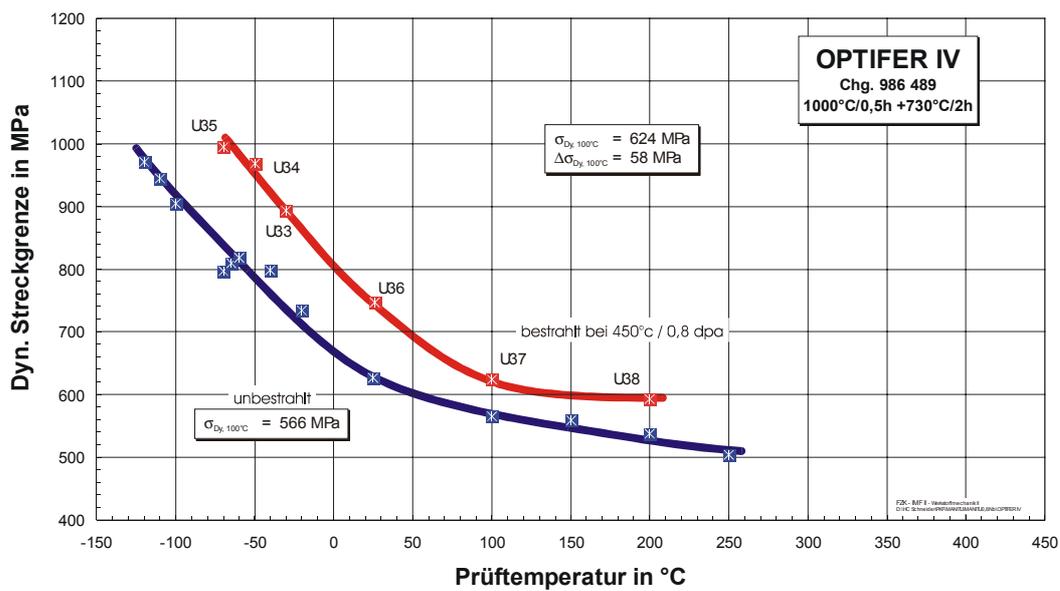
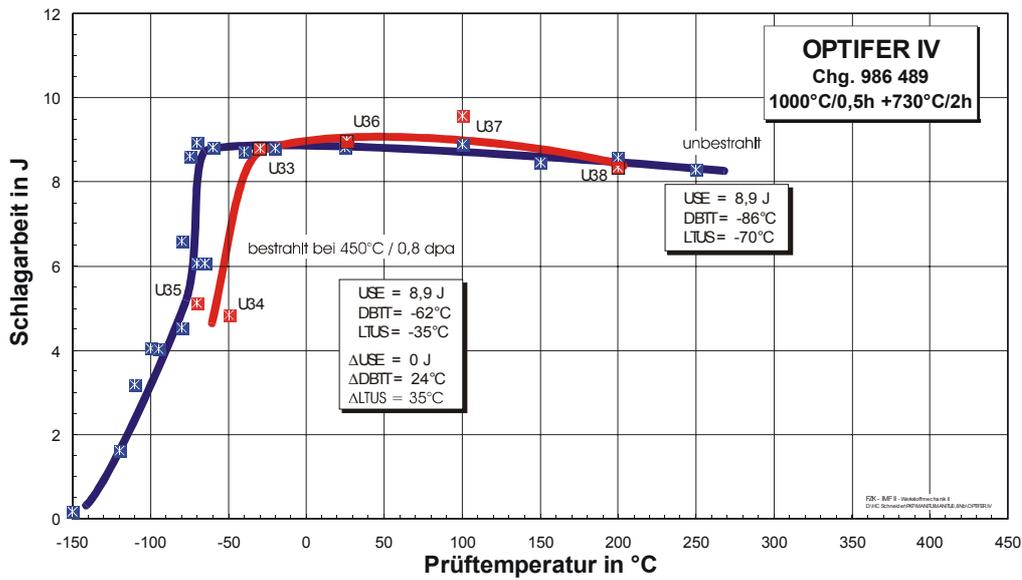
Bestrahlungsparameter: 400°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
U26	-50	3,34	976
U27	-40	5,05	
U25	-30	7,43	868
U28	0	9,08	
U29	100	8,56	639
U30	200	8,19	608



Bestrahlungsparameter: 450°C / 0,8 dpa

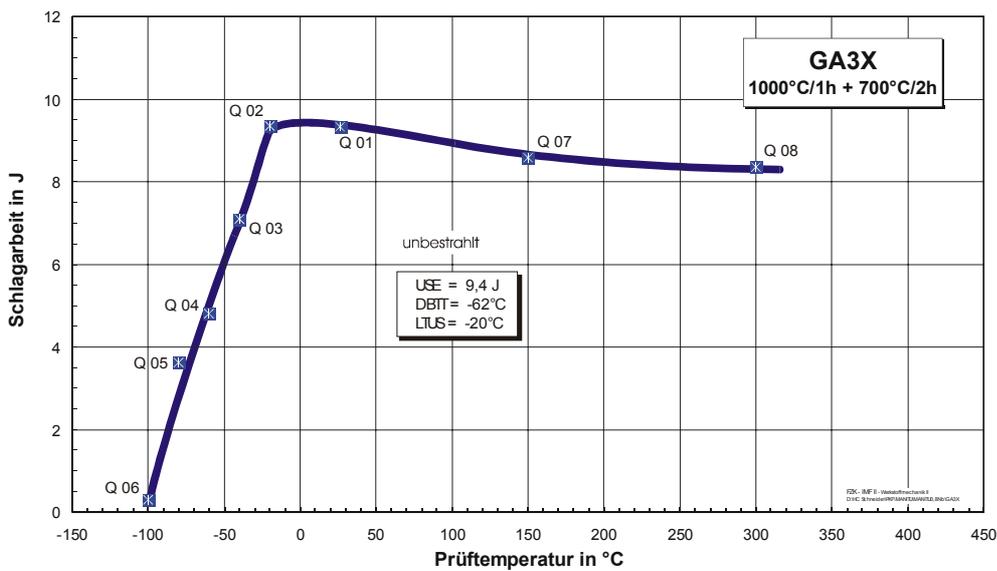
Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
U35	-70	5,12	994
U34	-50	4,83	968
U33	-30	8,80	893
U36	26	8,98	747
U37	100	9,57	624
U38	200	8,34	593



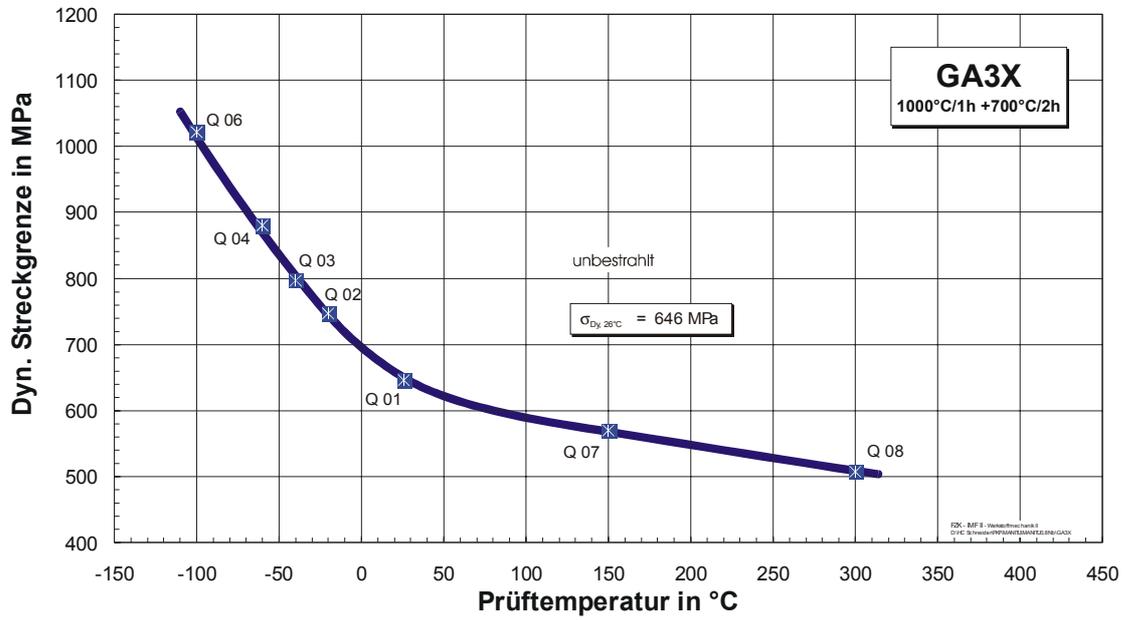
10.1.2 GA3X

Unbestrahlte Experimente

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
Q06	-100	0,30	1022
Q05	-80	3,62	
Q04	-60	4,80	881
Q03	-40	7,10	797
Q02	-20	9,35	747
Q01	26	9,33	646
Q07	150	8,57	570
Q08	300	8,35	507

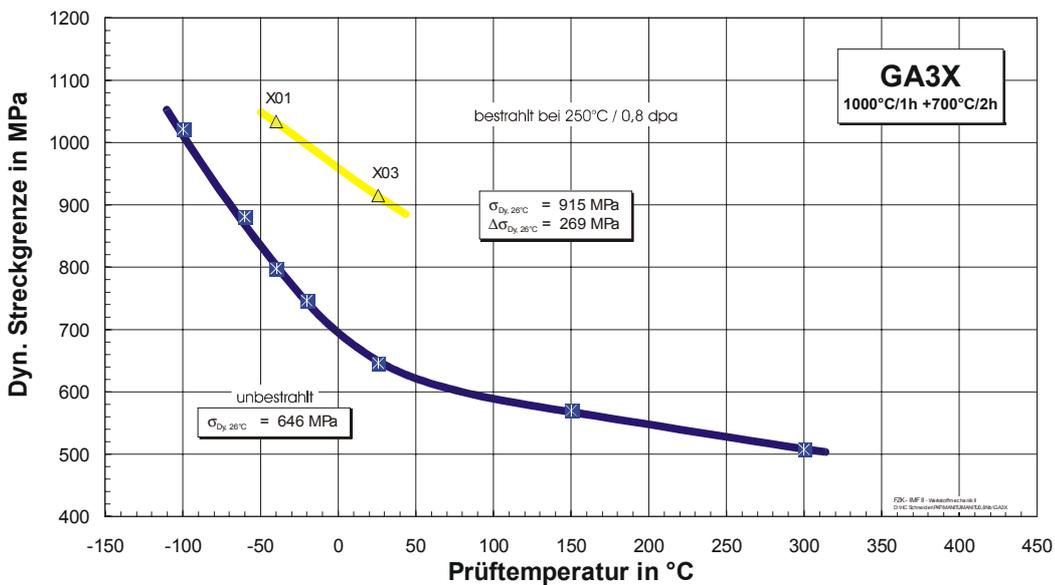
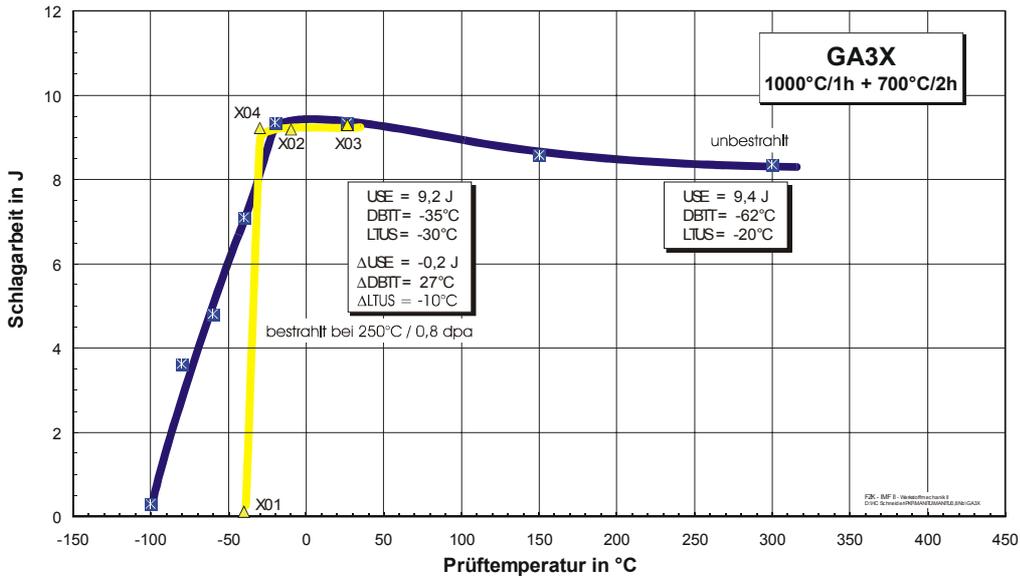


Unbestrahlte Experimente



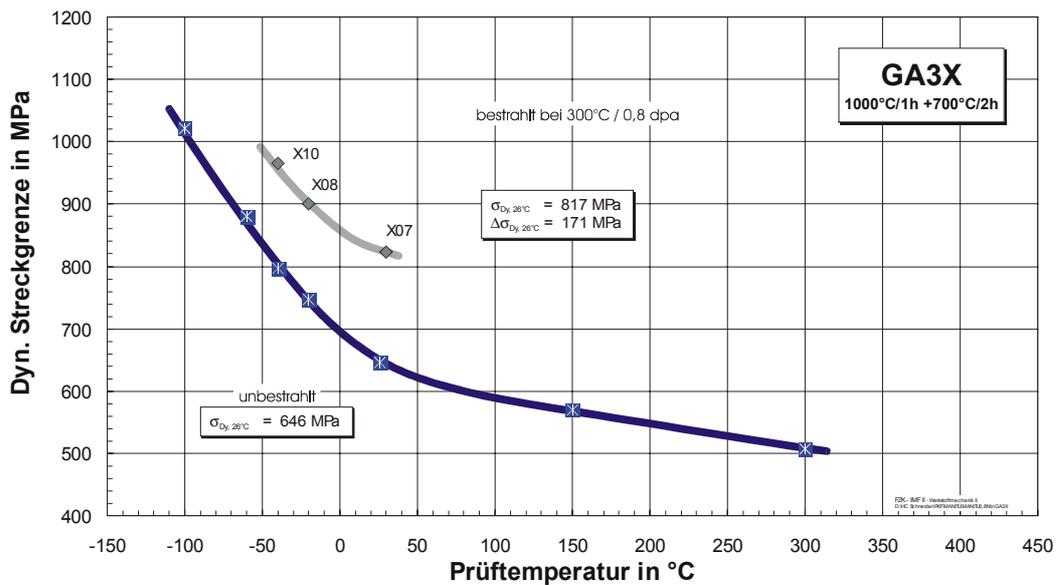
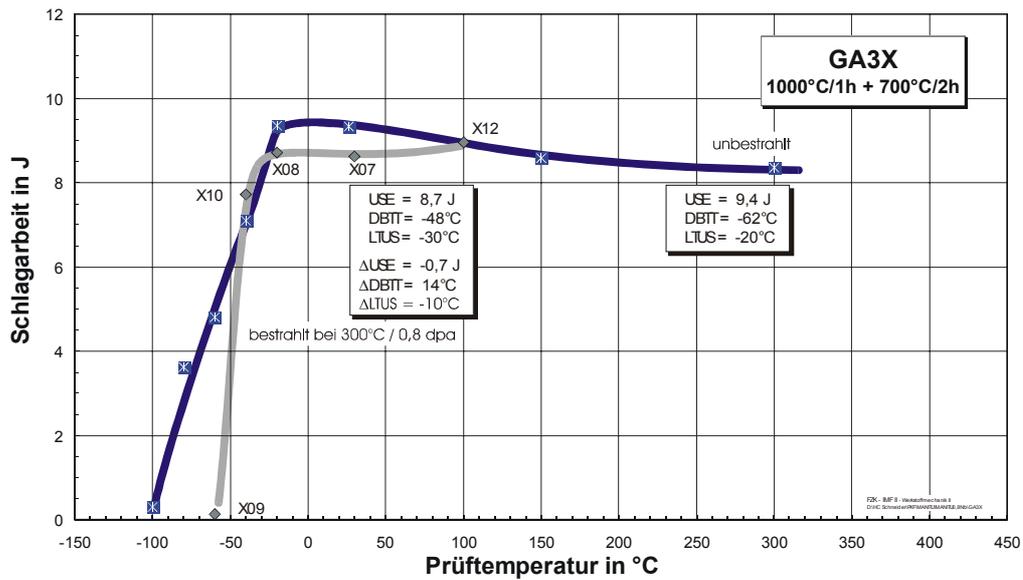
Bestrahlungsparameter: 250°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
X01	-40	0,11	1034
X04	-30	9,23	
X02	-10	9,18	
X03	26	9,29	915



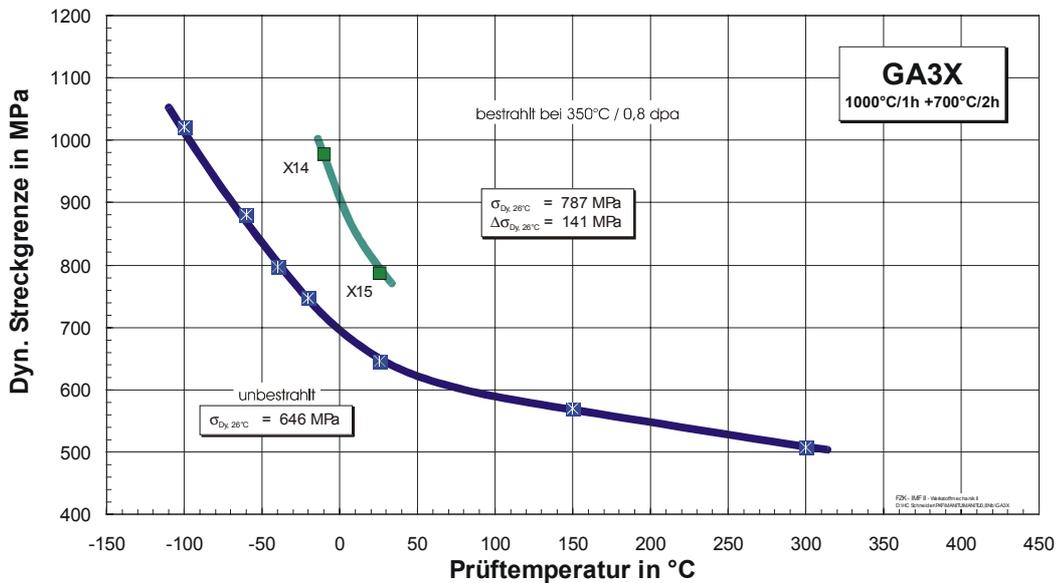
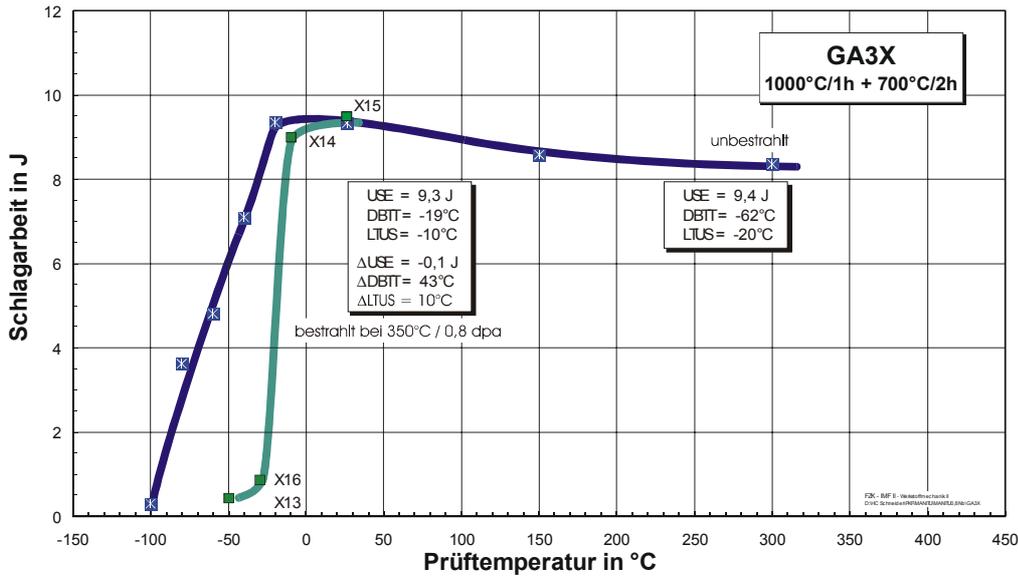
Bestrahlungsparameter: 300°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
X09	-60	0,14	
X10	-40	7,72	965
X08	-20	8,72	901
X07	30	8,62	823
X12	100	8,97	



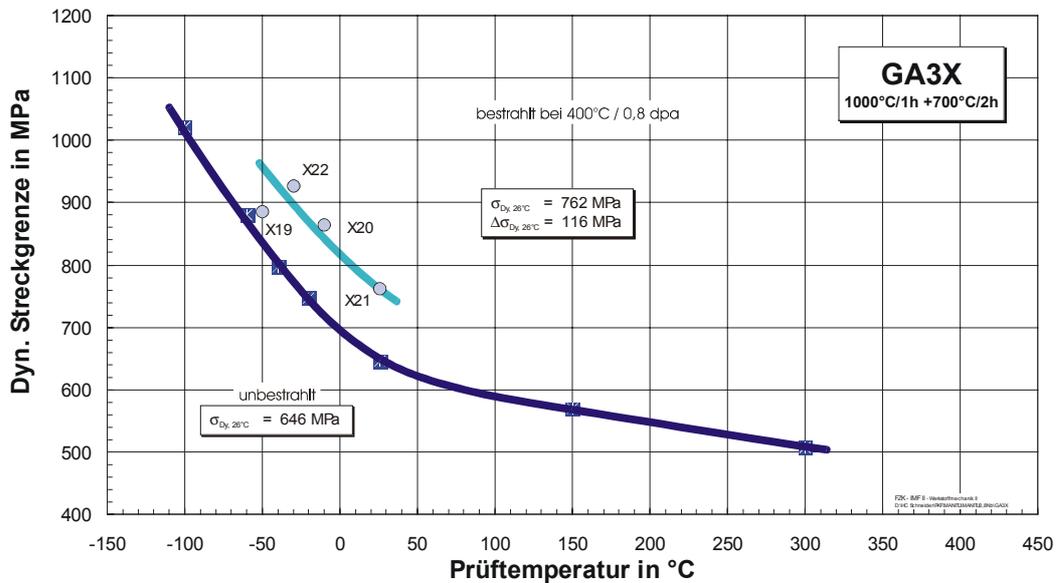
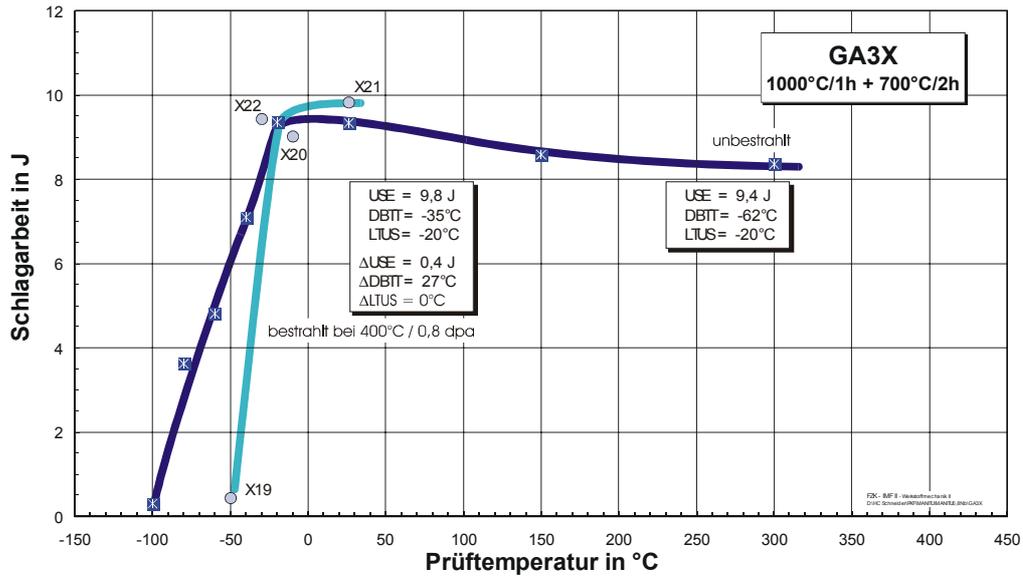
Bestrahlungsparameter: 350°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
X13	-50	0,44	
X16	-30	0,85	
X14	-10	8,99	978
X15	26	9,48	787



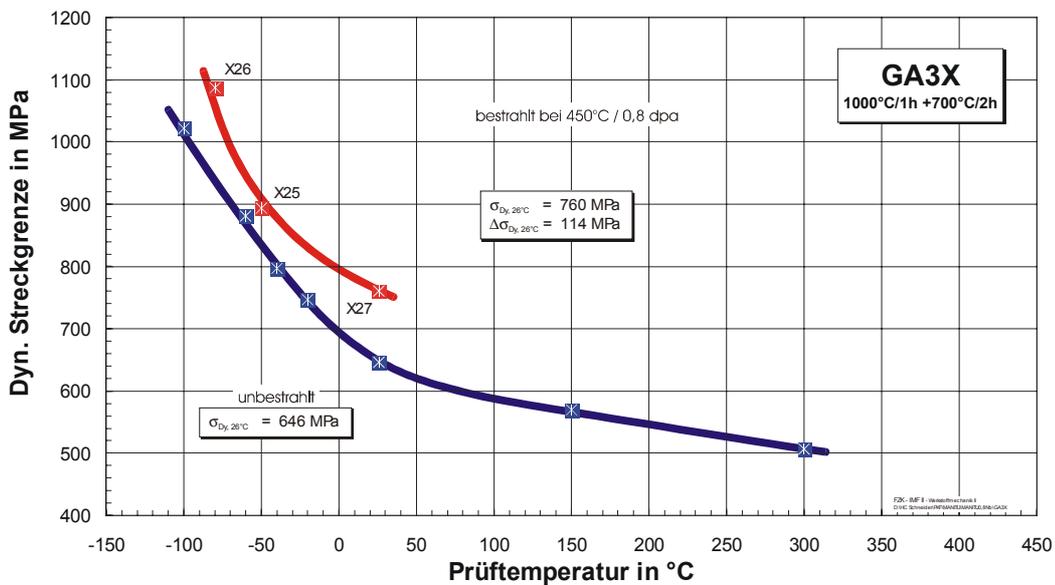
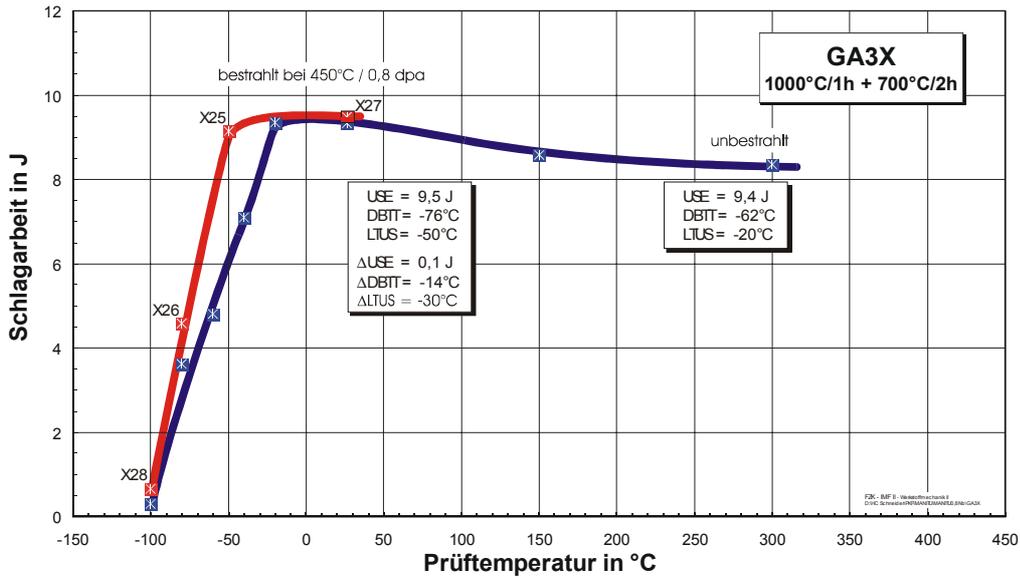
Bestrahlungsparameter: 400°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
X19	-50	0,43	886
X22	-30	9,43	926
X20	-10	9,02	865
X21	26	9,83	762



Bestrahlungsparameter: 450°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
X28	-100	0,66	
X26	-80	4,58	1087
X25	-50	9,14	894
X27	26	9,48	760

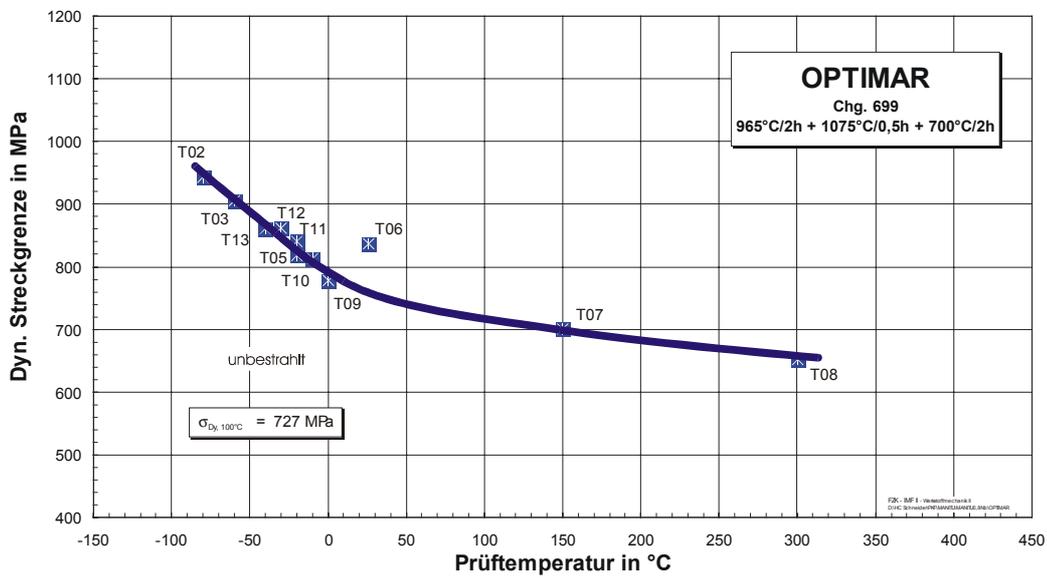
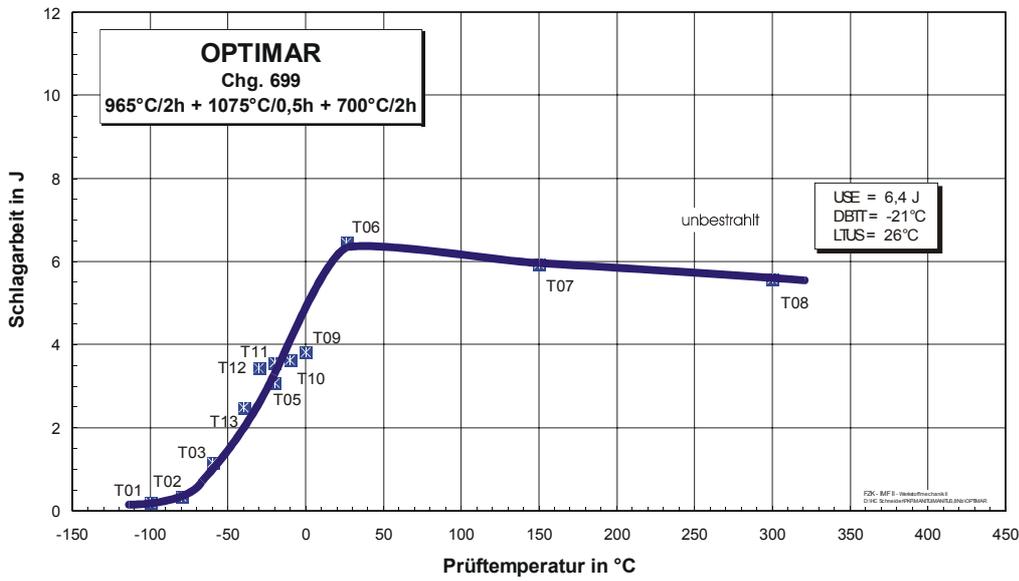


10.1.3 OPTIMAR

Unbestrahlte Experimente

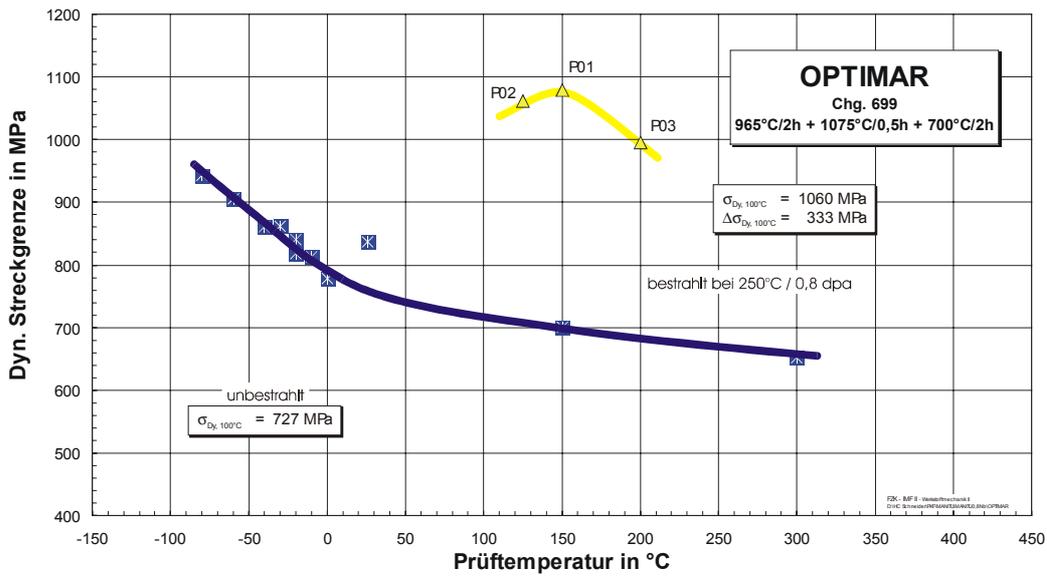
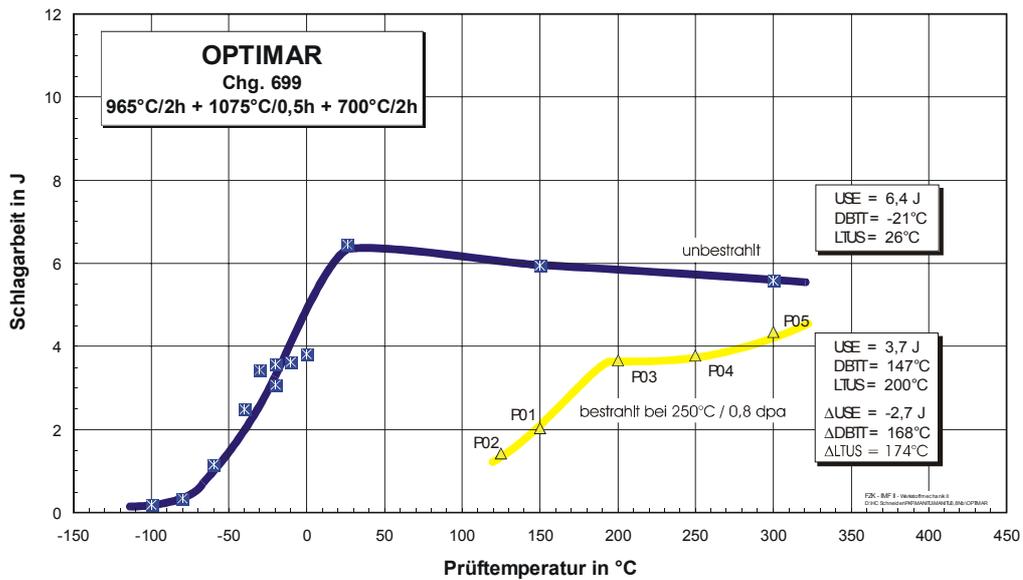
Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
T01	-100	0,19	
T02	-80	0,35	942
T03	-60	1,16	905
T13	-40	2,49	860
T12	-30	3,44	862
T05	-20	3,08	840
T11	-20	3,58	818
T10	-10	3,63	812
T09	0	3,82	778
T06	26	6,46	837
T07	150	5,94	701
T08	300	5,58	653

Unbestrahlte Experimente



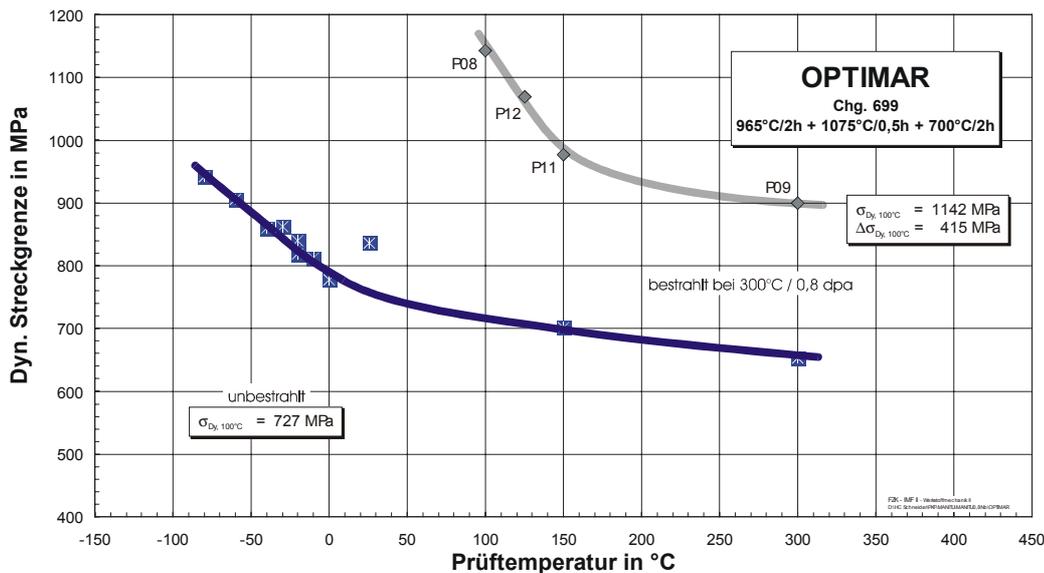
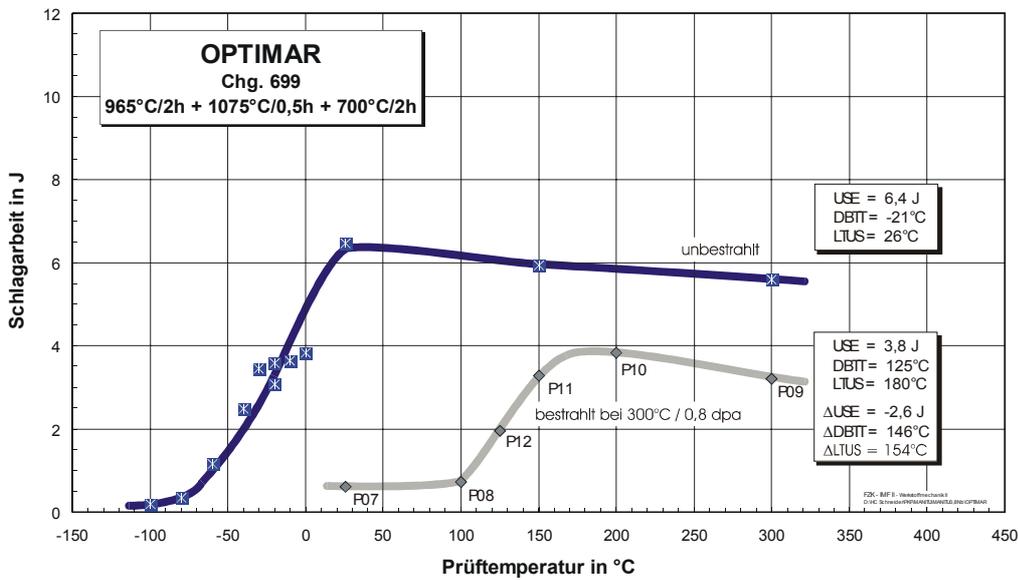
Bestrahlungsparameter: 250°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
P02	125	1,43	1061
P01	150	2,04	1079
P03	200	3,66	995
P04	250	3,77	
P05	300	4,34	



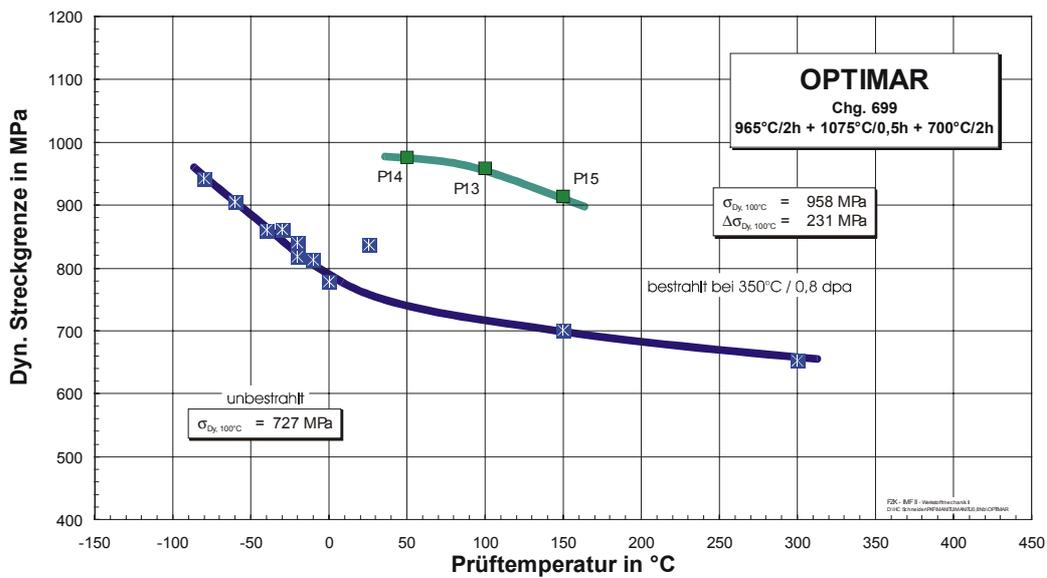
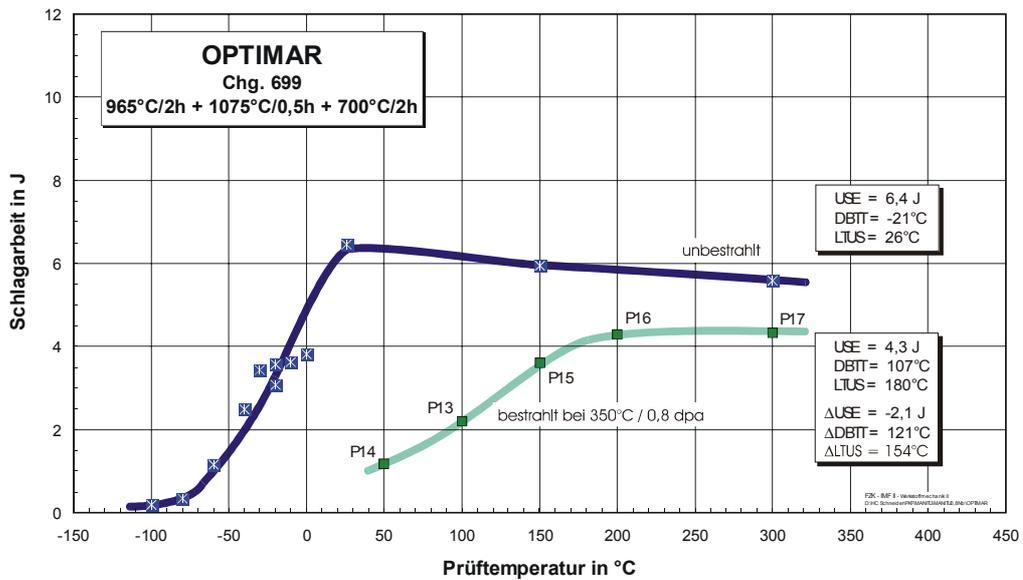
Bestrahlungsparameter: 300°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
P07	26	0,61	
P08	100	0,71	1142
P12	125	1,94	1069
P11	150	3,28	977
P10	200	3,83	
P09	300	3,21	900



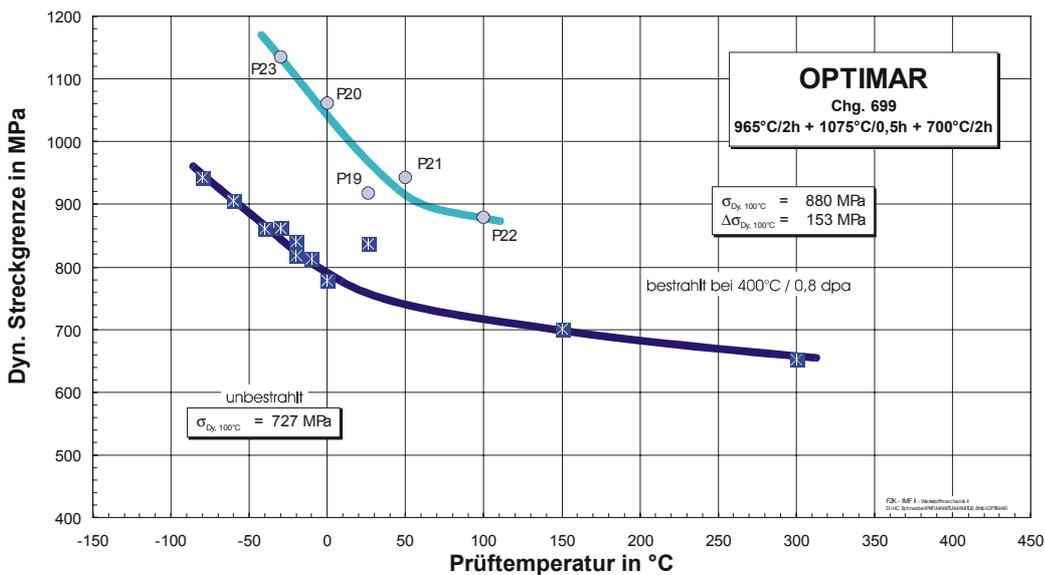
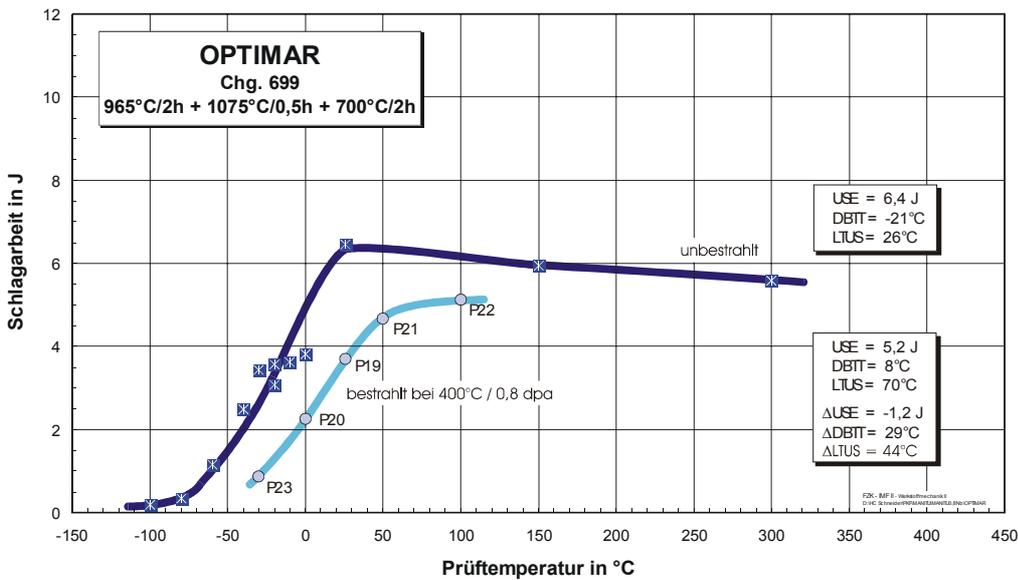
Bestrahlungsparameter: 350°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüftemperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
P14	50	1,17	976
P13	100	2,21	958
P15	150	3,61	914
P16	200	4,29	
P17	300	4,34	



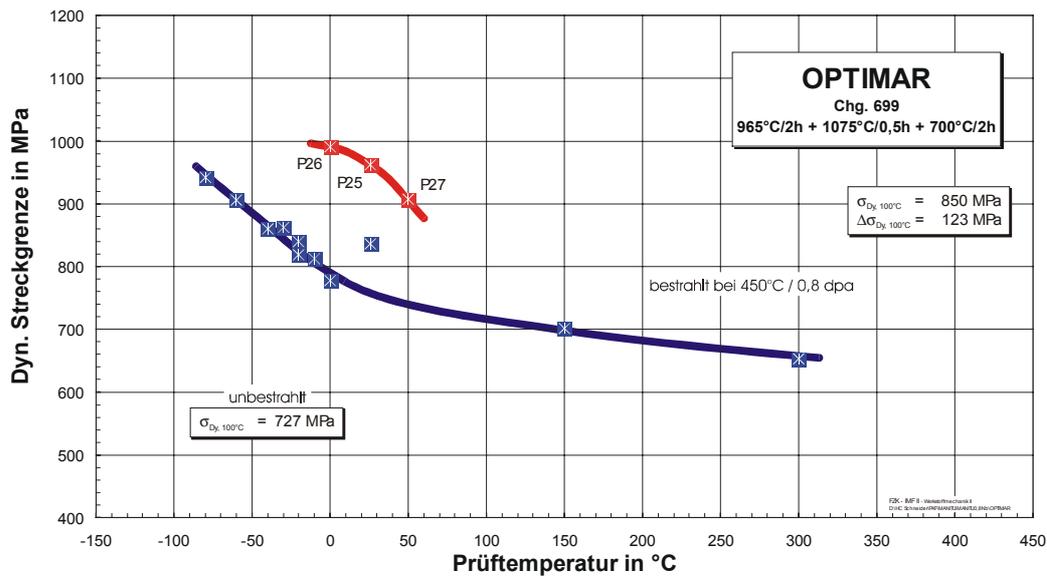
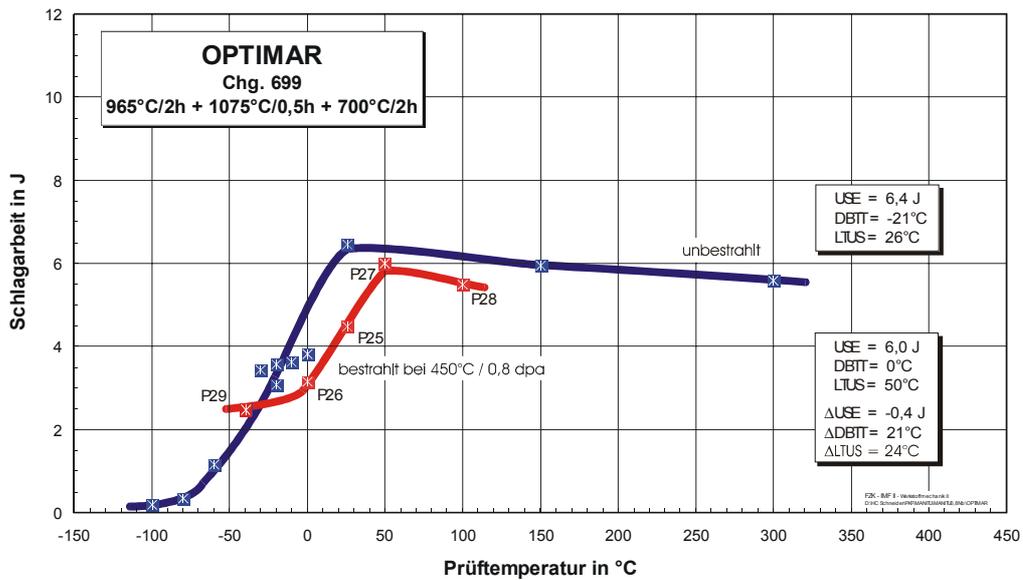
Bestrahlungsparameter: 400°C / 0,8 dpa

Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
P23	-30	0,88	1135
P20	0	2,26	1061
P19	26	3,71	918
P21	50	4,68	943
P22	100	5,13	880



Bestrahlungsparameter: 450°C / 0,8 dpa

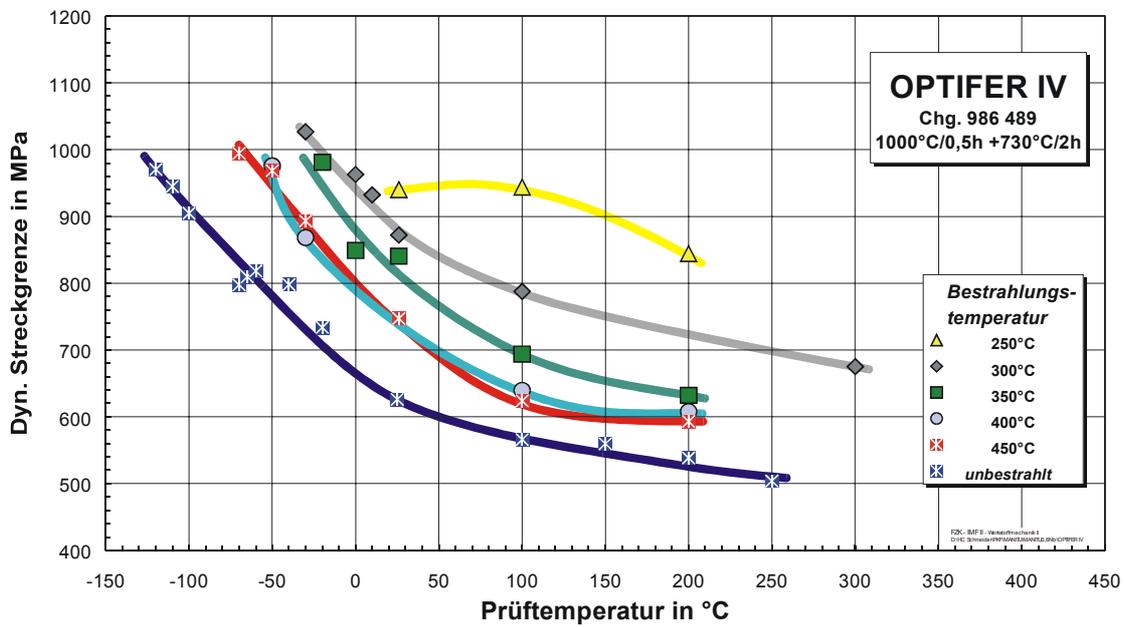
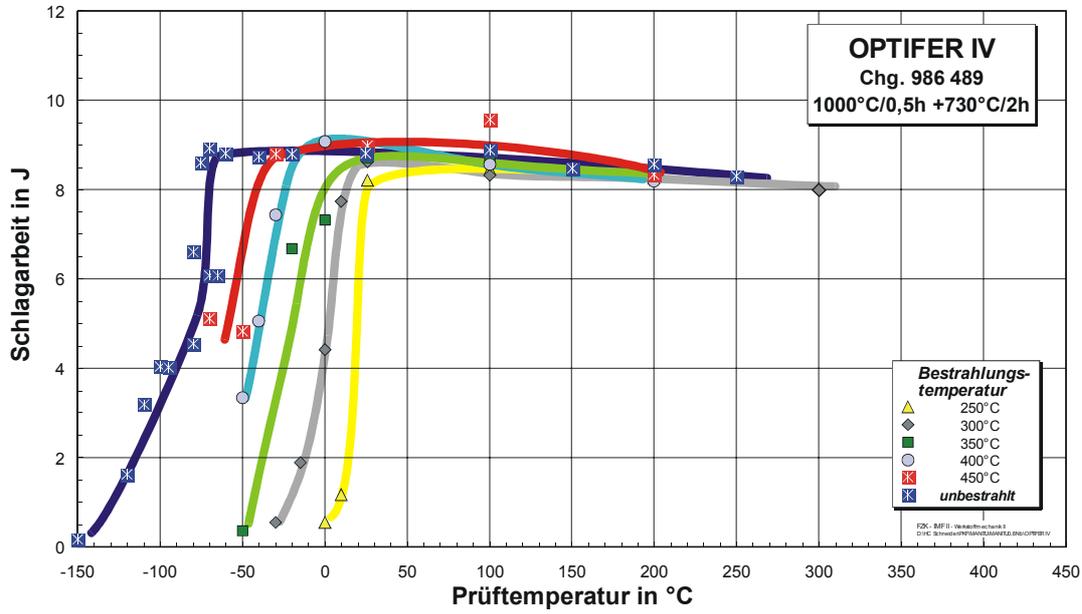
Proben-Nr.	Prüf­temperatur in °C	Schlagarbeit in J	dyn. Streckgrenze in MPa
P29	-40	2,51	
P26	0	3,16	991
P25	26	4,48	962
P27	50	6,00	907
P28	100	5,49	



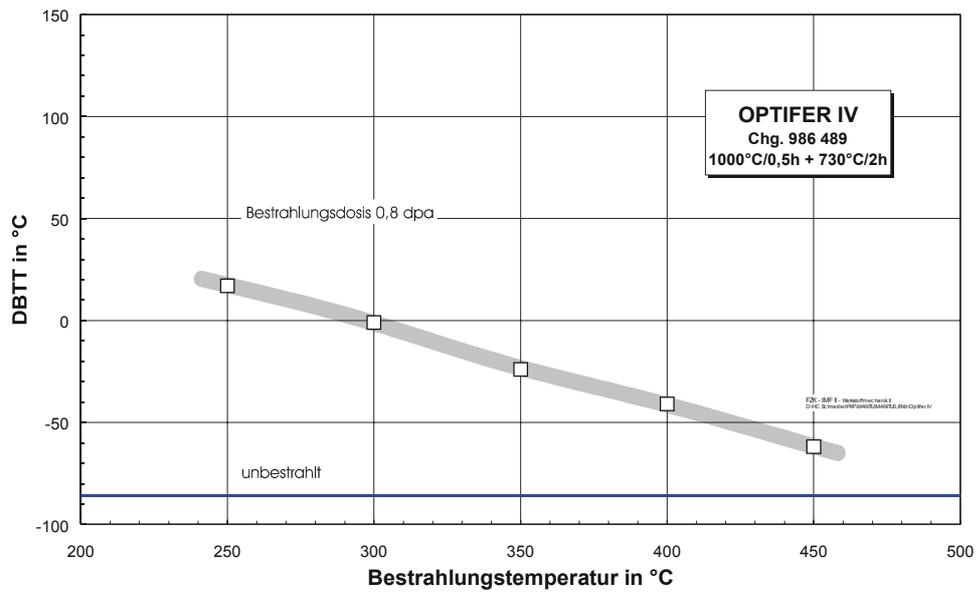
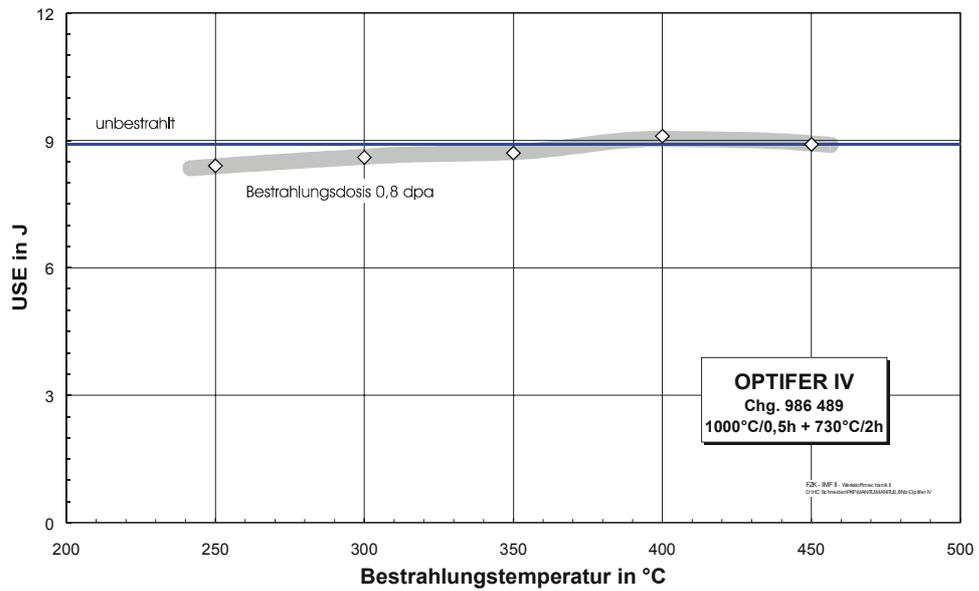
10.2 AUSWERTEERGEBNISSE

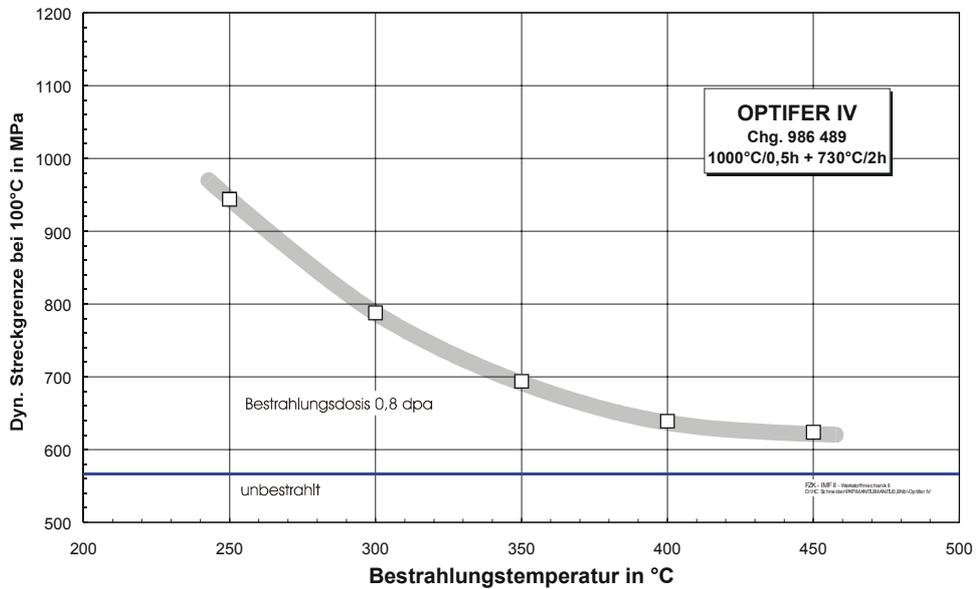
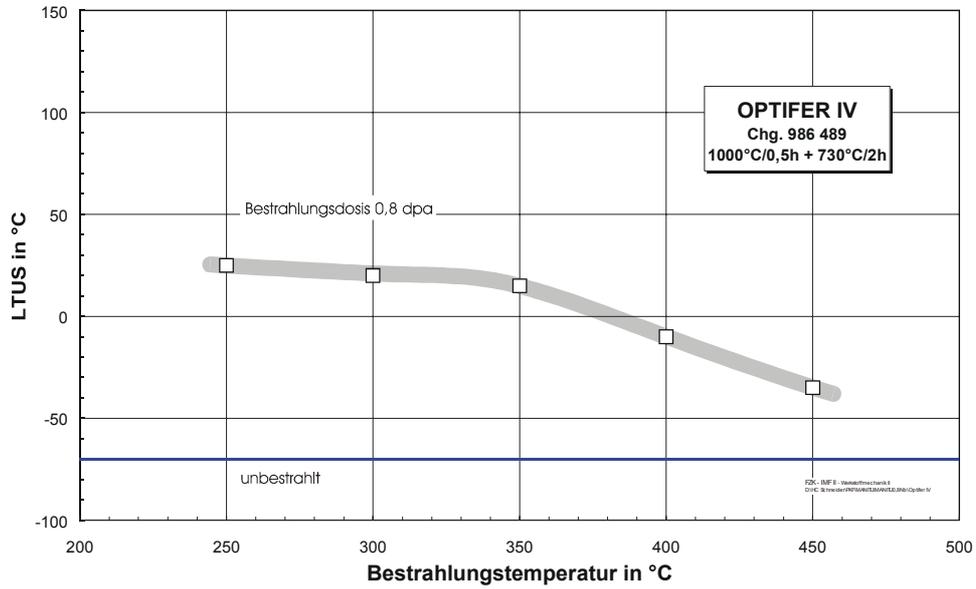
10.2.1 OPTIFER-IV

Bestrahlungsparameter: 0,8 dpa

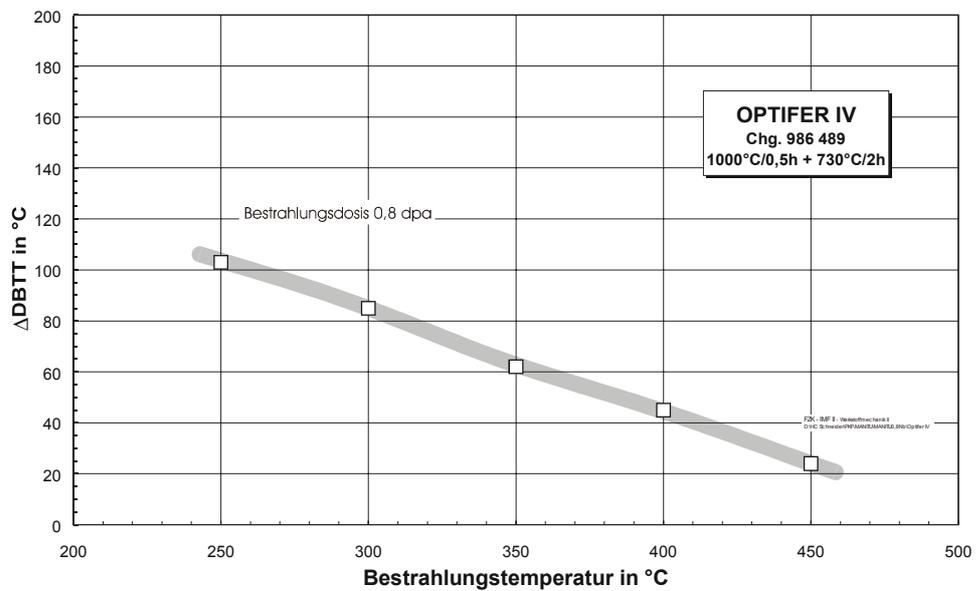
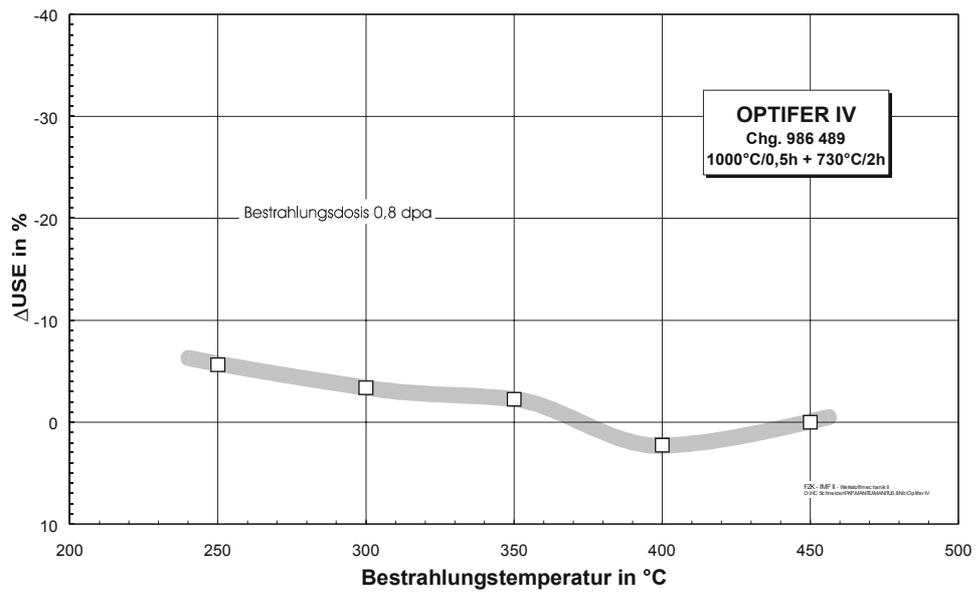


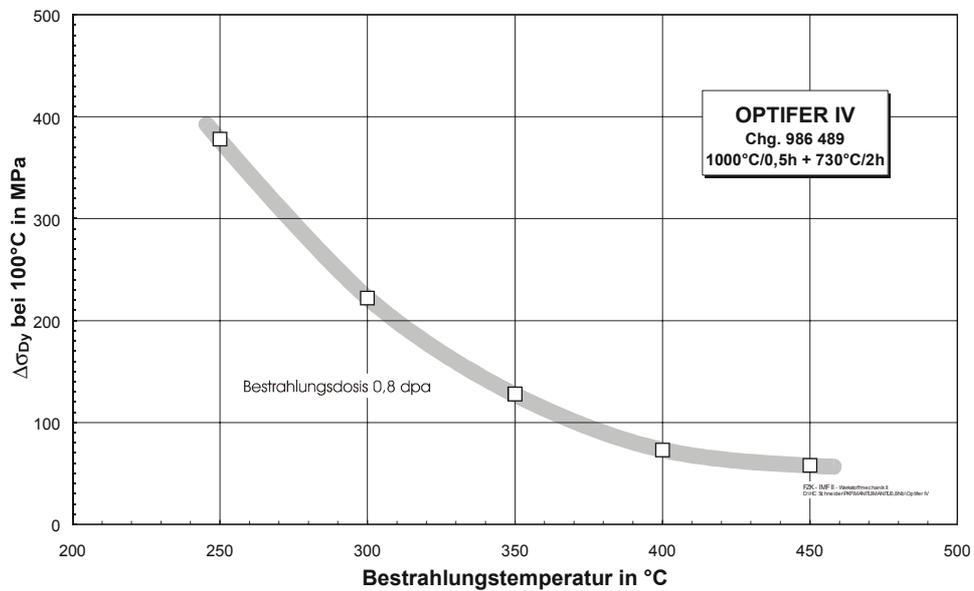
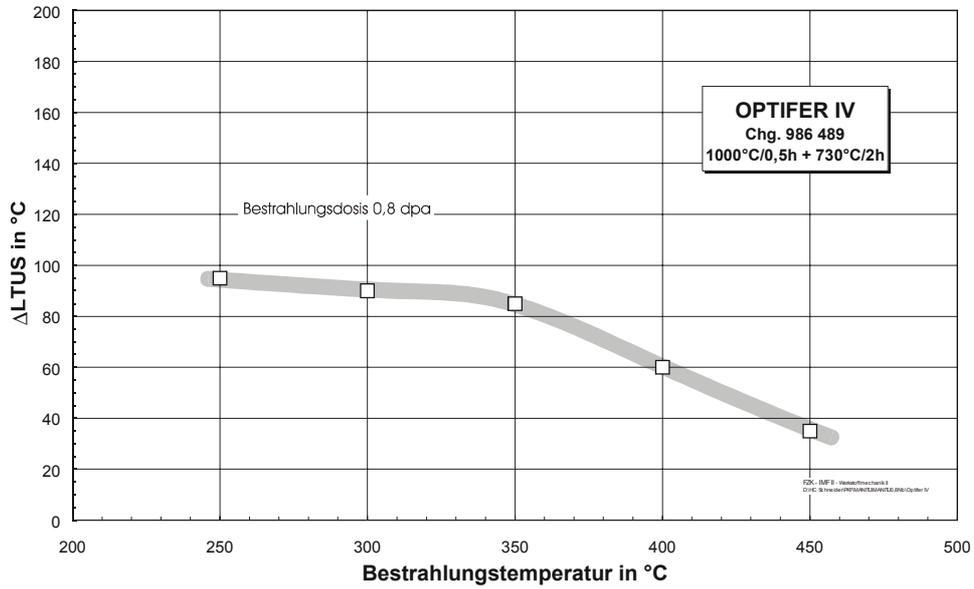
Bestrahlungstemperatur in °C	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 100^\circ C}$ in MPa
250	8,4	17	25	944
300	8,6	-1	20	788
350	8,7	-24	15	694
400	9,1	-41	-10	639
450	8,9	-62	-35	624
Unbestrahlt	8,9	-86	-70	566





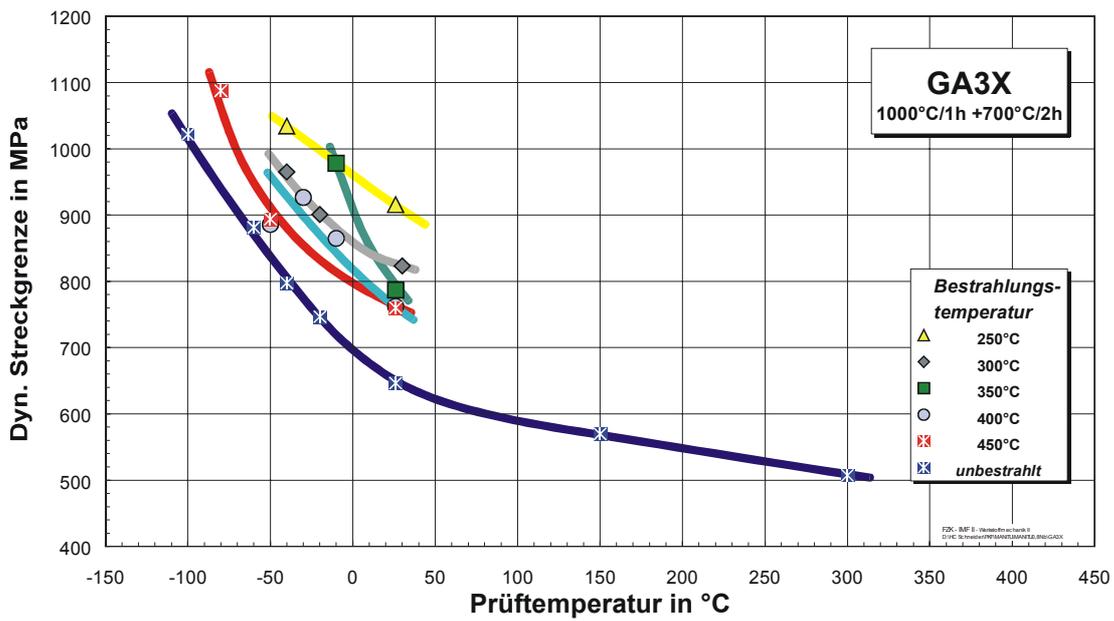
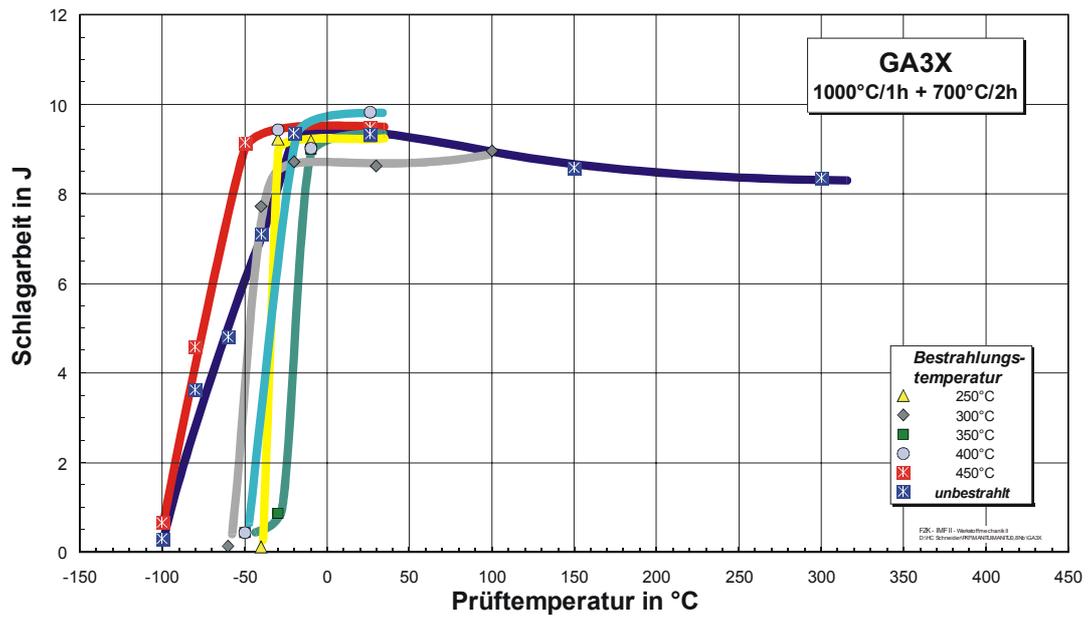
Bestrahlungstemperatur in °C	Δ USE in J	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$ in MPa
250	-0,5	103	95	378
300	-0,3	85	90	222
350	-0,2	62	85	128
400	0,2	45	60	73
450	0	24	35	58





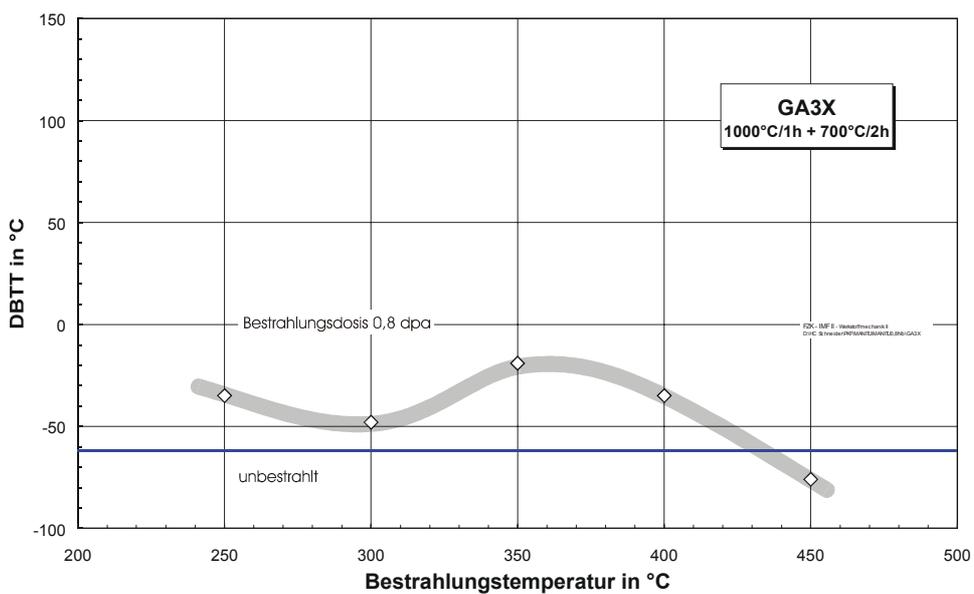
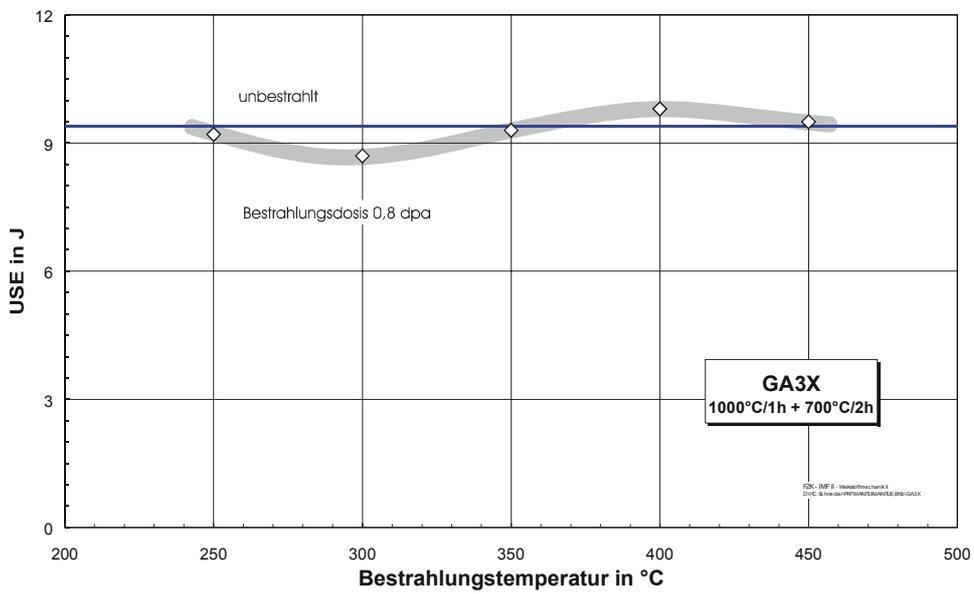
10.2.2 GA3X

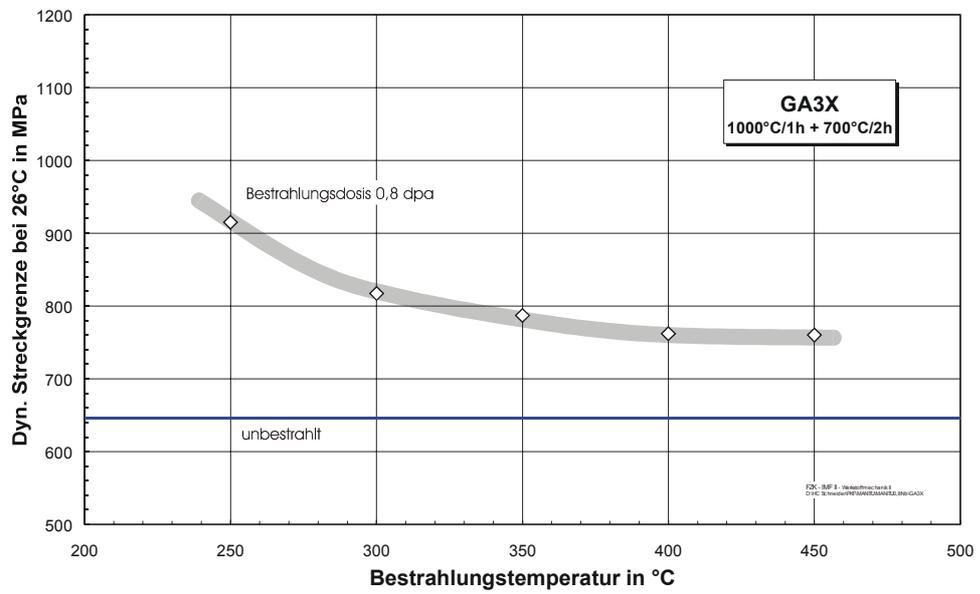
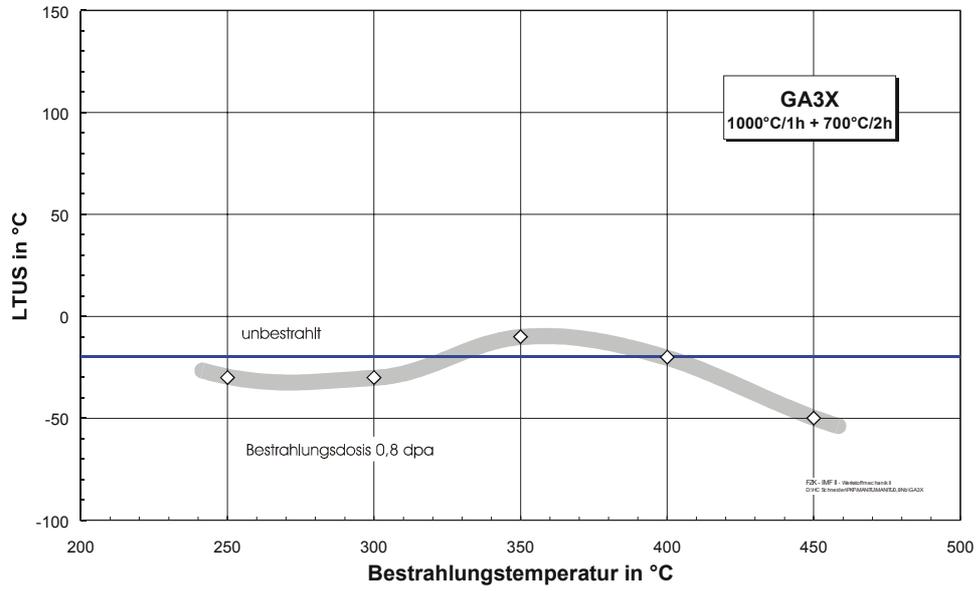
Bestrahlungsparameter: 0,8 dpa



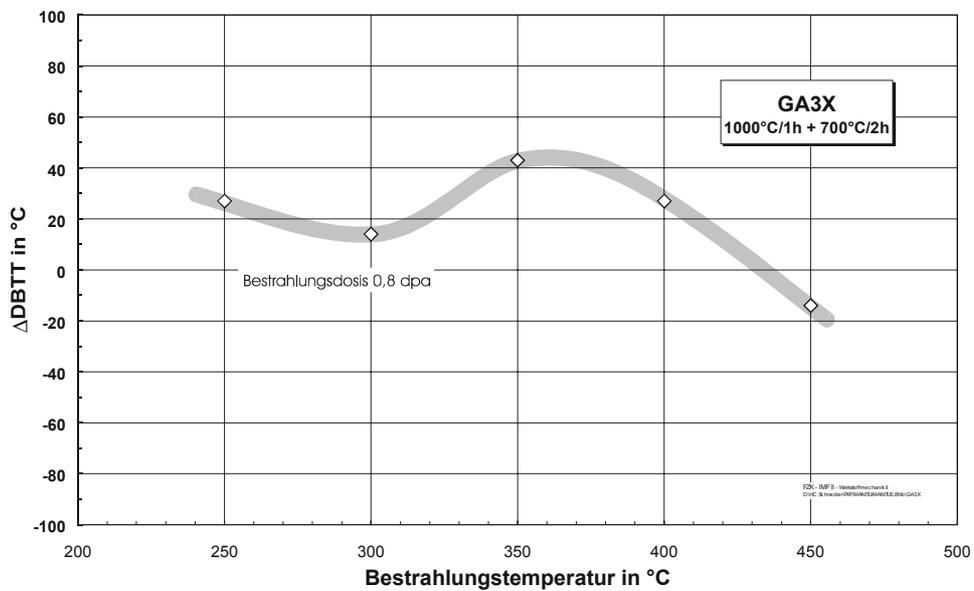
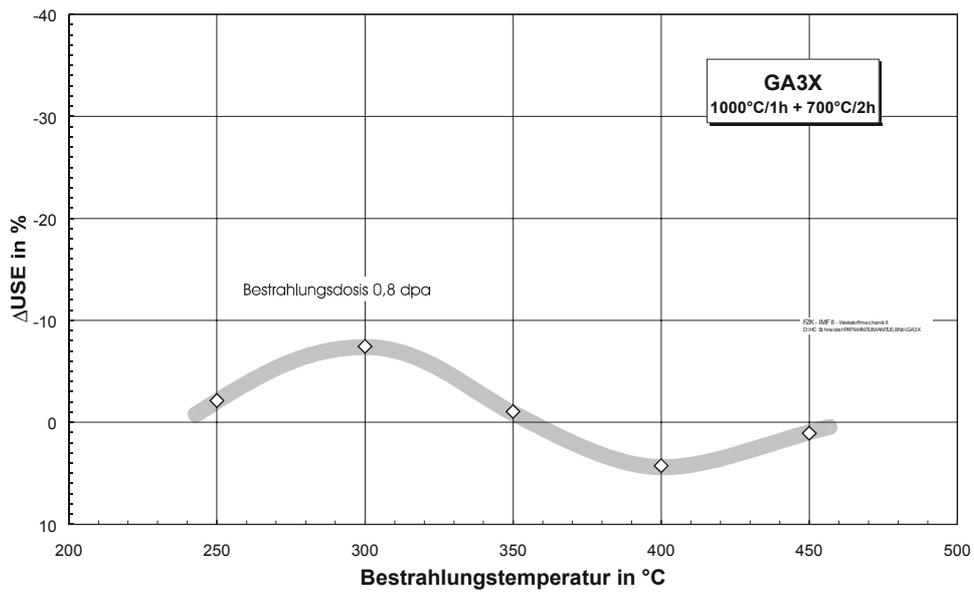
Bestrahlungstemperatur in °C	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 26^\circ C}$ in MPa
250	9,2	-35	-30	915
300	8,7	-48	-30	817 *)
350	9,3	-19	-10	787
400	9,8	-35	-20	762
450	9,5	-76	-50	760
Unbestrahlt	9,4	-62	-20	646

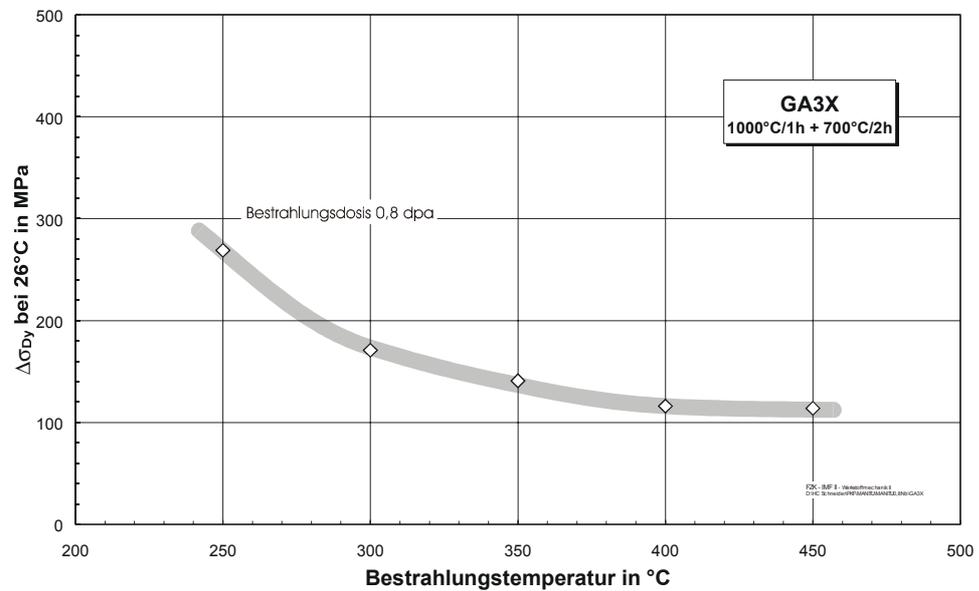
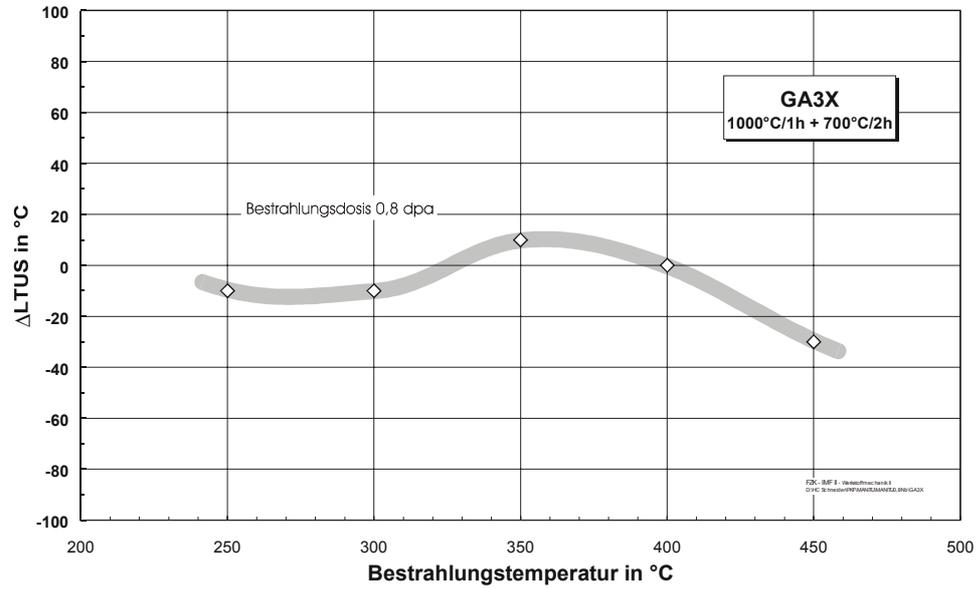
*) aus benachbarten Meßwerten interpoliert





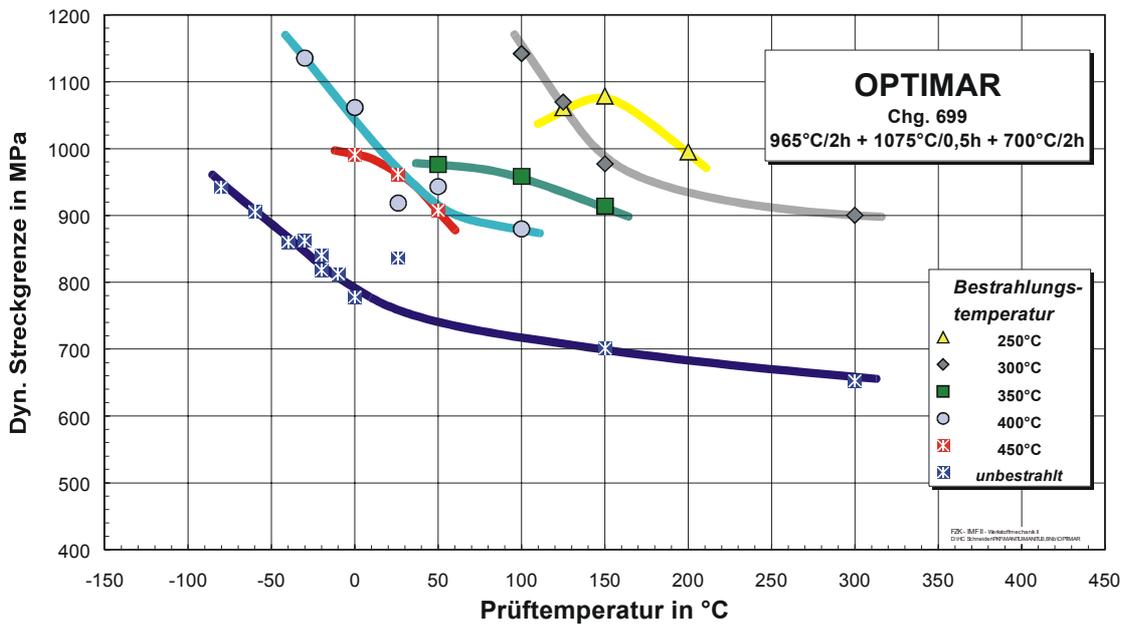
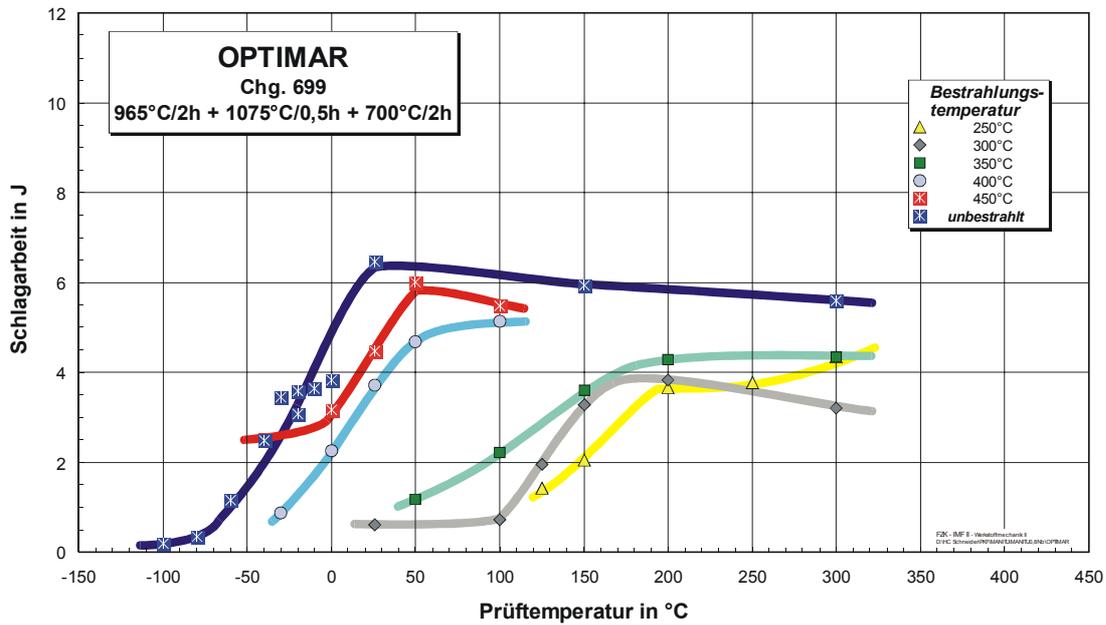
Bestrahlungstemperatur in °C	Δ USE in J	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 26^\circ\text{C}}$ in MPa
250	-0,2	27	-10	269
300	-0,7	14	-10	171
350	-0,1	43	10	141
400	0,4	27	0	116
450	0,1	-14	-30	114





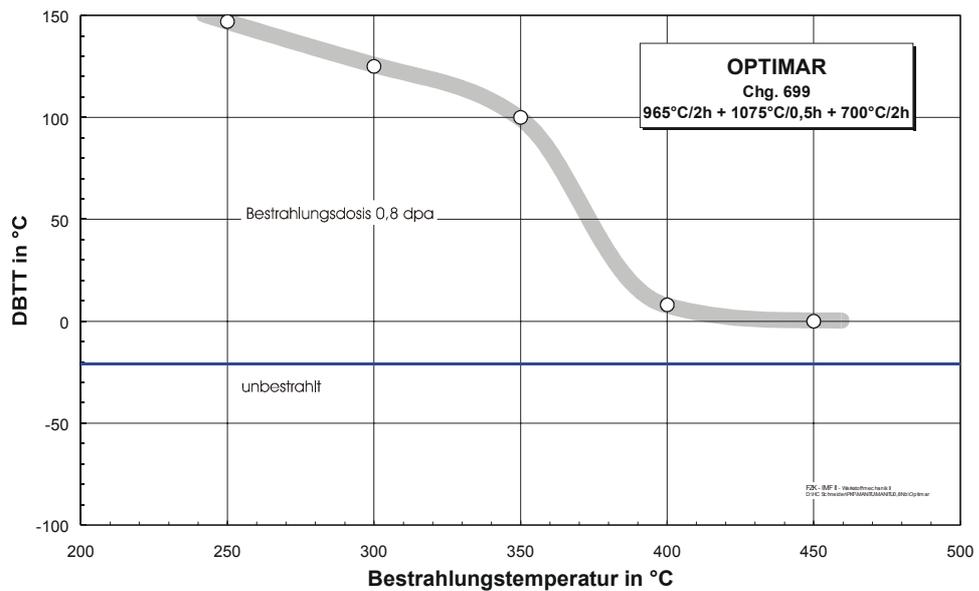
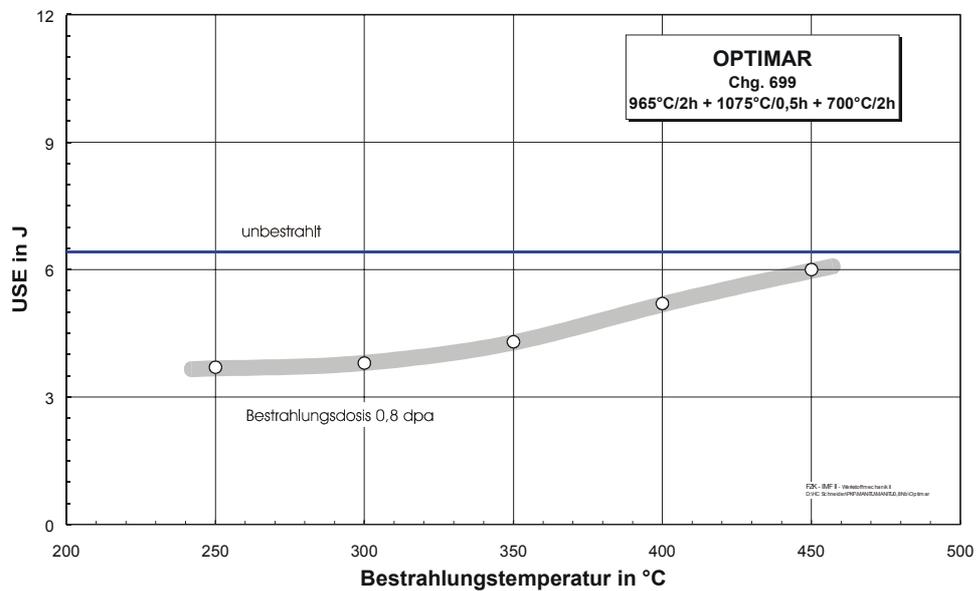
10.2.3 OPTIMAR

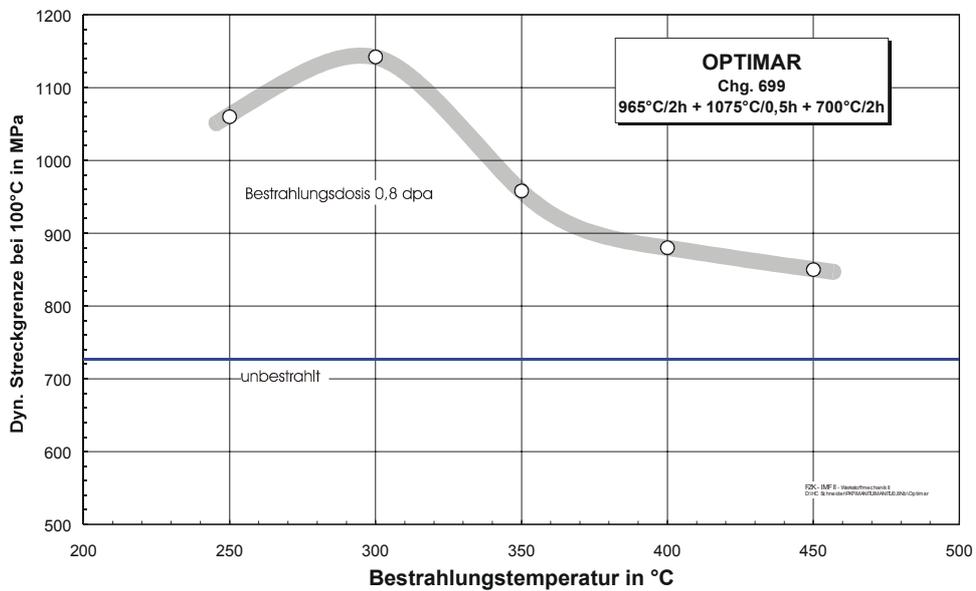
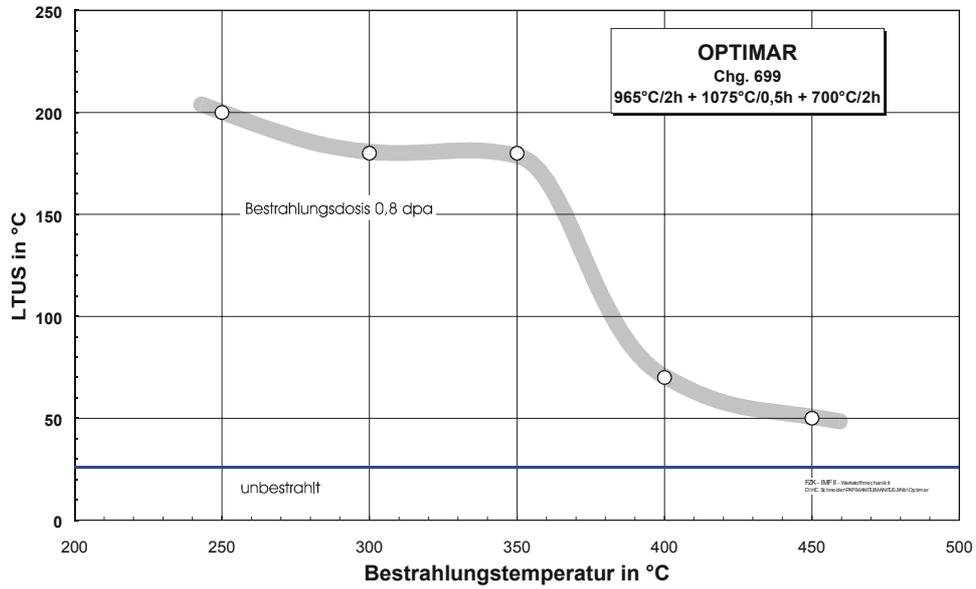
Bestrahlungsparameter: 0,8 dpa



Bestrahlungstemperatur in °C	USE in J	DBTT in °C	LTUS in °C	$\sigma_{yd, 100^\circ C}$ in MPa
250	3,7	147	200	1060 *)
300	3,8	125	180	1142
350	4,3	100	180	958
400	5,2	8	70	880
450	6,0	0	50	850 *)
Unbestrahlt	6,4	-21	26	727 *)

*) aus benachbarten Meßwerten interpoliert





Bestrahlungstemperatur in °C	Δ USE in J	Δ DBTT in °C	Δ LTUS in °C	$\Delta\sigma_{yd, 100^\circ\text{C}}$ in Mpa
250	-2,7	168	174	333
300	-2,6	146	154	415
350	-2,1	121	154	231
400	-1,2	29	44	153
450	-0,4	21	24	123

