

Abschlussbericht

Reaktorsicherheits-Vorhaben Nr. 150 1277

Anwendung des Master Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle

Hans-Werner Viehrig; Conrad Zurbuchen

Juli 2007

Wissenschaftlich-Technische Berichte
FZD-476
Juli 2007

Hans-Werner Viehrig; Conrad Zurbuchen

Abschlussbericht/Final Report
Reaktorsicherheits-Vorhaben Nr. 150 1277
Reactor Safety Research-Project No. 150 1277

**Anwendung des Master Curve-Konzeptes
zur Charakterisierung der Zähigkeit
neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle**

Application of the Master Curve regarding
characterization of the toughness of neutron
irradiated Reactor Pressure Vessel steels



**Forschungszentrum
Dresden Rossendorf**

Hinweis:

Das dem Bericht zu Grunde liegende Vorhaben wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie unter dem Förderkennzeichen 150 1277 durchgeführt. Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt bei den Autoren.



Abschlussbericht / Final Report

Reaktorsicherheits-Vorhaben Nr. 150 1277

Reactor Safety Research-Project No. 150 1277

**Anwendung des Master Curve-Konzeptes zur
Charakterisierung der Zähigkeit neutronen-
bestrahlter Reaktordruckbehälterstähle**

**Application of the Master Curve regarding
characterization of the toughness of neutron
irradiated Reactor Pressure Vessel steels**

**Autoren / Authors: H.-W. Viehrig
C. Zurbuchen**

**Dienststelle der Autoren: Forschungszentrum Dresden-Rossendorf
Performing Organisation: Research Centre Dresden-Rossendorf
Berichtsdatum / Publication Date: 25.05.2007
Berichts-Nr. / Report No. : FZD-476 2007**



Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|----|
| Kurzfassung..... | 3 |
| Abstract | 5 |
| 1 Einleitung..... | 7 |
| 2 Literaturlauswertung..... | 8 |
| 2.1 Neutronenversprödung..... | 8 |
| 2.2 Ermittlung der Bruchzähigkeit - Normenvergleich | 10 |
| 2.3 Master Curve-Konzept | 12 |
| 2.3.1 Grundlagen..... | 12 |
| 2.3.2 Prüfnorm ASTM E1921-05 | 15 |
| 2.3.3 Erweiterte Auswertekonzepte..... | 19 |
| 2.3.3.1 Inhomogenitäten..... | 19 |
| 2.3.3.2 Constraint..... | 21 |
| 2.3.3.3 Interkristalliner Sprödbruch IGF..... | 23 |
| 2.3.4 Bestrahlungseinfluss auf die Master Curve | 24 |
| 2.3.5 Korrelationen zwischen Kennwerten aus Zugversuch, Charpy-V-Test und MC | 28 |
| 2.4 Sprödbruchsicherheitsbewertung von RDB..... | 30 |
| 2.4.1 ASME- K_{IC} -Grenzkurve, MC- K_{Jc} -Referenzkurve und VERLIFE- Grenzkurve | 31 |
| 2.4.2 Stand der Einführung des Master Curve-Konzepts in internationale Codes und Regelwerke..... | 33 |
| 3. Experimente | 35 |
| 3.1 Material und Probennahme | 35 |
| 3.2 Bestrahlungsexperimente und Ausheilbehandlung | 36 |
| 3.3 Gefügecharakterisierung..... | 36 |
| 3.4 Mechanische und bruchmechanische Untersuchungen..... | 37 |
| 3.4.1 Härteprüfung | 37 |
| 3.4.2 Zugversuche..... | 37 |
| 3.4.3 Charpy-V-Tests | 38 |
| 3.4.4 Risswiderstandskurven | 38 |
| 3.4.5 Master Curve-Versuche | 39 |
| 3.4.6 Replikatechnik und Fraktographie..... | 40 |



| | |
|---|-----|
| 4. Ergebnisse und Diskussion | 40 |
| 4.1 Gefüge und Härtemessung | 40 |
| 4.2 Zugversuche | 42 |
| 4.3 Charpy-V-Tests | 45 |
| 4.4 Risswiderstandskurven | 46 |
| 4.5 Master Curve-Versuche | 48 |
| 4.6 Grenzkurven, Vorhersageformeln und Unified Curve..... | 55 |
| 4.7 Korrelationen und Bewertung..... | 58 |
| Zusammenfassung und Schlussfolgerungen..... | 59 |
| Abkürzungen und Symbole..... | 62 |
| Literatur | 66 |
| Anhang | 79 |
| A1 Master Curve SINTAP-Analyse | 79 |
| A2 Multimodaler Master Curve-Ansatz..... | 82 |
| Tabellen..... | 84 |
| Abbildungen..... | 114 |



Kurzfassung

Im Rahmen der Reaktorsicherheitsforschung des BMWi wird die Anwendbarkeit des Master Curve-(MC-)Konzeptes zur Charakterisierung des Zähigkeitszustandes bestrahlter Reaktordruckbehälter-(RDB-)Stähle überprüft, welches in einigen Ländern bereits Eingang in das Regelwerk zur Sprödbruchsicherheitsbewertung gefunden hat. Eine ausführliche Literaturrecherche beinhaltet die Anwendungsgrenzen des MC-Konzeptes, die Auswirkungen von Neutronenbestrahlung auf die Form der MC sowie den Stand der Implementierung des MC-Konzeptes in die internationalen Regelwerke der Sprödbruchsicherheitsbewertung von Reaktordruckbehältern (RDB). Im experimentellen Teil werden Proben von drei RDB-Stählen untersucht (IAEA-Referenzstahl 3JRQ57, mit 22NiMoCr3-7 vergleichbarer 1JFL11 sowie russischer WWER-440 Grundwerkstoff KAB-B), die in drei Bestrahlungszuständen vorliegen. Die Neutronenfluenzen betragen ca. $7 \cdot 10^{18}$ (niedrig) $50 \cdot 10^{18}$ (mittel) und $100 \cdot 10^{18}$ (hoch) n/cm^2 ($E > 1 MeV$). Proben dieser Bestrahlungszustände werden einer Wärmebehandlung von $475^\circ C/100h$ zur Ausheilung der Versprödung unterzogen.

Neben der Grundcharakterisierung (Gefüge, Härte, Zugversuch) und Charpy-V-Tests werden bruchmechanische Untersuchungen durchgeführt (J_R -Risswiderstandskurven nach ASTM E1820-06 sowie Referenztemperaturen T_0 nach ASTM E1921-05). Zusätzlich zur Standard-MC-Auswertung nach ASTM E1921 erfolgen erweiterte Analysen nach SINTAP, dem multimodalen MC-Ansatz (MML) sowie der Unified Curve, um den Einfluss von Materialinhomogenität und möglicher Formänderung der MC bei hohen Fluenzen zu bewerten.

Wie erwartet erhöhen sich generell die Festigkeitskennwerte, die spröduktile Übergangstemperaturen T_{28J} und T_{41J} sowie die nach ASTM E1921 ermittelte Referenztemperatur T_0 mit steigender Neutronenfluenz, während die Duktilitätskennwerte (Bruchdehnung, Hochlagenzähigkeit) abnehmen. Eine Ausnahme bildet der RDB-Stahl 1JFL11, bei dem die T_0 des hoch bestrahlten Zustandes niedriger liegt als die des mittel bestrahlten Zustandes. Die 1σ -Streubänder beider T_0 -Werte berühren sich, so dass eine Plateaubildung angenommen wird. Generell am bestrahlungsempfindlichsten reagiert der Stahl 3JRQ57, gefolgt von KAB-B und 1JFL11.

Durch die Ausheilbehandlung von $475^\circ C/100h$ erholen sich die Werkstoffkennwerte der Zugversuche, Charpy-V-Tests und MC-Versuche auf den jeweiligen unbestrahlten Ausgangszustand. Das gilt für alle Werkstoffe in allen untersuchten Zuständen.

Das Widerstandsverhalten gegen duktile Rissinitiierung (J_R -Kurve) bleibt relativ unbeeinflusst von der Neutronenbestrahlung. Im für die Kennwertermittlung relevanten Bereich bis 0,3 mm Risswachstum sinkt bei 3JRQ57 und 1JFL11 der nach ASTM E1820 ermittelte Kennwert J_Q ($J_{0,2BL}$) vom unbestrahlten auf den mittel bestrahlten Zustand moderat. Bei Fluenzverdopplung auf ca. $100 \cdot 10^{18} n/cm^2$ ($E > 1 MeV$, hoch bestrahlt) bleibt er nahezu unverändert. Der Ersatzkennwert $J_{0,2}$ nach [GKSS-02] bleibt bei beiden Werkstoffen völlig unbeeinflusst von Neutronenbestrahlung. Der physikalische Kennwert $J_{i,SZB}$ konnte nicht ermittelt werden, da bei fraktografischen Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) keine Stretchzonen nachweisbar waren.

Der Temperaturverlauf der bei instabilen Versagen der Proben gemessenen Bruchzähigkeiten $K_{Jc(1T)}$ wird für alle drei RDB-Stähle in allen Bestrahlungs- und Ausheilzu-



ständen gut mit der MC nach ASTM E1921 beschrieben. Bei den niedrig und mittel bestrahlten Zuständen streuen die $K_{Jc(1T)}$ -Werte stark und werden nicht von der Bruchzähigkeitskurve für 5% Bruchwahrscheinlichkeit eingehüllt. Eine Formänderung der Master Curve bei hoher Bestrahlung konnte bei keinem der drei untersuchten RDB-Stähle nachgewiesen werden, denn speziell die hoch bestrahlten Zustände mit Fluenzen bis $100 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) werden sehr gut von der 5%- und 95%-MC eingehüllt. Das betrifft auch Datenpunkte, die außerhalb des nach ASTM E 1921-05 erlaubten Gültigkeitsbereiches von $T_0 \pm 50 \text{ K}$ liegen. Alle geprüften MC-Proben brachen durch transkristallinen Spaltbruch. Die dem MC-Konzept zu Grunde liegenden Versagensannahmen werden damit bestätigt.

Die Unified Curve, die eine mögliche Formänderung der MC bei hohen Neutronenfluenzen berücksichtigt, überbewertet den Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die MC-Form beim hoch bestrahlten Stahl 3JRQ57. Bei den hoch bestrahlten RDB-Stählen 1JFL11 und KAB-B entspricht die Unified Curve in Lage und Form der jeweiligen Median-Standard-MC nach ASTM E1921.

Die Vorhersageformeln nach Reg. Guide 1.99, Rev. 2 unterschätzen die bestrahlungsinduzierte Verschiebung ΔT_{41J} bei 3JRQ57. Die in VERLIFE angegebene rechnerische Vorhersageformel für T_0 mit einer Potenzfunktion ($n=1/3$) beschreibt das Verhalten des untersuchten WWER-440-Grundwerkstoffes KAB-B nicht konservativ. Erst eine Wurzelfunktion ($n=0,5$) beschreibt das Bestrahlungsverhalten konservativ. Die Bruchzähigkeits-Grenzkurven (ASME- $K_{IC-RT_{T_0}}$ -Kurve im Falle von 3JRQ57 und 1JFL11, VERLIFE-Grenzkurve für KAB-B) hüllen fast alle, aber in keinem Fall sämtliche Messwerte ein. In solchen Fällen wird empfohlen, bei der Normierung $T-RT_{T_0}$ die T_0 der Standard-MC-Auswertung durch die konservativere T_K der SINTAP-Analyse zu ersetzen.

Die Korrelation der bestrahlungsbedingten Verschiebungen der Streckgrenze ($\Delta R_{p0,2}$) und der MC-Referenztemperatur (ΔT_0) kann nicht für alle untersuchten RDB-Stähle mit den in der Literatur vorgeschlagenen Universalgleichungen beschrieben werden. Die Korrelationen zwischen den Absolutwerten der Übergangstemperaturen T_{xxJ} ($xx=28$ bzw. 41) und der T_0 sind mit sehr großen Streubändern behaftet, und nur für den Werkstoff 1JFL11 mäßig gut anwendbar. Besser korrelieren die Verschiebungen der Kennwerte $\Delta T_{xxJ} - \Delta T_0$.

Im Rahmen des Versuchsprogramms kann die Eignung der Anwendbarkeit des Master Curve-Konzeptes auf unterschiedliche Werkstoffe bis hin zu Fluenzen von $100 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) und im ausgeheilten Zustand bestätigt werden. Das gilt selbst für den IAEA-Referenzwerkstoff 3JRQ57 mit inhomogenem Gefüge und ausgesprochener Bestrahlungsempfindlichkeit. Eine Formänderung der Master Curve durch Neutronenbestrahlung war nicht nachweisbar.



Abstract

Within the framework of the reactor safety research of BMWi the applicability of the Master Curve (MC) concept is investigated with regard to the characterisation of the toughness of neutron irradiated Reactor Pressure Vessel (RPV) steels. At this time, several countries have adopted or are in the process of adopting the MC method into their brittle fracture safety assessment procedures. Aim of this research project is to resolve open technical issues associated with the MC including the invariance of the MC shape for highly irradiated material and behaviour of inhomogeneous material to allow the MC approach to be used and the benefits to be realised for German RPV integrity assessment.

A literature review focuses on limits of applicability of the Master Curve concept and the impact of neutron irradiation on the MC shape. Current levels of the MC implementation in international codes and regulations for reactor safety are presented.

Specimens from 3 different RPV steels are scrutinised (IAEA reference material 3JRQ57, 1JFL11 comparable to German RPV steel 22NiMoCr3-7 and Russian WWER-440 type base metal KAB-B), which were neutron irradiated to 3 different fluences. The irradiation levels range from ca. $7 \cdot 10^{18}$ („low“) and $50 \cdot 10^{18}$ („medium“) to up to $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV, „high“). Additionally, the effects of a recovery heat treatment at 475°C/100h are investigated.

Besides basic material characterisation (microstructure, Vickers hardness, tensile properties), Charpy-V tests and J_R crack growth curves according to ASTM E1820-06 the focus is placed on the determination of reference temperatures T_0 according to ASTM E1921-05. Additional analysis methods such as SINTAP, multimodal MC method (MML) and Unified Curve are employed in order to identify possible MC shape changes under high irradiation and effects of material inhomogeneity.

Well known irradiation effects such as increasing strength and decreasing toughness can be verified. The yield and ultimate tensile strength are increased. The decrease of toughness is expressed by an increase of the Charpy-V ductile-to-brittle toughness transition temperatures T_{28J} and T_{41J} and the reference temperature T_0 . On the other hand ductile parameters like elongation at fracture and Charpy-V upper shelf toughness decrease with neutron fluence.

One exception is the reference temperature of RPV steel 1JFL11 which seemingly decreases from medium to high fluence. Though, the 1σ -scatter bands of both T_0 values touch each other, so this apparent exception can as well be regarded as a saturation state. Generally, RPV steel 3JRQ57 is the most sensitive to neutron irradiation, followed by KAB-B and 1JFL11.

In tensile, Charpy-V and MC tests the material parameters of the unirradiated state can be recovered in all cases by heat treating at 475°C/100h.

Resistance against ductile crack initiation (J_R curves) remains relatively unaffected by irradiation. J_Q ($J_{0,2BL}$) according to ASTM E1820 decreases moderately from unirradiated to medium irradiated levels. A further doubling of the fluence to ca. $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) has no effect on J_Q . $J_{0,2}$ according to [GKSS-02] remains completely unaffected by irradiation, both with 3JRQ57 and 1JFL11. The physical crack initiation



parameter $J_{i,SZB}$ cannot be determined as no stretch zones can be detected on the fracture surfaces.

The MC provides a precise description of the fracture toughness of unirradiated, irradiated, and recovery annealed material. Especially for the highly irradiated states, the MC describes the $K_{Jc(1T)}$ values exceptionally well, including data points well outside the temperature limit $T_0 \pm 50K$ given in Standard ASTM E1921. Some scatter occurs for low and medium irradiated states, where more points than expected lie below the MC for 5% failure probability. All reviewed MC fracture surfaces showed failure by transcrystalline cleavage fracture, thus verifying the basic concepts of the theoretical MC framework.

The Unified Curve, which allows for MC shape change for high irradiation levels, overpredicts the influence of irradiation for 3JRQ57. Here, standard MC analysis suffices to describe the fracture behaviour. For 1JFL11 and KAB-B, the Unified Curve coincides with the median standard MC.

Prediction formulas according to Reg. Guide 1.99, Rev. 2 underpredict the irradiation-induced shift ΔT_{41J} with 3JRQ57. The VERLIFE prediction formula for T_0 with a power function exponent $n=1/3$ underpredicts the change in T_0 with WWER-440 base metal KAB-B. Only a exponent of $n=0,5$ yields conservative predictions.

Fracture toughness lower bound curves (ASME- $K_{IC-RT_{T_0}}$ curves for 3JRQ57 and 1JFL11, VERLIFE design curve for KAB-B) envelop nearly all measured values. Still, in all cases some outliers can be observed. In such cases the SINTAP analysis is more conservative than the standard MC method.

A common correlation for all three steels between the shifts of yield strength $\Delta R_{p0,2}$ and MC reference temperature ΔT_0 cannot be found. Correlations between the absolute values of transition temperatures T_{xxJ} ($xx=28$ and 41) and T_0 show very high scatter bands. Better suited for predictions are the correlations between the shifts, $\Delta T_{xxJ} - \Delta T_0$.

Within this research project the applicability of the MC concept could be verified for different RPV steels in different states of irradiation levels up to $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) as well as in the annealed condition. This is valid even for the highly irradiation sensitive and inhomogeneous RPV steel 3JRQ57. For none of the three investigated RPV steels a shape change of the Master Curve due to irradiation could be observed.



1 Einleitung

Das Ziel des im Rahmen der Reaktorsicherheitsforschung des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMW) unter der Nummer 1501277 geförderten Vorhabens ist es, das in ASTM E1921 vorgeschlagene Master Curve (MC)-Konzept zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle im Hinblick auf seine Anwendbarkeit bei deutschen Kernkraftwerken zu untersuchen. Hierzu soll überprüft werden, inwieweit das MC-Konzept zur Charakterisierung des Zähigkeitszustandes bestrahlter RDB-Stähle anwendbar ist.

Neben der Grundcharakterisierung hinsichtlich Gefüge, Härte und mechanisch-technologischer Kennwerte liegt der Schwerpunkt in der Bestimmung von Referenztemperaturen nach dem Master Curve-Konzept gemäß der Prüfnorm ASTM E1921. Im Einzelnen werden Referenztemperaturen T_0 nach dem MC-Konzept für verschiedene Werkstofftypen und Neutronenfluenzen bestimmt. Damit sollen die Eignung der MC-Prozedur zur T_0 -Bestimmung nachgewiesen, die Beschreibbarkeit des Temperaturverlaufs der Bruchzähigkeit durch die MC überprüft und der Einfluss von Materialinhomogenität und interkristallinem Spaltbruch erfasst werden. Weitere Schwerpunkte sind die Untersuchung des Einflusses einer Ausheilbehandlung zum Abbau der Neutronenversprödung auf die MC und ein Beitrag zur Aufstellung von Korrelationen zwischen T_0 und herkömmlichen Werkstoffkennwerten. Zur Erweiterung der Datenbasis soll routinemäßig auch die Herstellung und Prüfung von rekonstituierten Proben erfolgen.

Grundlage der Untersuchungen bildet die Auswertung der in der internationalen Literatur veröffentlichten Ergebnisse zur Anwendung des MC-Konzepts. Einflüsse der Werkstoffcharakteristika (Materialinhomogenität, Bruchtyp), Beanspruchung (Bestrahlungsbedingungen) und Prüfparameter (Probengeometrie, Belastungsgeschwindigkeit) auf den Verlauf (shape) der MC und die Referenztemperaturen T_0 sollen bewertet werden. Ferner wird der Einfluss der Gültigkeitskriterien des MC-Konzepts untersucht und der aktuelle Stand der Einführung dieses Konzepts in die Regelwerke zur Integritätsbewertung des RDB zusammengefasst und bewertet. Insbesondere wurden die internationalen Regelwerke (ASME, KTA), Richtlinien (IAEA Guidelines for Application of the Master Curve Approach to Reactor Pressure Vessel Integrity) und Ergebnisse von Thematischen Netzwerken der EU (ATHENA) einbezogen. Die physikalischen Hintergründe des MC-Konzepts wurden im Rahmen des Vorhabens 1501240 von der MPA Stuttgart untersucht, während das IWM Freiburg den Einfluss der Dehnungsbehinderung bei kleinen Voreilproben (constraint) im Vorhaben Nr. 1501239 bewertete.

Experimentell untersucht wurden zwei westliche RDB-Stähle und ein russischer WWER-440 RDB-Stahl. Der RDB-Stahl JRQ vom Typ A533B Cl.1 ist als IAEA-Referenzmaterial in den 80er Jahren eingehend untersucht worden. Er hat höhere Gehalte an Cu und P als es der Spezifikation entspricht und hat eine starke Versprödungsneigung gegenüber Neutronenbestrahlung. JFL ist ein RDB-Stahl des Typs A508 Cl.3 der dem 22 NiMoCr3 7 entspricht und auch in deutschen Kernkraftwerken Anwendung fand. Auf Grund der Herstellungstechnologie und Reinheit gilt JFL als wesentlich weniger bestrahlungsempfindlich. Der russische Stahl KAB-B ist vom Typ 15Kh2MFA und wird als Grundwerkstoff in russischen Reaktoren vom Typ WWER-440 eingesetzt.



2 Literaturlauswertung

2.1 Neutronenversprödung

Der Reaktordruckbehälter (RDB) schließt nahezu das gesamte radioaktive Inventar eines Kernreaktors ein. Er gehört zu den „Kategorie-1“-Komponenten eines Kernkraftwerkes (KKW), die als nicht austauschbar betrachtet werden und somit die Betriebsdauer definitiv begrenzen [Viehrig-03]. Während des Reaktorbetriebs ist der RDB-Stahl einer Neutronenbestrahlung ausgesetzt, wodurch sich seine mechanischen und physikalischen Eigenschaften ändern. Bei den ferritischen RDB-Stählen steigen typischerweise Härte, Dehngrenze und Zugfestigkeit an, während die Zähigkeit abnimmt. In Bild 2.1.1 ist schematisch der Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die 0,2%-Dehngrenze ($R_{p0,2}$) und die Zugfestigkeit (R_m) dargestellt, in Bild 2.1.2 auf die Zähigkeit (Kerbschlagarbeit). Die Verschlechterung der Zähigkeit zeigt sich in der Verschiebung der spröde-duktilen Übergangstemperatur ΔT (z.B. ΔT_{41J}) und der abnehmenden Hochlagenzähigkeit (HLZ, engl. upper shelf toughness UST).

In Versprödungsüberwachungsprogrammen werden die Eigenschaftsänderungen mit Hilfe von Voreilproben überwacht, die im Vergleich zur RDB-Wand einem höheren Neutronenfluss ausgesetzt sind. Der Voreilfaktor hängt vom Reaktortyp ab.

Die Versprödung eines RDB-Stahles durch Neutronenbestrahlung ist von vielen Einflussgrößen abhängig. Wichtig sind zum Einen die Bestrahlungsbedingungen wie Bestrahlungstemperatur, Neutronenspektrum, Dosis und Fluss [Kryukov-05], [ATHENA-07]. Zum Anderen spielt der Werkstoff eine entscheidende Rolle: Mikrostruktur (Phasen, Korngrößen), Wärmebehandlungszustand, insbesondere aber die chemische Zusammensetzung. Allgemein anerkannt ist die versprödende Wirkung der Verunreinigungen Cu, P [Debarberis-04] und des Legierungselementes Ni [IAEA1441-05], [Nikolaev-05], [Debarberis-04b], was durch Elemente wie Mn (>0,9 Gew.-%) teils erheblich verstärkt wird [Debarberis-04b]. Wenig Einfluss auf die Versprödungsanfälligkeit zeigen dagegen die Legierungselemente Mo (keinen bzw. positiven), V (keinen) und Cr (1,4 bis 3,4 Gew.-% keinen bzw. soll den P-Effekt verstärken) [Sevini-04], und Si (keinen, bei WWER-1000-Schweißnähten) [Nikolaev-05].

Die Werkstoffveränderungen werden in Festigkeitssteigerung (hardening) und Versprödung (embrittlement) unterschieden. Die Versprödungsmechanismen können wiederum unterschieden werden in solche, die mit einer Verfestigung/ Härtung einhergehen und solche, die rein versprödend wirken (non-hardening embrittlement). Die bestrahlungsinduzierte Versprödung mit Festigkeitssteigerung und Duktilitätsabnahme resultiert aus einer direkten Gitterschädigung durch Stoßkaskaden der schnellen Neutronen ("vacancy related features") sowie von meist kupferreichen Clustern im Nanometerbereich ("solute related features"). Diese mikrostrukturellen Erscheinungen werden in der Literatur je nach Größe feiner unterteilt in größere Ausscheidungen (precipitates), kleineren Anhäufungen (clusters) und statistisch signifikante nicht-zufällige örtlich erhöhte Dichteverteilungen der Legierungselement-Atome in der Matrix (embryos, atmospheres, fluctuations). Ausscheidungen können mittels Kleinwinkel-Neutronenstreuung (SANS) [Ulbricht-06] und dreidimensionaler Atomsonden-Feldionenmikroskopie (3D-APFIM) [Miller-06] nachgewiesen werden, die sich als Messmethoden komplementär ergänzen. Gerade die Messung der Neutronenkleinwinkelstreuung [Ulbricht-06] ermöglicht Rückschlüsse auf die Größe (mitt-



lerer Radius), den Volumenanteil und die Zusammensetzung bestrahlungsinduzierter Defekte und präzisiert Aussagen über die Rolle einzelner Elemente wie Cu. Die Auflösungsgrenze von SANS liegt bei ca. 0,5 nm [Ulbricht-05].

Mittels SANS [Ulbricht-05], [Ulbricht-06] wurde an kupferhaltigen Modelllegierungen und realen RDB-Stählen mit variierenden Cu- und Ni-Gehalten nachgewiesen, dass sich in allen Werkstoffen gleichermaßen ultrafeine Cluster mit einem Radius von 0,5 bis 3 nm ausbilden, wobei der mittlere Radius ca. 1 nm beträgt. Die Größenverteilung an sich ändert sich auch unter Bestrahlung nicht, dafür steigt der Volumenanteil der Bestrahlungsdefekte an, Bild 2.1.3. Dieses Bild zeigt, wie stark materialabhängig die Bildung der Bestrahlungsdefekte ist. Der Verlauf der fast kupferfreien Modelllegierung A (0,01% Cu, 0,01% Ni) entspricht dem des Stahls JFL (0,01% Cu, 0,75% Ni), vgl. [Ulbricht-05 Fig. 5]: Bei ihnen können sich kaum Cu-reiche Ausscheidungen bilden, sondern hauptsächlich leerstellenreiche Cluster, die bei hohen Fluenzen keinen Sättigungsbereich erkennen lassen. Bei der kupferreichen Modelllegierung B (0,42% Cu, 0,01% Ni) als anderes Extrem beruht die Defektbildung überwiegend auf Kupferausscheidungen. Schon bei geringen Fluenzen steigt ihr Volumenanteil stark an, um dann in ein Plateau zu münden. Einen ähnlichen Verlauf mit Sättigung zeigt der RDB-Stahl KAB (0,22% Cu, 0,23% Ni), jedoch Cu-bedingt auf niedrigerem Niveau. Beim bestrahlungsempfindlichen IAEA-Referenz-RDB-Stahl 3JRQ57 wirkt der schädliche Synergieeffekt zwischen Kupfer und Nickel [Debarberis-04b]. Der Stahl enthält mit 0,14% zwar weniger Cu als der Stahl KAB-B, jedoch fast die vierfache Ni-Menge (0,84%). Auch hier bilden sich schon bei geringen Fluenzen viele Defekte, jedoch steigt ihr Volumenanteil bei Bestrahlung unvermindert an.

Als modernste Nachweismittel der direkten Gitterschädigung haben sich Positronen-Annihilation (PA) in Verbindung mit Vickershärtemessung durchgesetzt. Vor- und Nachteile verschiedener Messmethoden zur Erfassung der komplexen Werkstoffveränderungen unter Bestrahlung ist in [English-04] zusammengefasst.

Phosphor-Ausscheidungen wirken rein verspröhdend, ohne die Festigkeit zu beeinflussen (non-hardening embrittlement). Weil sie bevorzugt an Korngrenzen entstehen, begünstigen sie interkristallinen Bruch (intergranular fracture, IGF) [IAEA429-05], [Nanstad-02]. Neben P-Ausscheidungen treten auch Ni-, Mn-, und Mo-reiche Korngrenzen-Ausscheidungen auf [Miller-00], [Pareige-04], die aber weniger IGF verursachen. Der IGF-Einfluss auf T_0 wird in Abschnitt 2.3.3.3 näher erläutert.

Die strahlungsbedingten Kristallgitterstörungen sind reversibel, d.h. sie heilen bei höheren Temperaturen wieder aus, und die Werkstoffeigenschaften erholen sich fast bis auf die Ausgangswerte [Iskander-99], [Ulbricht-06], wobei sich die Cluster wie mit SANS-Messungen nachgewiesen wieder auflösen [Ulbricht-06] bzw. APFIM-Resultaten zufolge vergrößern [Miller-06]. Das Vergrößern erfolgt auch bei wiederholter Abfolge von Bestrahlung und Ausheilung, wie [Miller-06] am Stahl JRQ nachweist, welcher bis $\Phi=8,5 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E>1$ MeV) bestrahlt und ausgeheilt, und bis $\Phi=17 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E>1$ MeV) weiter bestrahlt und erneut ausgeheilt wurde. Pareige [Pareige-04] untersuchte das Wiederbestrahlungsverhalten von WWER-440-Grundwerkstoff. Eine typische Wärmebehandlung zum Ausheilen ferritischer Druckbehälterstähle ist eine Glühung über 100h bei 450°C.



Im Kapitel 2.3.4 wird näher darauf eingegangen, inwieweit die Auswirkungen der bestrahlungsinduzierten Versprödung bei der Master Curve-Bestimmung berücksichtigt wird.

2.2 Ermittlung der Bruchzähigkeit - Normenvergleich


Die **Bruchmechanik** befasst sich mit dem Versagen rissbehafteter Bauteile bzw. der Ausbreitung von Rissen unter Belastungen. Zur bruchmechanischen Bewertung eines Bauteils werden der Riss, die Beanspruchung und der Werkstoffkennwert miteinander verknüpft. Man unterscheidet zwei Konzepte, die linear-elastische Bruchmechanik (**LEBM**) und die Fließbruchmechanik (**FBM**).

In der LEBM (besonders für spröde Werkstoffe geeignet) verhält sich der Werkstoff bis zum verformungslosen Bruch (instabile Rissausbreitung) linear-elastisch. Als Kennwert des Werkstoffwiderstandes gegenüber instabiler Rissausbreitung ist die Bruchzähigkeit K_{Ic} definiert, wobei der Index I für den Rissöffnungsmodus steht, und c für kritisch. Die plastische Zone um die Risspitze bleibt gegenüber der Probenbreite sehr klein. Der Kennwert stellt einen unteren Grenzwert dar.

Versagt der Werkstoff dagegen duktil, d.h. mit Verformung (stabile Rissausbreitung), wird das Fließbruchmechanik-(FBM)-Konzept bevorzugt. Die Schädigungsabfolge duktiler metallischer Werkstoffe Rissabstumpfung, Rissaufweitung und stabile bzw. instabile Rissausbreitung bilden die Basis für die Definition fließbruchmechanischer Kennwerte. In der FBM werden das **CTOD**-(Rissspitzenaufweitung) und das **J-Integral**konzept (in der Rissspitzenumgebung gespeicherte Energie) verwendet. Als Kennwerte des Werkstoffwiderstands gegen Risseinleitung (Beginn der stabilen Rissausbreitung bei duktilen Werkstoffen) können messbare physikalische Merkmale wie die Stretchzonenbreite (SZB), aber auch technische Definitionen (bspw. bei einem definiertem Rissfortschritt von $\Delta a=0,2$ mm) gewählt werden.

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit erfolgt an einer Probe mit Riss, die zunehmend belastet wird. Aus der Kraft-Verformungs-Kurve und der Risslänge lässt sich die Bruchzähigkeit K_{Ic} bzw. der kritische Wert des J-Integrals J_{Ic} bestimmen. Zur genauen Vorgehensweise existiert eine Vielzahl von Normen. In den meisten wird neben der Bestimmung des Werkstoffwiderstandes gegenüber instabiler Rissausbreitung (K_{Ic}) auch die stabile Rissausbreitung (R-Kurve, aufgetragen über CTOD/ δ oder J) behandelt. Veraltet sind die ASTM E1152-95 (Test Method for Determining J-R Curves) und die [E813-89E01] (Test Method for J_{Ic} , A Measure of Fracture Toughness), die 1997 zur E1737 (Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness) zusammengefasst wurden, welche wiederum 1998 in der [E1820-06] aufging. Die derzeit gültigen ASTM-Normen sind die

- ASTM [E1820-06] „Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness“,
- ASTM [E399-05] “Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials”,
- ASTM [E1290-02e1] “Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement” sowie die
- ASTM [E1921-05] “Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range”.

| | | |
|--|---|---|
|  | <p align="center">BMWi Forschungsvorhaben 1501277</p> <p align="center">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p align="right">Abschlussbericht</p> <p align="right">Seite 11</p> |
|--|---|---|

Seit der neuen Fassung [E399-05] ist die bislang postulierte Unabhängigkeit des Kennwertes K_{Ic} von der Probendicke (Rissfrontlänge) in Frage gestellt „ K_{Ic} is also expected to rise with increasing ligament size. [...] however, K_{Ic} is believed to represent a lower limiting value of fracture toughness[...]” (§ 5.1.1). Aus diesem Grund gilt die [E399-05] explizit nicht mehr für ferritische Stähle im unteren spröduktilen Übergangsbereich (§ 5.1.2), bei denen die Bruchzähigkeit von der Rissfrontlänge stochastisch beeinflusst wird. Für diese Stähle wird auf die E1820 und E1921 verwiesen. Die derzeit gültige Fassung der E1820 steht jedoch in dieser Hinsicht (noch) im Widerspruch zur E399.

In Europa sind folgende Normen und Richtlinien (Algorithmen) gebräuchlich: Die [ESIS P2-92] „ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials“ gilt als die erste Bruchmechaniknorm, die das gesamte Bruchverhalten von linear-elastisch bis plastisch in sich vereinigte. Daraus weiterentwickelt wurde die „GKKS-Richtlinie“ [GKSS-02] „EFAM GTP 02 : The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials“ sowie die **ISO 12135:2002** „Metallic materials - Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness“ [ISO12135-02]. Die Norm **ISO 12737:2005** „Metallic materials - Determination of plane-strain fracture toughness“ ist in ISO 12135 enthalten. Die verschiedenen Normen unterscheiden sich hauptsächlich in den erlaubten Probenformen und welche(n) der drei Versagenstypen sie abdecken:

- Versagenstyp A: Rissinstabilität ohne nennenswerte plastische Verformung (LEBM, Spannungsintensitätsfaktor K),
- Versagenstyp B: Rissinstabilität nach vorheriger plastischer Deformation, aber praktisch ohne ($<0,2$ mm) stabile Rissverlängerung (FBM, J-Integral bzw. CTOD/ δ und daraus abgeleitete Kennwerte z.B. K_{Ic}) und
- Versagenstyp C: Ausgeprägte stabile, duktile Rissverlängerung ($\Delta a > 0,2$ mm; Risswiderstandskurven; Ein- oder Mehrprobentechnik, Stretchzonenmessung).

Damit unterscheiden sie sich auch hinsichtlich der Kennwerte (K , J und CTOD/ δ , CTOA) und der Art der kritischen Größe (bei Rissinitiierung und/oder Instabilität; technisch oder physikalisch ermittelt). In Tabelle 2.2.1 sind die Unterschiede zwischen den einzelnen Normen dargestellt.

Physikalische Messmethoden der Rissinitiierung z.B. aus der Stretchzonenbreite (SZB) gelten als geometrieunabhängige Methode zur Bestimmung der einsetzenden Rissausbreitung [GKSS-02, S. 14], [MPA-06]. Die Stretchzonenbreite einer Bruchfläche wird am Rasterelektronenmikroskop (REM) aus mindestens 45 (!) Messpunkten ermittelt [ISO12135-02, GKSS-02] (9-Punkt-Methode mit je ≥ 5 gemittelten lokalen Messungen). Sind die Proben bestrahlt, wird entweder ein REM in der Heißen Zelle benötigt oder aber ein Abdruck der Bruchfläche untersucht. Subjektive Ablesungen, welche nur erfahrene Auswerter minimieren können, resultieren in stark streuenden Kennwerten J_i und δ_{Si} [GKSS-02, S. 88]. Nachteilig ist auch, dass keine Kennwerte δ_i bzw. J_i ermittelt werden können, wenn sich (bei großer Duktilität) Blunting und stabiler Rissfortschritt nicht eindeutig voneinander unterscheiden, oder (bei Sprödbbruch) gar keine Stretchzone detektierbar ist. Selbst wenn im unteren duktilspröden Übergangsbereich schmale Stretchzonen gefunden werden, stellen diese meist keinen gültigen Messwert dar. Die Norm ISO12135 wie auch die GKSS-



Richtlinie fordern als Gültigkeitsbedingung $\geq 0,2$ mm stabiles Risswachstum, damit das Blunting als vollständig abgeschlossen betrachtet werden kann. Im unteren spröd-duktilen Übergangsbereich beginnt jedoch die instabile Rissausbreitung meist bevor überhaupt 0,2 mm stabiles Risswachstum erreicht ist. Eine Stretchzonenbestimmung bei diesem nicht vollständig ausgeprägtem Blunting ist in keiner Norm oder Richtlinie geregelt.

Problematisch ist auch die Stretchzonenbestimmung bei Werkstoffen mit hohem Kaltverfestigungsvermögen, was sich in sehr flachen R-Kurven äußert [Zuidema-02, S. 171]. In diesem Fall verfestigt die Umgebung der Riss Spitze bei Belastung und reißt, anstatt sich auszuwölben (Blunting). Zudem gibt es Hinweise, nach denen speziell im unteren Übergangsbereich vorgefundene „Stretchzonen“ gar keine seien, sondern nur als duktile Rissinitiierung fehlinterpretiert würden [Wallin-00]. Tatsächlich seien diese „Stretchzonen“ nicht die Ursache des Sprödbruchs, sondern dessen Folge: Die Initiierungsstelle liegt nicht unmittelbar an der Ermüdungsrissfront, sondern bevorzugt im Inneren des Ligaments, vgl. Bild 2.3.1.2. Fraktografische Untersuchungen von MC-Bruchflächen am IWM Freiburg wiesen Ursprungsorte des Spaltbruchs in bis zu 150 μm Entfernung von der Ermüdungsrissfront nach [IWM-05, S.124]. Nach allseitiger Rissausbreitung in der Rissebene schert der Reststeg ab, was im REM betrachtet dann als „Stretchzone“ fehlinterpretiert werden kann. Die praktischen Schwierigkeiten machen die Stretchzonenbestimmung wenig geeignet für Routineuntersuchungen [GKSS-02, S. 14 u. 88].

Einfacher bestimmbar sind **technische Ersatzkennwerte der Rissinitiierung** wie z.B. J_{IC} , [ISO12135-02, ASTM E1820-06], $J_{0,2}$ [ESIS P2-92, GKSS-02]. Dieser ist jedoch nicht geometrieunabhängig und beinhaltet bereits per Definition stabiles Risswachstum. Erfolgt der Bruch weitgehend verformungslos, kann der kritische Wert des J-Integrals J_{IC} bestimmt werden [Anderson-04].

2.3 Master Curve-Konzept

2.3.1 Grundlagen

Ferritische Stähle zeigen den in Bild 2.3.1.1 dargestellten Übergang von duktilem Zustand („Hochlage“) zum spröden Zustand („Tiefelage“). Das gilt auch für die bruchmechanischen Eigenschaften [Roos-04]. Der Zähigkeits-Temperatur-Übergang wird mit einer nach unterschiedlichen Parametern festgelegten Übergangstemperatur charakterisiert, z.B. T_{41J} bei einer im Charpy-V-Test ermittelten Schlagarbeit von 41 J (Bild 2.1.2).

Hoch- und Tiefelage charakterisieren dabei den Bruchmechanismus je nach Verformungsvermögen des Materials. Er wechselt von stabiler, duktiler Rissinitiierung und -wachstum in der Hochlage zu sprödem Spaltbruch mit instabiler Rissausbreitung in der Tiefelage. Dazwischen befindet sich der spröd-duktiler Übergangsbereich, in welchem nach einem begrenzten Betrag an stabiler Rissinitiierung und -wachstum der Spaltbruch einsetzt. Dieser Übergangsbereich zeigt ein sehr viel breiteres Streuband als das Hoch- oder Tiefelagegebiet. Das Streuband wird üblicherweise mit dem Weakest-Link-Modell [Landes-80] erklärt, was das Versagen des „schwächsten Ketten glieds“ bedeutet, Bild 2.3.1.2 [Zerbst-99]. Danach entscheidet das „schwächste Glied in der Kette“ (Gefügeschwachstelle) über die Zuverlässigkeit des gesamten Bauteils. An diesen Gefügeschwachstellen bilden sich in der Regel Mikrorisse, die sich instabil



ausbreiten und damit zum Strukturversagen führen können. Ursache für das breite Streuband ist die stochastische Verteilung dieser Gefügeschwachstellen im Ligament. Je näher die Schwachstelle der Ermüdungsrissfront ist, desto geringer ist die Bruchzähigkeit der Probe. Die Weibullstatistik bildet das Grundgerüst des Master Curve-Konzeptes.

Der Weakest-Link-Effekt führt zum sog. „Geometrieeffekt“, d.h. das Streuband wird durch die Länge der Rissfront und damit die Probendicke beeinflusst, Bild 2.3.1.3 [Zerbst-99]. Je größer die Rissfrontlänge, umso höher ist die Wahrscheinlichkeit, dass versagensauslösende Schwachstellen nahe der Rissfront existieren. Aus diesem Grund ist bei dicken Proben der Risswiderstand geringer als bei dünnen Proben, dafür aber das Streuband schmaler, Bild 2.3.1.5. Im Bereich der Tieflage tritt dieser Geometrieeffekt nicht auf [Landes-93]. Darauf aufbauend wird im Master Curve-Konzept nach Wallin [Wallin-84, Wallin-85, Wallin-98] der Risswiderstand im spröduktilen Übergangsbereich in globaler probabilistischer Form modelliert. Die Versagenswahrscheinlichkeit P_f folgt einer dreiparametrischen Weibullverteilung auf der Grundlage des J-Integralbasierten Spannungsintensitätsfaktors K_{Jc} , wobei zwei der drei Parameter per Definition fixiert sind, Gleichung (1) und Bild 2.3.1.4. Der Formparameter (shape parameter) beträgt $m=4$, und der Schwellenwertparameter (threshold parameter) begrenzt die Tieflage der Bruchzähigkeit ferritischer Stähle auf $K_{min}=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^m\right) \quad (1)$$

Einzig der Skalenparameter (scale parameter) K_0 wird in den Master Curve-Versuchen nach ASTM [E1921-05] bestimmt:

Die statistische Geometrieabhängigkeit nach der Weakest-Link-Theorie ermöglicht eine Normierung der Bruchzähigkeitswerte nach Gleichung (2) auf eine einheitliche Probendicke von $x=25,4 \text{ mm}$ ("1T"):

$$K_{Jc(x)} = K_{min} + (K_{Jc(0)} - K_{min}) \cdot \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4} \quad (2)$$

wobei $K_{Jc(x)} = K_{Jc(1T)}$, $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $K_{Jc(0)}=K_{Jc}$ für B_0 dicke Proben (Bruttdicke, eventuelle Seitkerben werden nicht abgezogen), und $B_x=B_{(1T)}=25,4 \text{ mm}$. Die Größenormierung nach Gl. (2) kann an den individuellen $K_{Jc(i)}$ -Messwerten erfolgen, aber auch an $K_{Jc(\text{med})}$ oder K_0 , die wie folgt bestimmt werden:

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - K_{min})^4}{r} \right]^{1/4} + K_{min} \quad (3)$$

wobei $K_{min}=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, r die Anzahl der gültigen nichtzensurierten Proben und N die Gesamtanzahl aller geprüften Proben darstellen. Die Bruchzähigkeit K_{Jc} einer Probe wird zensuriert (auf ein bestimmtes Höchstmaß begrenzt), wenn die Probe nicht spröde versagte oder wenn deren maximale Messkapazität $K_{Jc(\text{limit})}$ nach Gleichung (4) überschritten wurde und damit keine hohe Spannungsmehrachsigkeit vor der



Risspitze mehr gewährleistet ist. Zensurieren heißt, dass K_{Jc} durch $K_{Jc(limit)}$ ersetzt wird:

$$K_{Jc(limit)} = \sqrt{\frac{E \cdot b_0 \cdot \sigma_{ys}}{M_{limit} \cdot (1 - \nu^2)}} \quad (4)$$

wobei b_0 die Länge des Probenligaments ($W-a_0$), σ_{ys} die 0,2%-Dehngrenze des Zugversuchs, die anders als im Rest der Norm in dieser Gleichung explizit als „bei Prüftemperatur“ definiert ist, und M_{limit} das Deformationskriterium mit $M_{limit} = \text{konst} = 30$ für alle Probentypen.

Aus dem einer kumulativen Versagenswahrscheinlichkeit von 63% entsprechenden K_0 errechnet sich die Medianbruchzähigkeit bei 50% Bruchwahrscheinlichkeit nach:

$$K_{Jc(med)} = K_{min} + (K_0 - K_{min}) \cdot [\ln(2)]^{1/4} \quad (5)$$

Im spröde-duktilen Übergangsbereich zeigen K_{Jc} -Daten eine einheitlich geformte Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve für definierte Bruchwahrscheinlichkeiten. Die MC-Referenztemperatur wird aus an Bruchmechanikproben gemessenen K_{Jc} -Werten wie folgt bestimmt: Die halbempirische Master Curve beschreibt diese Temperaturabhängigkeit der Median-Bruchzähigkeit von 1T-Proben $K_{Jc(med)}$, Bild 2.3.1.6 und Gleichung (6):

$$K_{Jc(med)} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019(T - T_0)] \quad (6)$$

bzw. in umgestellter Form

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0.019} \right) \cdot \ln \left[\frac{K_{Jc(med)} - 30}{70} \right] \quad (7)$$

wobei T_0 die Referenztemperatur in °C bei einer Median-Bruchzähigkeit von $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und T die Prüftemperatur ist.

Gleichung (7) gilt, wenn alle Proben bei der gleichen Temperatur geprüft wurden (Eintemperaturmethode). Werden die K_{Jc} -Werte bei mehreren Prüftemperaturen gemessen, erfolgt die Berechnung von T_0 durch die iterative Lösung der Gleichung (8) (Multitemperaturmethode).

$$\sum_{i=1}^n \frac{\delta_i \cdot \exp(0.019 \cdot (T_i - T_0))}{11 + 77 \cdot \exp(0.019 \cdot (T_i - T_0))} - \sum_{i=1}^n \frac{(K_{Jc}^i - 20)^4 \cdot \exp(0.019 \cdot (T_i - T_0))}{(11 + 77 \cdot \exp(0.019 \cdot (T_i - T_0)))^5} = 0 \quad (8)$$

Wie viele Proben geprüft werden müssen, damit sich eine gültige Referenztemperatur T_0 , ergibt, hängt nach ASTM E1921 von der Lage der Prüftemperatur(en) im Vergleich zur T_0 ab. Im Idealfall liegen die Prüftemperatur(en) zwischen $T_0 - 14 \text{ K}$ und $T_0 + 50 \text{ K}$, so dass jede Probe mit $n=1/6$ gewichtet wird. Damit wird nach Gl. (9) die Mindest-Wichtungssumme 1,0 und damit ein gültiger T_0 -Wert schon mit $r=6$ gültigen Proben erreicht:

$$\sum_{i=1}^3 r_i \cdot n_i \geq 1 \quad (9)$$



Proben, die unterhalb T_0-15K geprüft wurden, tragen mit verminderter Genauigkeit zum T_0 -Ergebnis bei, so dass mehr als 6 Proben geprüft werden müssen, bis die nötige Wichtungssumme 1,0 erreicht ist. Liegt die Prüftemperatur zwischen 15 und 35 K unterhalb von T_0 , besitzt die Probe einen Wichtungsfaktor $n=1/7$, bei Prüftemperaturen von 35 bis 50 K unter T_0 nur noch $n=1/8$. Die Wichtung ist $n=0$, wenn der gemessene K_{Jc} -Wert der Proben die Messkapazität $K_{Jc(limit)}$ nach Gl. (4) überschreitet (Zensurierung), bzw. die Prüftemperatur mehr als 50K von T_0 entfernt liegt. Prüft man SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie, werden in der Praxis für gewöhnlich 7 bis 8 Proben zur Erreichung der Wichtungssumme 1 benötigt, denn erfahrungsgemäß wird ihre begrenzte Messkapazität $K_{Jc(limit)}$ schon bei Versuchstemperaturen um T_0 herum oder knapp darüber erreicht, und die K_{Jc} -Daten demzufolge zensuriert. Um die Zensurierung zu vermeiden und zugleich die höchstmögliche Wichtung $1/6$ zu erreichen, liegt die optimale Prüftemperatur für SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie in einem sehr schmalen Bereich von 14 K bis ca. 5 K unterhalb T_0 . Gerade in den ersten Versuchen, wenn T_0 noch nicht genau bekannt ist, können die ersten festgelegten Prüftemperaturen außerhalb dieses schmalen Korridors liegen.

Mathematische Hintergründe, Herleitungen einzelner Gleichungen und eine Überprüfung der Güte der Weibullverteilungsfunktion und ihrer konstanten Parameter ($m=4$, $K_{min}=20 \text{ MPa}\sqrt{m}$) enthalten die „Technical Basis for an ASTM Standard on Determining the Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range“ [Merkle-98], „An Introduction to the Development and Use of the Master Curve“ [McCabe-05] sowie der Abschlussbericht des Vorhabens 1501240 [MPA-06] in Kap. 5.1.2.1 bis 5.2.

Alternative Bewertungskonzepte der Sprödbruchsicherheit neben dem Master Curve-Konzept werden in den Abschlussberichten der Vorhaben 1501239 [IWM-05] und 1501240 [MPA-06] ausführlich erörtert:

- Globale deterministische Konzepte in Tieflage (ASME- K_{Ic} -Kurve in [IWM-05: Kap. 2.1]), s.a. Kap. 2.4
- lokale probabilistische Konzepte der Tieflage (zweiparametrischer Weibull/Weakest-link-Ansatz nach Beremin [Beremin-83] mit verschiedenen Modifikationen in [IWM-05: Kap. 2.5] und [MPA-06: Kap. 7.2.2]) und
- duktile Schädigungsmodelle im oberen Übergangsbereich und in der Hochlage (nach Gurson [Gurson-77], [Tvergaard-84], in [IWM-05: Kap. 2.2], bzw. nach Rousselier [Rousselier-87] in [MPA-06: Kap. 7.2.1]).

Auf das russische „Unified Curve“ Konzept wird in Kapitel 2.3.4 eingegangen.

Kapitel 2.4 beschreibt den Stand der Implementierung der verschiedenen Bewertungskonzepte in weltweite Codes und Regelwerke zur Sprödbruchsicherheitsbewertung von RDB.

2.3.2 Prüfnorm ASTM E1921-05

Für die Ermittlung der Referenztemperatur T_0 nach dem Master Curve-Konzept wurde die ASTM-Prüfnorm E1921 entwickelt. Die Berechnungsgrundlagen bilden die Gleichungen (1) bis (9) in Kapitel 2.3.1. Schon kurz nach der Einführung der ASTM E1921 im Jahre 1997 stellten einige Forscher die Tendenz fest, dass bei Master Curve-Auswertungen die Median- K_{Jc} -Kurven und dementsprechend auch die T_0 -Referenztemperaturen vom **Probentyp** beeinflusst werden [McCabe-99], [Chaoua-



di-99], [Joyce-99]. Dabei liegen K_{Jc} -Werte von C(T)-Proben gewöhnlich niedriger als die von Einkanten-Biegeproben (SE(B)-Proben) [E1921-05]. Entsprechend führen bei gleichem Werkstoff MC-Tests an C(T)-Kompaktzugproben zu höheren Referenztemperaturen als mit SE(B)-Proben. Vergleiche verschiedener Werkstoffe in der Literatur weisen Differenzen zwischen den mit C(T)- und SE(B)-Proben bestimmten T_0 -Werten von 10 K [Wallin-01], [E1921-05] bis zu 15 K auf [Joyce-02]. Für gewalzte Platten des IAEA-Referenzstahles JRQ wurden in drei „Coordinated Research Projects“ (CRP) der IAEA Differenzen von 12 bis 22 K gemessen, Tabelle 2.3.2.1. Diese Beobachtungen wurden gestützt durch eine ausführliche Untersuchung von Rathbun [00] und statistische Analysen von Wallin [01]. Seit der Fassung 2005 enthält die Norm ASTM E1921 einen Hinweis auf diese systematische Abweichung („Bias“) und den noch lückenhaften Wissensstand zu ihren exakten quantitativen Abschätzungen. Aus diesem Grund überwacht die ASTM Task group E08.08.03 die Forschungstätigkeiten zur Ursache und Quantifizierung dieses Bias und lässt neue Erkenntnisse in zukünftige Ausgaben der E1921 einfließen [WK2694-03]. Der K_{Jc} -Bias ist wahrscheinlich auf den probentypabhängig unterschiedlichen stark ausgeprägten Constraint vor der Risspitze zurückzuführen, der wiederum stark von den Fließeigenschaften des Werkstoffes abhängt [Gao-00]. Der Bias nimmt bei Werkstoffen gleicher Streckgrenze mit steigendem Kaltverfestigungsvermögen ab. Auf die Ursachen des Constraints und erweiterte Master Curve-Auswertekonzepte zu dessen Korrektur wird in Abschnitt 2.3.3.2 näher eingegangen.

Gleichwohl gibt es in der Literatur auch Gegenbeispiele. Tab. 2.3.2.2 und Bild 2.3.2.1 enthalten Ergebnisse von je 10 Proben von 1T-, 0,5T- und 0,2-C(T)-Proben sowie SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie aus einem 25 mm dicken ferritisch-martensitischem 9Cr-1MoV (Grade 91)-Blech. Hier liegt T_0 der SE(B)-Proben ca. 5 K höher als die der 1T-CT-Proben [Nanstad-05]. Alle Proben vereint ausgewertet ergibt eine Referenztemperatur T_0 von $-27,2^\circ\text{C}$. Abweichend davon liegt nur die T_0 der 0,2-T dicken Kompaktproben mit $-9,4^\circ\text{C}$ um 18°C höher. Bezieht man diese 10 Kompaktproben in die Master Curve-Auswertung ein, verschiebt sich T_0 nur geringfügig auf $-24,9^\circ\text{C}$. Keine Differenz zwischen den T_0 von SE(B)- und 1T-C(T)-Proben ergaben Bruchzähigkeitstests am HSST-Blech 02 (A533B1) [Sokolov-04].

Grundsätzlich erlaubt die ASTM E1921 auch **kleinere Biegeproben** als Proben mit Charpy-Geometrie (10 mmx10 mmx55 mm) zur T_0 -Bestimmung, z.B. 5 mmx10 mm-, 5 mmx5 mm- oder 3 mmx4 mm-Querschnitte. Sie führen zu vernachlässigbarem Bias. Für Miniaturproben liegt das optimale Prüftemperaturenfenster im Bereich $-50^\circ\text{C} \leq T - T_0 \leq -20^\circ\text{C}$. Es müssen mehr Proben geprüft werden, doch dabei wird volumenmäßig weniger Material verbraucht. Bezogen auf das Probenvolumen und den Prüfumfang erweist sich die 5 mmx5 mm-Probe als effizienteste. Mit 12 einzelnen 5 mmx5 mm-Biegeproben deren Volumen dem 1,5-fachen einer SE(B)-Probe mit Charpy-Geometrie entspricht, lässt sich ein gültiger T_0 -Wert mit einer Genauigkeit wie von 7 herkömmlichen Charpy-Proben bestimmen [Wallin-01], [Sattari-Far-05, S. 56 ff.].

Die ASTM E1921-05 grenzt die Gültigkeit der zur T_0 -Bestimmung herangezogenen Datensätze auf den in Bild 2.3.2.2 dargestellten Bereich ein. Nach oben hin wird die maximale Messkapazität der Probe durch $K_{Jc(\text{limit})}$ bzw. M begrenzt, um den duktilen Bruchanteil bzw. die Plastifizierung vor der Risspitze einzuschränken. Des Weiteren sind Proben nur dann gültig, wenn sie innerhalb des Temperaturbereichs von $\pm 50\text{K}$



um T_0 herum geprüft wurden. Der maximal erlaubte duktile Rissfortschritt Δa und der Bereich zulässiger Prüfgeschwindigkeiten sind ebenfalls vorgeschrieben. Auf diese Faktoren wird im Folgenden eingegangen.

Unter Constraint wird die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes vor der Rissspitze verstanden. Numerische und experimentelle Studien ergaben unterschiedliche Schlussfolgerungen in Bezug auf Empfehlungen zu Gültigkeitsgrenzen, die zur Begrenzung des Constraintverlustes notwendig sind. Um sicherzustellen, dass die gemessene Bruchzähigkeit K_{Jc} nicht signifikant durch den Constraintverlust beeinträchtigt wird, gibt ASTM E1921 folgenden Zusammenhang zwischen Probenabmessungen und maximaler Messkapazität $K_{Jc(\text{limit})}$ an (Gleichung (4), umgestellt nach M_{limit}):

$$M_{\text{limit}} > \frac{b_0 \cdot \sigma_{ys} \cdot E}{K_{Jc(\text{limit})}^2 \cdot (1 - \nu^2)}, \quad (10)$$

wobei σ_{ys} als 0,2%-Dehngrenze des Zugversuchs in dieser Gleichung explizit als „bei Prüftemperatur“ präzisiert wird.

M_{limit} wird entsprechend Gl. (4) in der [ASTM E1921-05] gleich 30 gesetzt, und zwar sowohl für Kompaktproben als auch Dreipunktbiegeproben. Verschiedene analytische Untersuchungen wiesen die Notwendigkeit nach, dass ein M_{limit} von bis zu 200 nötig wäre, um den Einfluss des Constraints auf K_{Jc} wirksam zu begrenzen, s. Bild 2.3.2.3 aus [Odette-04]. In diesem Bild wird gezeigt, dass $T_0 \approx -98 \pm 5$ °C unter Small Scale Yield-Bedingungen (Kleinbereichsfließen) ohne Constrainteinfluss erst bei Werten von $M_{\text{lim}} > 150$ auftritt. Ruggieri [Ruggieri-98] fordert ein fast doppelt so großes Deformationskriterium M wie in der derzeitigen ASTM E1921-Norm festgelegt. ASTM E1921 verlangt jedoch nicht, dass kein Constraintverlust eintreten darf, sondern nur implizit, dass der Constraintverlust die Median-Bruchzähigkeit nicht signifikant verändert. Joyce [Joyce-01] wies experimentell nach, dass SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie einen nichtkonservativen Bias ergeben, selbst wenn das erlaubte Deformationskriterium nach ASTM E1921 eingehalten wird. Generell gilt, dass die C(T)-Proben ein niedrigeres M_{limit} benötigten als Dreipunktbiegeproben. Zahlreiche experimentelle Studien tendieren zu geringeren M_{limit} -Angaben als numerische Untersuchungen, zeigen aber auch untereinander kein einheitliches Bild.

Seit 2003 enthält die ASTM E1921 neben der Multitemperaturmethode und der J-K-Umrechnung im ebenen Dehnungszustand (plane strain) einen **Temperaturbereich** von $T_0 \pm 50K$, innerhalb dessen die MC gültig ist, Bild 2.3.2.2. Wie in Abschnitt 2.3.1 erläutert, ist speziell bei SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie infolge des geringen Probenligamentes b_0 das Gültigkeitsfenster klein. Demzufolge ist die $T_0 \pm 50K$ -Beschränkung nur für große Proben von Bedeutung. Extrapolation außerhalb des $T_0 \pm 50K$ -Temperaturfensters ist statthaft, wenn nur eine ungefähre T_0 -Abschätzung erfolgen soll [Wallin-04]. EricksonKirk machen einen Vorschlag, wie das MC-Konzept bis in den Bereich der Hochlage ausgedehnt werden kann [EricksonKirk-06], [EricksonKirk-06b]. Sie fanden heraus, dass T_0 und T_{28J} aus dem Charpy-V-Test 1:1 korrelieren, s. a. Kap. 2.3.5.

In den koordinierten Forschungsprogrammen der IAEA CRP-4 und CRP-5 wurde an SE(B)-Proben der Platte 5JRQ festgestellt, dass der **Einfluss der Prüftemperatur** auf die sich ergebende T_0 als statistisch vernachlässigbar angesehen werden kann [IAEA1435-05, § 10.3.1 und Bild 10.5]. Nur bei sehr niedrigen Prüftemperaturen na-



he der T_0 -50K-Grenze wurde bei der Prüfung von SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie ein Einfluss festgestellt, Bild 2.3.3.4 aus CRP-4 [IAEA1435-05, S. 42]. Es besteht nur eine schwache Tendenz zu höheren T_0 bei höheren Prüftemperaturen, s. [IAEA1435-05, Bild 10.5].

Scibetta wies nach, dass die **Ein- und Mehrtemperaturmethode** mit 95%-Vertrauensbereich vergleichbare T_0 -Ergebnisse erzielt. Dazu wurden Charpy-Proben mit Anriss sowie C(T)-Proben von drei Stählen (JRQ, EURO-Material 22NiMoCr3-7 und japanischer A533B Stahl "JSPS") geprüft [Scibetta-02].

Historisch bedingt unterscheiden sich die Bruchzähigkeitsnormen in den **Einschwingbedingungen** (K_{end} , limit load P_{max} , Δa , R). Scibetta et. al. [Scibetta-02] untersuchte an Charpy-V-Proben aus „Euro“-Material DIN 22 NiMoCr 3 7 bei $T=T_0-30^\circ\text{C}=-120^\circ\text{C}$ an je 15 Proben, inwiefern K_{end} am Ende des Einschwingens (10, 16, 22, 34, 42 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) die gemessene Bruchzähigkeit K_{Jc} und die Referenztemperatur T_0 beeinflusst. Die Bruchzähigkeits-Untergrenzen werden nur in sehr geringem Maße beeinflusst (niedrige K_{end} führen zu niedrigen K_{Jc} -Untergrenzen), die oberen Grenzen bleiben unbeeinflusst. Bei hohem Einschwingniveau K_{end} verringert sich die Streuung zwischen den einzelnen K_{Jc} -Werten. Die Referenztemperatur T_0 wird bis $K_{end}=22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nicht und bis 42 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ nur geringfügig beeinflusst.

In den ersten Ausgaben der ASTM E1921 war die **Prüfgeschwindigkeit** noch in weiten Grenzen wählbar, weil davon ausgegangen wurde, dass sich unter solch "quasi-statischen" Geschwindigkeiten T_0 nicht wesentlich ändert, und das Ergebnis demzufolge unkorrigiert für „quasi-statische“ Belastungen verwendet werden kann. Joyce [Joyce-98] und Yoon [Yoon-02] wiesen einen sehr starken und systematischen Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf T_0 nach. Mit steigender Prüfgeschwindigkeit erhöht sich T_0 um bis zu 50 K. Um den Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf T_0 auf maximal 10°C zu begrenzen, wurde ab der Version ASTM E1921-05 der Bereich der erlaubten Belastungsgeschwindigkeiten dK/dt von ursprünglich zwei Größenordnungen auf den Faktor 20 (von 0,1 bis 2 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$) eingengt. Experimente bestätigen, dass T_0 innerhalb dieser Grenzen um maximal 10K variiert, z.B. [Joyce-06] und [IAEA1435-05, S. 36]. In letztgenannter Quelle wurde an WWER-Stahl ermittelt, dass T_0 von -137°C bei 0,5 mm/min Prüfgeschwindigkeit um 7K auf $T_0=-144^\circ\text{C}$ bei 0,05 mm/min absinkt.

Während des eigentlichen Bruchmechanikversuchs wird das **stabile Risswachstum** Δa auf den jeweils kleineren Wert von $0,05\cdot(W-a_0)$ bzw. 1 mm begrenzt. Bei SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrien beträgt dies 0,25 mm und damit die Hälfte des in der [ESIS-P2-92] erlaubten Risswachstums. Ziel der Beschränkung ist, Kleinbereichsfließen (Small Scall Yielding, SSY) vor der Risspitze und Sprödbruch als dominierenden Bruchmechanismus zu gewährleisten.

Bei der **Versuchsauswertung** zeigten verschiedene numerische Untersuchungen verhältnismäßig große Unterschiede bei verschiedenen Formeln der (Ausgabe von 1997) für η zur Berechnung des plastischen Anteils des J-Integrals J_p . Die neuesten Erkenntnisse [Scibetta-00] wurden in die Ausgabe 2005 der Norm E1921 übernommen. So wurde η_p für SE(B)-Proben aus CMOD-Messungen von 2,0 auf 1,9 gesenkt, s. [E1921-05, § 6.5.2].



Werkstoffseitig beschränkt die ASTM E1921 die Anwendbarkeit der MC auf kohlenstoffarme, niedrig- und höherlegierte "ferritische Stähle", was laut Definition in § 3.2.1 neben den eigentlichen Ferriten auch bainitische, angelassene bainitische und martensitische Stähle sowie Perlite umfasst. Das Bruchzähigkeitsverhalten soll dabei von einem ausgeprägten spröduktilen Übergang mit überwiegend transkristallinen Bruchflächen geprägt sein. Die Dehngrenze muss zwischen 275 und 825 MPa liegen, und die Kristallstruktur kubisch-raumzentriert sein. Mittlerweile wurde die Anwendbarkeit des MC-Konzeptes auch für Stähle nachgewiesen, die diesen Gültigkeitskriterien nicht entsprechen, z.B. hochfeste sowie martensitische Stähle oder sogar bei Proben mit teils erheblichem interkristallinen Bruchflächenanteil [Wallin-04b, S. 26 ff.]. Andererseits gibt es auch Stähle, für die das MC-Konzept nicht greift, so z.B. Maraging-Stähle, die nicht nach dem Weakest-link-Mechanismus versagen [Wallin-04b, S. 34]. Zur Gültigkeit hinsichtlich der Herstellungstechnologien, der Fluenz und einer möglichen thermischen Ausheilbehandlung werden in der ASTM E1921 keine Vorschriften gemacht.

Im vorliegenden Abschlussbericht wurden ausschließlich SEN(B)-Proben mit Charpy-V-Geometrie geprüft. Bedingt durch den Probengeometriebias ergeben sich im Vergleich zu Tests an C(T)-Proben tendenziell niedrigere Referenztemperaturen T_0 . Ihre geringe Ligamentlänge von nur $W-a_0=5$ mm begrenzt die maximale Messkapazität $K_{Jc(Limit)}$ der SE(B)-Probe auf ca. $155 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, was in etwa mit dem Rissinitiierungspunkt $K_{J0,2}$ übereinstimmt. Proben mit Bruchzähigkeiten oberhalb des erlaubten $K_{Jc(Limit)}$ können einem Constrainteinfluss unterliegen. Die Belastungsgeschwindigkeiten waren quasistatisch. Die weggeregelte Versuchsführung mit $0,2 \text{ mm/min}$ entspricht bei SE(B)-Proben mit Charpygeometrie mit Ermüdungsanriss $a/W=0,5$ einem dK/dt von $1,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$. Die Prüfnorm ASTM E1921 schreibt $0,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ bis $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ vor.

2.3.3 Erweiterte Auswertekonzepte

Derzeitige Forschungsbemühen zielen darauf ab, das Master Curve-Konzept, das im jetzigen Stand schon den meisten Anwendungsfällen genügt, zu einer allgemeingültigen Form zu erweitern, z.B. mit Prozeduren zum Einschätzen der Datenqualität und Analysewerkzeuge für anormale Datensätze. Dann kann die Gültigkeit des MC-Konzeptes auf inhomogene Werkstoffe mit sehr niedriger Zähigkeitstieflage (lower shelf adjustment) oder Fälle in denen eine spezielle Constraintkorrektur nötig ist, ausgedehnt werden [IAEA 1435-05, S. 49]. In den folgenden Unterkapiteln werden einige dieser Sonderfälle erläutert.

2.3.3.1 Inhomogenitäten

Die ASTM-Prüfvorschrift E1921 gilt nur für makroskopisch homogenes Material. Makroskopische Inhomogenität schlägt sich in der Master Curve-Auswertung typischerweise als überdurchschnittlich große Datenstreuung nieder. Ein Hinweis auf mögliche Gefügeinhomogenität gilt laut ASTM [E1921-05], wenn deutlich mehr als 4% der Datenpaare außerhalb der 2%- und 98%-Streubänder liegen. In der Realität finden sich makroskopisch inhomogene Gefüge insbesondere in den dicken Wänden der RDB-Schmiederinge, in den Wärmeeinflusszonen der Schweißnähte zwischen den Schmiederingen sowie in mehrlagigen Schweißnähten. Um Referenztemperatu-



ren auch aus inhomogenen Datensätzen zu bestimmen, wurden angepasste Master Curve Algorithmen entwickelt.

Die dreistufige **SINTAP-Prozedur** [SINTAP-99], [Wallin-98b], [Wallin-04c] enthält eine Modifikation, die es erlaubt, eine konservative untere Grenzkurve der Bruchzähigkeit auch für sehr inhomogene Werkstoffe abzuschätzen. Mit der MC-SINTAP-Auswertung wird die T_0 des spröden Anteils eines K_{Jc} -Datensatzes bestimmt. Einzelheiten wie schematische Darstellungen, sowie Formeln befinden sich im Anhang A1, s.a. [SINTAP-99, S. II.12 ff.]. SINTAP Stufe 1 entspricht der MC-Standardauswertung nach ASTM E1921. In SINTAP Stufe 2 wird eine untere Grenzkurve (lower tail estimation) abgeschätzt, während SINTAP Stufe 3 die höchste T_0 eines Einzelwertes des Datensatzes ermittelt.

Der Vorteil der SINTAP-Prozedur Stufe 3 liegt im sicheren, konservative Abschätzen von T_0 auch bei sehr kleinen Datensätzen, speziell für Testserien mit weniger als 10 K_{Jc} -Werten. Der Nachteil der SINTAP-Methode besteht in ihrer Überkonservativität der Auswertungsstufe 3, weil der zähere Bestandteil des Datensatzes nicht berücksichtigt wird. Die SINTAP-Methode eignet sich nicht zur probabilistischen Beschreibung der gesamten Datenpopulation. Weichen die nach ASTM E1921 ermittelte T_0 und die nach SINTAP bestimmte T_0 signifikant, d.h. um mehr als 10 °C voneinander ab, ist das ein Anzeichen für Inhomogenität. Mittels der SINTAP-Methode konnte z.B. die Inhomogenität des 6JRQ-Gefüges nachgewiesen werden [IAEA1435-05, S. 47]. Die 1(T)-C(T)-Proben der Mittellagen zeigen zwischen der herkömmlichen MC-Auswertung ($T_0 = -54$ °C) und der SINTAP-Prozedur ($T_0 = -41$ °C) einen Unterschied von 13 K. Bei Charpy-Proben fällt der Unterschied geringer aus. Nach der Standard-MC-Methode ergibt sich $T_0 = -66$ °C, nach SINTAP $T_0 = -61$ °C.

Der **bimodale Master Curve-Ansatz** ist speziell für die Analyse von Datensätzen entwickelt worden, die zwei unterschiedliche Populationen von Bruchzähigkeitskennwerten (z.B. aus der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten) enthalten. Diese Datensätze lassen typischerweise eine Mischverteilung zweier Teildatensätze erkennen, deren Versagensmechanismus zwar instabil ist, aber auf unterschiedlich hohem Niveau, s. [Wallin-04c]. Die Parameter des bimodalen Ansatzes, T_{01} , T_{02} , σ_1 und σ_2 , werden mit der Maximum-Likelihood-Methode berechnet.

Der **multimodale Master Curve-Ansatz** geht von unendlich vielen Qualitätsstufen aus. Die Referenztemperatur T_0 und die Standardabweichung wird mit der Maximum Likelihood Methode (MML) berechnet und mit T_0^{MM} und $\sigma_{T_0}^{MM}$ bezeichnet. Sie zeigte sich in Fällen überlegen, in denen selbst die SINTAP-Stufe 3 die Inhomogenität nicht hinreichend beschrieb [Wallin-04c], [Viehrig-06], ist aber aufwändig. Ihr Ablauf wird im Anhang A2 beschrieben.

Sowohl die bimodale als auch die multimodale Methode benötigen für eine sinnvolle Aussage mindestens 12-15, besser noch mindestens 20 Proben [Wallin-04c]. Erst dann bewegt sich die Standardabweichung in einem vernünftigen Rahmen.

Die Eignung der drei Methoden wurde an WWER-440-Stahl 15Ch2MFA nachgewiesen [Viehrig-06]. An westlichem Stahl verglich Wallin [Wallin-04c], [Wallin-04d] die drei Methoden an einem möglicherweise inhomogenen Teilbereich des ansonsten als außergewöhnlich homogen geltenden 'Euro'-Bruchzähigkeitsdatensatzes aus Stahl DIN 22NiMoCr3-7. Es zeigte sich, dass alle drei Methoden konsistente Be-



schreibungen liefern. SINTAP ist die am unkompliziertesten anzuwendende Vorgehensweise. Des Weiteren wurde dort die so genannte **Single-Point-(SP)**-Estimation-Methode als Vereinfachung der MML-Auswertung beim multimodalen Master Curve-Ansatz vorgestellt. Die ingenieurmäßige Abschätzung verringert nicht nur den Aufwand bei der Auswertung, sondern auch die Güte der Vorhersage. Daher empfiehlt Wallin, die SP-Methode nur bei sehr großen Datensätzen (>50 Einzelwerte) einzusetzen und nur darauf zurückzugreifen, wenn die vorher genannten Methoden versagen [Wallin-04c].

2.3.3.2 Constraint

Herkömmliche bruchmechanische Analysen basieren auf einem einzigen Parameter, d.h. K (bzw. J oder $CTOD$) genügt zur vollständigen Beschreibung des Spannungsfeldes vor der Risspitze. Das Spannungsfeld und die Bruchzähigkeit sind jedoch nur dann geometrieunabhängig, solange in den Laborproben und Bauteilen eine vergleichbare Spannungsmehrrachsigkeit (constraint) vor der Risspitze herrscht. Aus diesem Grund wird die Belastung begrenzt und die Probenform und Probengröße vorgeschrieben. Damit liegen die Anwendungsgrenzen der verschiedenen Bruchmechanikkonzepte fest. Herrscht vor der Risspitze Kleinbereichsfließen (SSY) vor, charakterisieren K oder J oder $CTOD$ gleichermaßen gut den dortigen Spannungszustand. Erhöht man die Belastung und betrachtet endliche Probenabmaße, verringert sich die Größe des SSY-Feldes nach und nach, bis es schließlich zusammenbricht und das Großbereichsfließen dominiert (LSY). Dann genügen einparametrische Bruchmechanikkonzepte nicht mehr, und die Bruchzähigkeit hängt über dem Constraint von der Probengeometrie, der Probendicke, der Risslänge im Verhältnis zur Probendicke sowie der Höhe und Art der Belastung (Zug oder Biegung) ab [Sattari-Far-05, S. 98]. Probendicke und Rissgeometrie wirken sich auf den "In-plane"-Constraint (ebener Constraint) aus, während biaxiale Beanspruchung den "Out-of-plane"-Constraint (Dicken-Constraint) beeinflusst.

Eine Reihe von Vorgehensweisen wurden vorgeschlagen, um die Anwendbarkeit der Bruchmechanikanalysen über die Beschränkungen der Einparametermethoden hinaus zu erweitern. Zu Details und Herleitungen sei speziell auf [IWM-05, S. 20 ff. und S. 86 ff.] und auf [Sattari-Far-05] verwiesen. Während (beispielsweise) J wie gewohnt das Ausmaß der Verformung in der plastischen Zone quantifiziert, wird ein zweiter Parameter eingeführt (z.B. Q), um die Constraintbedingungen vor der Risspitze zu skalieren. Obwohl die Auswirkungen der Änderungen der Spannungsmehrrachsigkeit qualitativ gut verstanden sind, existiert bislang kein allgemein anerkanntes Maß, um die Effekte zu quantifizieren. Allgemein gebräuchliche Constraintparameter sind Q [ODowd-91], [ODowd-92], [Sattari-Far-05 S. 97 ff.], T_{stress} [Betegon-91], [Nevalainen-97], [Sattari-Far-05 S. 94 ff.] sowie h und A_2 (Definition und Erläuterung letzterer s. [IWM-05, S. 20 f.]). Es gibt bislang keinen Parameter, der sämtliche Effekte des In-plane- und Out-of-plane-Constraints sowohl im spröden als auch im duktilen Bereich wiedergeben kann, s. Bild 2.3.3.1: Im Bereich der Zähigkeitstieflage ist das K - T_{stress} -Konzept besser geeignet. Im oberen Übergangsbereich mit Constraintverlust durch Großbereichsfließen eignet sich J - Q . Zum Quantifizieren des Out-of-plane-Constraints bei Biaxialbelastung sind lokale Beremin-Konzepte zu bevorzugen [NESC-IV-05].



Es existieren Kompendien mit Lösungen für T_{stress} [Sherry-95], in denen die signifikanten T_{stress} -Unterschiede zwischen tief angerissenen SE(B)- und C(T)-Geometrien unter SSY-Bedingungen ersichtlich sind, Gl. (11) und (12):

$$\frac{T_{\text{stress}}^{\text{CT}}}{\sigma_Y} = -2,15 + 15,07 \cdot \frac{a}{W} - 27,02 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 15,08 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 \quad (11)$$

für C(T)-Proben bis $a/W < 0,7$ aus [Sattari-Far-05 Gl. 7-6], und

$$\frac{T_{\text{stress}}^{\text{3PB}}}{\sigma_Y} = -1,13 + 5,96 \cdot \frac{a}{W} - 12,68 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 18,31 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 15,7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 + 5,6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^5 \quad (12)$$

für SE(B)-Proben mit Kurzriss bis $a/W < 0,9$ aus [Wallin-01b].

Positive T_{stress} -Werte und jene nahe dem Nullpunkt haben keinen signifikanten Einfluss auf die Bruchzähigkeit und damit T_0 . Dies ist bei SE(B)-Geometrien ab $a/W > 0,3$ der Fall. Je kürzer die Risslänge a/W , desto negativer wird T_{stress} (Verlust des In-plane-Constraints). T_0 sinkt fast linear mit T_{stress} ab [Wallin-01b]:

$$T_0 \approx T_{0\text{deep}} + \frac{T_{\text{stress}}}{12 \text{ MPa}/^\circ\text{C}} \quad \text{für } T_{\text{stress}} < 300 \text{ MPa} \quad (13)$$

wobei $T_{0\text{deep}}$ der Referenztemperatur unter hohem In-plane-Constraint (lange Risse) unter SSY-Bedingung entspricht, bei der T_{stress} nominell 0 ist.

Die Gültigkeit der Gleichung (11) wurde für Kurzrissproben nachgewiesen [Nilsson-06], [NESC-IV-05, Fig. 5.2.9] ebenso wie für große Proben [NESC-IV-05, S. 111 ff.]. Gleichung (13) ermöglicht als ingenieurmäßige, leicht konservativ bleibende Abschätzmethode das Ausweiten des MC-Konzeptes auf Low-constraint-Geometrien wie Kurzriss-SE(B)-Proben [Wallin-01b]. Kritisiert wird, dass mit Gleichung (13) im Normalfall die Abschätzung konservativ ist [Wallin-01b], d.h. bei leicht negativem T_{stress} der Constraintverlusteffekt tendenziell überbewertet und bei stark negativem T_{stress} unterbewertet wird. Vorteilhaft an Gleichung (13) ist, dass sich die Master Curve lediglich auf der Temperaturachse verschiebt, sie also in eine Bruchwahrscheinlichkeitsangabe rückgerechnet werden kann, was den Vergleich verschiedener Risskonfigurationsszenarien erleichtert [NESC-IV-05, S. 79]. Solange die Auswirkungen von T_{stress} auf die Bruchzähigkeit nicht besser quantifiziert sind, wird von zusätzlichen Korrekturen wie etwa die Skalierung der SE(B)-Bruchzähigkeitsergebnisse auf C(T)-Maße abgeraten. Es würden nur neue, nicht quantifizierbare Unsicherheiten bedeuten [Sattari-Far-05]. Als Alternative lassen sich auch die einzelnen Bruchzähigkeitswerte K_{JC} von Kurzriss-SE(B)-Proben näherungsweise constraintkorrigieren [Wallin-01b]:

$$K_{\text{JC}} \approx 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} + \left((K_{\text{JCdeep}} - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}) \cdot \exp \left(0,0019 \cdot \left[\frac{-T_{\text{stress}}}{10 \text{ MPa}} \right] \right) \right) \quad \text{für } T_{\text{stress}} < 0 \quad (14)$$

Ein Vorteil der T_{stress} -basierten **Constraintkorrektur** ist, dass sich T_{stress} vergleichsweise unkompliziert rein linear-elastisch berechnen lässt. Mit Gl. (13) existiert eine direkte Korrelation von T_0 und T_{stress} , die sich neuerdings bis in positive T_{stress} -Bereiche erstreckt. Der absolute Wert T_{stress} beschreibt das Constraintgeschehen besser



als auf die Dehngrenze normierte T_{stress} -Werte oder als Q [Wallin-06]. Dominiert das Kleinbereichsfließen, lassen sich 1:1-Korrelationen zwischen T und Q entwickeln [O-Dowd-93].

Nachteile der **Q-basierten Constraintkorrektur** bestehen in der sehr aufwändigen Berechnung, der Formänderung der MC, und teils mäßige Erfolge bei der Constraintbestimmung von großen Biaxialproben [NESC-IV-05, S. 113 ff.]. Vorteilhaft ist der erweiterte Gültigkeitsbereich, der auch Großbereichsfließen erlaubt.

Das europäische Forschungsprojekt "VOCALIST" (validation of constraint-based methodology in structural integrity) [VOCALIST-06] untersuchte im Fünften Rahmenprogramm der EURATOM den Constraint-Effekt bei ferritischen RDB-Stählen. Dazu wurden Modelle zum Constrainteffekt entwickelt und validiert und Praxisempfehlungen ausgesprochen. Die Hauptergebnisse sind die Bestätigung des K_J - T_{stress} - und des K_J - Q -Konzepts als geeignete Methoden zur Sprödbuchbewertung, sofern die Auswirkungen des In-plane-Constraints dominieren. Für Probleme, die hauptsächlich dem Out-of-plane-Constraint unterliegen, erwiesen sich Bruchspannungsmodelle auf der Grundlage der Weibullspannung σ_w als verlässlich. Empfohlen wird, σ_w nicht über die maximale Hauptspannung, sondern in Form der hydrostatischen Spannung zu berechnen. Dementsprechend werden für solche Probleme der **hydrostatische Parameter Q_H** zur Charakterisierung von mehrachsigen Spannungszuständen vor der Risspitze vorgeschlagen [VOCALIST-06].

Die Untersuchung des Einflusses der Spannungsmehrachsigkeit (Constraint) auf das Master Curve-Konzept war Gegenstand des BMW-Forschungsvorhabens 1501239 [IWM-05]. Bruchmechanische Experimente an SE(B)-, C(T)- und M(T)-Proben wurden mit numerischen Simulationsrechnungen verglichen. Die Untersuchungen wurden am ferritischen RDB-Stahl 22NiMoCr3-7 sowie ergänzend an bainitischem IAEA-Referenzmaterial JRQ (A533B cl.1) durchgeführt. Als Ergebnis werden im IWM-Bericht das K - T_{stress} -Konzept und das J - h -Konzept als mögliche bruchmechanische Zwei-Parameter-Konzepte zur Mehrachsigenkorrektur vorgeschlagen.

Es gibt erste Ansätze, die Constrainteffekte bei reellen, dreidimensionalen Rissen zu quantifizieren [Sattari-Far-05, S. 116 ff.]. Dazu muss das MC-Konzept selbst modifiziert werden [Wallin-07b].

2.3.3.3 Interkristalliner Spröbruch IGF

Das MC-Konzept erweist sich im Allgemeinen als robuste Methode zur Beschreibung des sprö-duktilen Übergangsverhaltens ferritischer Stähle. Es ist weitestgehend unabhängig von den Herstellungstechnologien, der chemischen Zusammensetzung und dem Gefüge des Stahls, den Bestrahlungsbedingungen und besonderer Ausheilbehandlungen. Es gibt einige wenige Sonderfälle, für die die Master Curve angepasst oder nicht verwendet werden sollte. Dazu zählen

- größere Anteile **interkristallinen Bruchmechanismus IGF** (Abschnitt 2.1) bzw. Mischbruch (mixed mode fracture),
- **makroskopische Inhomogenität** (Abschnitt 2.3.3.1),
- **Constraint**, d.h. die Mehrachsigkeit des Spannungszustands vor der Risspitze, bzw. Proben mit Kurzriss (shallow crack) (Kap. 2.3.2 und 2.3.3.2),
- Prüfungen außerhalb des $T_0 \pm 50\text{K}$ -**Temperaturfensters** (Abschn. 2.3.2), und
- Werkstoffe mit **sehr niedriger Zähigkeitshochlage**.

| | | |
|--|---|---|
| | <p style="text-align: center;">BMWi Forschungsvorhaben 1501277</p> <p style="text-align: center;">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p style="text-align: right;">Abschlussbericht</p> <p style="text-align: right;">Seite 24</p> |
|--|---|---|

Der folgende Abschnitt behandelt den interkristallinen Sprödbruch IGF.

Im MC-Konzept wird von transkristallinem Sprödbruch als Hauptversagensmechanismus ausgegangen. Vorsicht ist geboten bei möglicherweise auftretendem **interkristallinen Sprödbruch (IGF)**. Dieser ist nicht immer aus den Bruchzähigkeitsergebnissen ersichtlich, sondern kann nur mit einer fraktografischen Untersuchung der Bruchfläche nachgewiesen werden. Als Ursache für IGF gelten Phosphorsegregationen an den Korngrenzen. Sie bilden sich durch Neutronenstrahlung (Kap. 2.1), thermisches Altern und falsche Wärmebehandlung bei der Herstellung oder Ausheilung. IGF läuft je nach Temperatur spannungs- oder dehnungskontrolliert ab. Nachweislich lassen sich selbst Ergebnisse von Testserien mit 100% interkristallinem Bruchanteil durch die Master Curve beschreiben, sofern die Referenztemperatur niedriger als etwa 0°C ist [IAEA429-05, S. 29 f.], denn dann kann von spannungskontrolliert ablaufendem Versagen ausgegangen werden. Es zeigte sich, dass moderate Anteile von IGF (<50%) für gewöhnlich keinen Einfluss auf die Master Curve-Auswertung haben [IAEA429-05, S. 30]. Bei höheren Temperaturen, bei denen das Versagen dehnungskontrolliert abläuft, wird die Anwendung des MC-Konzeptes nicht mehr empfohlen. In Fällen in denen IGF vermutet wird oder wahrscheinlich ist, sollten mehr Proben getestet werden als in ASTM E1921 vorgesehen.

Die Datenbasis hinsichtlich des IGF-Einflusses auf die MC ist nicht sehr umfangreich. Typische Anzeichen für IGF bei MC-Auswertungen fanden [Kantidis-94] und [Nanstad-02] in extrem niedrigen Bruchzähigkeitswerten außerhalb des $T_0 \pm 50\text{K}$ -Temperaturfensters. Bild 2.3.3.2 zeigt die MC einer Charge des Stahls A533B cl.1, die mit einer speziellen Wärmebehandlung versprödet wurde und 100% IGF zeigt. Sichtbar ist die Abweichung der Standard-MC von den Messwerten speziell in der Zähigkeitstieflage (a), und das verbesserte Ergebnis einer modifizierten MC-Analyse (b) [Kantidis-94], in welcher der normalerweise als konstant angenommene Schwellenwert $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ modifiziert wurde. Die Vorgehensweise dieses "lower shelf adjustment" ist in [IAEA429-05, S. 89 f.] aufgeführt. Ähnliche Literaturbeispiele zu den Auswirkungen von IGF auf die MC der thermisch gealterten Stähle A508 cl. 3 mit 100% IGF und A302B(mod) mit 95% IGF sind in [IAEA429-05, Anhang III.2] zusammengefasst. Dort findet sich auch ein Beispiel dafür, wie trotz 100% IGF die MC auch in ihrer unkorrigierten Standard-Form die Tieflagemesswerte ($<T_0 - 50^\circ\text{C}$) sehr gut einhüllt sowie ein Beispiel in dem infolge von IGF niedrige K_{Jc} -Werte im Bereich der Zähigkeitshochlage gemessen wurden.

2.3.4 Bestrahlungseinfluss auf die Master Curve

Eine Grundannahme des Master Curve-Konzeptes liegt in der im Kapitel 2.3.1 beschriebenen universellen Form der Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve für definierte Bruchwahrscheinlichkeiten im spröduktilen Übergangsbereich. Diese einheitliche $K_{Jc}(T)$ -Kurvenform konnte für RDB-Stähle mit niedriger und mittlerer Neutronenbestrahlung bestätigt werden. Bei einer sehr hohen durch Neutronenbestrahlung hervorgerufenen Versprödung bestehen noch offene Fragen. Ein möglicher Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die Form der MC-Kurve stellt einen kritischen Punkt bei der Bewertung der Versprödung von Reaktordruckbehälterstählen dar. Derzeitige Voreilprobenprogramme sind nur darauf ausgerichtet, eine bestrahlungsinduzierte Verschiebung der Kurve entlang der Temperaturachse zu quantifizieren. Die Kurvenform an sich wird als unveränderlich angesehen. Sollte eine hohe Bestrahlung jedoch



zu einem flacheren Verlauf der Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve führen, ergäben sich mit der Master Curve nach ASTM E1921 nichtkonservative Zähigkeitsabschätzungen. Aus diesem Grund wird die Frage, ob und wie stark sich Bestrahlung auf die Form der Master Curve auswirkt, im Moment verstärkt experimentell und analytisch erforscht.

Ortner entwickelte ein statistisches Spröbruchmodell, um in einer theoretischen Sensitivitätsanalyse den Einfluss "metallurgischer Prozesse" auf einzelne Werkstoffparameter und auf den Verlauf der Master Curve zu klären [Ortner-01], [Ortner-02]. Mit "metallurgischen Prozessen" sind Bestrahlungsverfestigung, plastische Dehnung, Anlassbehandlung, Segregation und daraus bedingter interkristalliner Bruch IGF sowie das Vorspannen im warmen Zustand (warm pre-stressing, WPS) gemeint. Die einzelnen Werkstoffparameter umfassen u. a. die Fließeigenschaften (Dehngrenze, Verfestigungsexponent n), aber auch die effektive Oberflächenenergie oder die Verteilung der spröbruchauslösenden Teilchen. Sie stellte fest, dass die "metallurgischen Prozesse" im Allgemeinen die Einzelparameter verändern, meist jedoch mehrere Einzelparameter zugleich, mit oft gegenläufiger Wirkung. Als Beispiel führt sie auf, dass bestrahlungsinduzierte Defekte (Matrixschäden und Cu-reiche Ausscheidungen) von Versetzungen geschnitten werden, wodurch der Verfestigungsexponent n absinkt. Damit würde die Master Curve steiler verlaufen. Zugleich aber steigt bei Bestrahlung die Dehngrenze, was eine flacher verlaufende Master Curve zur Folge hat. Beide Einzeleffekte zusammen heben sich auf, so dass sich der Anstieg der Master Curve unter Bestrahlung nicht verändert. Solch vorteilhaftes gegenseitiges Kompensieren der Auswirkungen fand Ortner bei den metallurgischen Prozessen Bestrahlungsverfestigung, plastische Verformung und Anlassbehandlung, nicht aber bei interkristallinem Spröbruch IGF und WPS. Interkristalliner Spröbruch IGF senkt den Anstieg der Master Curve (nichtkonservative Bruchzähigkeitsvorhersagen). WPS scheint den Anstieg der Master Curve zu erhöhen (konservative Bruchzähigkeitsvorhersagen).

In der Norm ASTM E1921 wird postuliert, dass für alle in der Norm erlaubten Werkstoffe und Zustände der Formparameter $m=4$ aus Gleichung (1) konstant sei und damit die Form der Master Curve einheitlich. Die grundlegende Hypothese der konstanten Kurvenform wird bereits seit mehr als 30 Jahren für die Form der unteren Grenzkurve für K_{IC} und K_{Ia} (ASME-Kurve) vertreten. Ein mögliches Absinken des Anstieges der K_{IC} - und K_{Ia} -Kurven infolge Neutronenbestrahlung wurde erstmals in den 1980er Jahren in den USA untersucht, s. Zusammenfassung in [Nanstad-02]. Die dort abgebildeten Ergebnisse jener Zeit zeigen, dass der Anstieg der K_{Jc} -T-Bruchzähigkeitskurven von 4T-C(T)-Proben aus Schweißgut HSSI weld 73W mit 0,2% bis 0,3% Cu bei Bestrahlung bis $19 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) nicht absinkt. Dazu muss aber angemerkt werden, dass die dort gezeigten Abbildungen nicht die Master Curve, sondern die in den 1980er Jahren üblichen Exponentialfits zeigen. Nanstad bedauert, dass die zugrunde liegende Veröffentlichung [Nanstad-92] nur die Fitkurven, nicht aber die einzelnen K_{Jc} -Daten beinhaltet und damit eine statistische Nachauswertung nach dem MC-Konzept nicht möglich ist. Die K_{Ia} -T-Rissauffangzähigkeitskurve erwies sich als unempfindlich gegenüber der Bestrahlung [Iskander-90]. Nanstad untersuchte, inwieweit die Master Curve-Form durch Bestrahlung und interkristallinen Bruchanteil IGF beeinflusst wird [Nanstad-02]. An einem eigens dafür gefertigten hochfesten, aber bestrahlungsempfindlichen Mo-



dellstahl mit erhöhtem Cu-, Ni- und P-Gehalt wurden der Bestrahlungseinfluss an 21 1T(C(T)-Proben bei 5 Prüftemperaturen abgeschätzt. Die ermittelte Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve sinkt im Vergleich zum unbestrahlten Zustand leicht ab, wird also im Vergleich zur MC nichtkonservativ. Nanstad betont, dass sich bei seinen Untersuchungen die absinkende MC nicht eindeutig nur auf die Neutronenbestrahlung zurückführen lasse, weil die Bruchflächen bis zu 20% interkristallinen Bruchmechanismus (IGF) aufwiesen, bei welchem das MC-Konzept strenggenommen nicht gilt. Nanstad [Nanstad-02] führte Untersuchungen zum Einfluss von IGF auf die Form der Master Curve an anlassversprödetem A302(mod)-Material durch. Mit bei tiefen Temperaturen geprüften Proben konnte eine T_0 ermittelt werden. An zusätzlich bei höheren Temperaturen (ca. 100 K oberhalb T_0) geprüften Proben wurde interkristalliner Spaltbruch festgestellt und damit der spröde-duktiler Übergang auf einen Bereich von -100°C bis +50°C erweitert. Auf den gesamten Datensatz war das MC-Konzept nicht mehr anwendbar. Nanstad bemerkt, dass die Versuchsbedingungen etwas unrealistisch sind, da das zur Versprödung nötige Temperaturregime (460°C, 2000h) nicht im KKW-Normalbetrieb, sondern höchstens im Rahmen einer Ausheilbehandlung erreicht wird [Nanstad-02, S. 14]. Abgesehen davon sind westliche RDB-Stähle generell ziemlich unempfindlich gegenüber Anlassversprödung [Nanstad-02, S. 13].

Sokolov untersuchte 315 RDB-Grundwerkstoff- und Schweißgutproben [Sokolov-99]. Davon waren eine Teilmenge von 133 Proben sehr spröde Schweißgutproben (gefüllte Symbole in Bild 2.3.4.1). Das Bild zeigt, dass sich die Form der Master Curve auch im stark versprödeten Zustand zumindest bis $\Delta T_{41J} \leq 100K$ nur insignifikant ändert. Die beste Anpassung an alle 315 Proben $K_{Jc} = 30 + 70 \cdot \exp[0,017(T - T_{100})]$ weicht kaum von der Master Curve-Form ab (Faktor im Exponentialterm 0,019). Wird die sprödeste Teilmenge (133 Schweißnahtproben) separat ausgewertet, sinkt der Anstieg leicht ab, d.h. der Faktor im Exponentialterm wird 0,0162.

Eine ähnliche Schlussfolgerung wurde an bestrahltem WWER-440-Stahl mit einer Voreilproben-Fluenz von $213 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) gezogen [Brumovsky-01].

Wallin postulierte, dass sich unter Beachtung des $T_0 \pm 50K$ -Prüftemperatur-Fensters die Form der Master Curve nicht nennenswert ändert. Selbst ferritische Stähle mit sehr hoher Übergangstemperatur, z.B. nach einer Anlassbehandlung oder hoher Neutronenbestrahlung, weisen nahezu immer ein ziemlich ‚normales‘ Bruchverhalten auf, was Form und Streuung und Temperaturabhängigkeit betrifft [Wallin-93] und die Allgemeingültigkeit des Master Curve-Modells untermauert. Das MC-Konzept wurde erfolgreich an westlichen RDB-Stählen 20 MnMoNi 5 5 [Lucon-00], im Rahmen von koordinierten Forschungsprogrammen der IAEA an bestrahlungsempfindlichem, inhomogenem RDB-Stahl bainitischem JRQ (Typ A533B Cl.1) [IAEA1435-05], aber auch an gegenüber Bestrahlung unempfindlichem, homogenem ferritischem 22 NiMoCr 3 7 [Lucon-03], ferritisch-martensitischen Legierungen [Spätig-00], an 356 Datensätzen japanischer RDB-Stähle [Yoon-01, 356 Datenpaare] s. Bild in [IAEA429-05, Fig. 16], an über 1200 Datenpaaren von WWER-440-Grundwerkstoff und Schweißnahtmaterial [Brumovsky-01] sowie über 800 WWER-1000-Datensätzen [Brumovsky-02b] angewendet. Bild 2.3.4.2 zeigt exemplarisch die Ergebnisse der EPRI-Datenbank [EPRI-04], deren Master Curve-Form sich bei Bestrahlung nicht ändert.

Keim et. al. [Keim-04] bewiesen in einer Nachauswertung von über 800 Datensätzen verschiedener Grund- und Schweißwerkstoffe unterschiedlichster Bestrahlungsni-



veaus, dass sich auch die Bruchzähigkeitskennwerte deutscher RDB-Stähle durch die 5%- und 95%-Streubänder der Master Curve einhüllen lassen, s. Abb. 10.12 des IWM-Abschlussberichts [IWM-05]). Form und Breite der Streubänder ändern sich durch Bestrahlung prinzipiell nicht. Der IWM-Abschlussbericht [IWM-05] verifizierte die Gültigkeit der Master Curve-Form durch Experimente an unbestrahlten und bestrahlten Zuständen der RDB-Stähle A533B Cl.1 (JRQ) und A508 Cl.3 (JFL).

Traten in MC-Tests Abweichungen von der vorhergesagten MC-Kurvenform auf, ließ sich das mit Randbedingungen begründen, für die das Master Curve-Konzept nicht gilt, wie z.B. makroskopisch inhomogenem Material, größeren interkristallinen Bruchflächenanteilen [Nanstad-02] oder Prüftemperaturen außerhalb des $T_0 \pm 50K$ -Fensters.

Ähnlich dem Master Curve-Modell beschreibt Margolins Prometey-Modell [Margolin-98, Margolin-98b, Margolin-01b] den spröduktilen Übergangsbereich ferritischer Stähle. Es beinhaltet einen probabilistischen Ansatz zur Sprödbbruchinitiierung, aber anders als im Master Curve-Konzept ist dieser nicht nur spannungs-, sondern auch dehnungskontrolliert modelliert. Im Detail wird das Prometey-Modell in [IAEA429-05, Appendix III] beschrieben. Die ungemein aufwändigen numerischen Berechnungen und Versuche des Prometeymodells werden in der so genannten „Unified Curve“ ingenieurmäßig verwirklicht [Wallin-07], Gl. (15). Die Unified Curve zeichnet sich dadurch aus, dass es das derzeit einzige Modell ist, welches die Auswirkung der Neutronenbestrahlung nicht nur als laterale Verschiebung der Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve entlang der Temperaturachse darstellen kann, sondern auch als ein mögliches Abflachen der Kurvenform bei extrem hohen Bestrahlungsniveaus, s. Bild 2.3.4.3 (a). Die Form der Unified Curve wird mittels eines tanh-Ansatzes beschrieben, worin der Parameter Ω die Änderung der Kurvenform ausdrückt, Gl. (15). Mit zunehmender Versprödung sinkt der Parameter Ω und damit auch der Kurvenanstieg ab:

$$K_{JC} = K_{JC}^{shelf} + \Omega \cdot \left(1 + \tanh\left(\frac{T-130}{105}\right) \right), \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (15)$$

Für Probendicken $B=25$ mm und Versagenswahrscheinlichkeit $P_f=0.5$ ist $K_{JC}^{shelf}=26$ MPa $\sqrt{\text{m}}$ und Ω der einzige Parameter, der vom Bestrahlungsniveau abhängt.

Margolin begründet die Notwendigkeit des russischen Prometey-Modells für höchstbestrahlte Zustände mit den Ergebnissen seiner Untersuchungen [Margolin-02] an hochversprödetem WWER-1000-Stahl, die im Bild 2.3.4.3 dargestellt sind. Teilbild 2.3.4.3 (a) zeigt die Unified Curve und Teilbild (b) die MC. Bei der MC weichen Messwerte deutlich von der Standard-Master Curve-Form ab. Die Unified-Curve beschreibt die K_{JC} -Werte besser. Der untersuchte WWER-1000-Stahl versprödete nicht infolge Neutronenbestrahlung, sondern alterte künstlich durch eine gezielte Wärmebehandlung. Diese Ergebnisse implizieren, dass die Master Curve unter Umständen bei extrem versprödeten Stählen zu unkonservativen Vorhersagen (zu tiefe T_0) führen könnte, so dass neuerdings für höchstbestrahlte Stähle das bevorzugte Verwenden des UC-Modells angeraten wird [Lidbury-07]. Für niedrig und mittel bestrahlte Zustände wird die Master Curve als weiterhin uneingeschränkt anwendbar angesehen. Margolin fand heraus, dass das Prometeymodell bei der Beschreibung von Kurzrisssproben versagt, weil es den Einfluss des Constraintverlustes auf die Bruch-



zähigkeit unterschätzt. Auch der Beitrag der Matrixhärtung zum Versprödungsge-
schehen wird unterschätzt. [Margolin-06].

In Bild 2.3.4.3 (b) wurde das Gültigkeitsfenster nach ASTM E1921 eingefügt. K_{Jc} -
Werte oberhalb $T_0+50K= 86,8^\circ\text{C}$ stellen nach ASTM [E1921-05] keine gültigen
Bruchzähigkeitswerte dar. Stähle wie WWER-1000, die zu Anlassversprödung nei-
gen, ändern sich in ihrem Bruchmechanismus häufig von trans- zu interkristallin, was
sich neben der bekannten Verschiebung der Master Curve entlang der Temperatur-
achse auch in einem flacheren Anstieg der MC äußert [Nanstad-02], [Ortner-01],
[Ortner-02], Abschnitt 2.3.3.3.

Eine zweite Erklärung für das Abweichen der MC können duktile Rissanteile sein
[Wallin-89], wie Bild 2.3.4.3 zeigt. Speziell bei Stählen mit extrem niedriger Zähig-
keitshochlage (wie es typisch für höchstbestrahlte Zustände ist) tritt duktiler Riss-
wachstum schon im spröde-duktilen Übergangsbereich bei Bruchzähigkeiten von
 $100\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ auf. Margolin untersuchte den WWER-1000-Stahl weder auf interkristal-
linen Spröbruch IGF noch auf das mögliche Ausmaß an duktilen Rissfortschritt. Bei
größeren interkristallinen Bruchflächenanteilen und duktilem Risswachstum gilt das
Master Curve-Konzept strenggenommen nicht.

Zum Dritten überbewertet die UC die Formänderung und sagt im oberen Übergangs-
bereich für die Bruchzähigkeit ein Plateauverhalten vorher, wie es in der Realität
nicht beobachtet wird, vgl. Bild 2.3.4.3. Das niedrige Plateau ist dem tanh-Ansatz der
Unified Curve geschuldet, der zwar bequem zu fitten ist, aber einer wissenschaftlich
fundierten Begründung entbehrt. Margolins tanh-Ansatz verbindet das Übergangs-
verhalten direkt mit der Zähigkeitshochlage. Das ist nicht zulässig, denn beides sind
miteinander konkurrierende Mechanismen.

Viertens bleibt ungeklärt, wie die Master Curve den WWER-1000-Stahl nach starker
Neutronenbestrahlung einhüllt, da sich die Margolins Untersuchungen auf einen
thermisch gealterten Zustand beziehen.

2.3.5 Korrelationen zwischen Kennwerten aus Zugversuch, Charpy-V- Test und MC

Idealerweise werden Bruchzähigkeitskennwerte für sicherheitsrelevante Bauteile mit
den geeigneten bruchmechanischen Methoden ermittelt. In bereits in mehrjährigem
Betrieb befindlichen KKW sind oft keine Daten vorhanden oder können wegen feh-
lender Voreilproben nur schwer ermittelt werden. Deshalb sind Werkstoffeigenschaf-
ten oftmals nur auf Zugversuchskennwerte und Charpy-V-Ergebnisse beschränkt.
Der Charpy-V-Test wurde vor über 100 Jahren entwickelt. Seine größte Schwäche
liegt darin, dass er die gesamte „Energie“, die zum Zerschlagen der Probe nötig ist,
integral erfasst. Er unterscheidet nicht zwischen Rissinitiierung, Rissfortschritt, und
Rissauffang. Aus diesem Grund stellt er eher einen qualitativen als einen quantitati-
ven Test dar. Kennwerte sind die Übergangstemperaturen bei einer definierten Kerb-
schlagarbeit, z.B. T_{28J} und T_{41J} sowie die Hochlagenzähigkeit HLZ (UST).

Bewertet man in Betrieb befindliche RDB mit Hilfe der MC-Methode, muss T_0 aus
den vorliegenden Charpy-V-Daten der Voreilproben abgeschätzt werden. Erste
Charpy-V-Korrelationen wurden 1989 [Wallin-89] veröffentlicht, Gl. (16). Hier wird
 $T_{100\text{MPa}}$ aus nicht größenkorrigierten K_{Jc} -Werten und die Übergangstemperatur bei
einer Schlagarbeit von 28J (T_{28J}) korreliert und beinhaltet Schmiedestücke, Schweiß-



nahtmaterial und Wärmeeinflusszonenproben von A533B cl.1, A508 cl.3 und A302-B. 1989 war das MC-Konzept noch nicht entwickelt. Die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven wurden per Augenmaß gefittet, so dass die Übergangstemperaturen bei definierten Kerbschlagarbeiten (z.B. T_{41J} und T_{28J}) subjektiv beeinflusst sind. Eine weitere Korrelation wurde 1999 von ORNL [Sokolov-99] entwickelt, Gl. (17). Sie verknüpft T_0 mit der heute gebräuchlicheren 41J-CVN-Übergangstemperatur T_{41J} :

$$T_{100MPa} = T_{28J} - 18 \text{ °C} \quad (\text{Standardabw. } \sigma = 15K, N = 335 \text{ Daten, } B = 25 \text{ mm}) \quad (16)$$

$$T_0 = T_{41J} - 24 \text{ °C} \quad (\sigma = 20K, N = 134 \text{ Daten}) \quad (17)$$

Beide T_0 wurden in [Sattari-Far-05, S. 137] nach ASTM E1921-02 nachbewertet, wobei nur die gültigen Werte der westlichen Stahlsorten und Schweißnahtwerkstoffe berücksichtigt sind.

$$T_0 = T_{28J} - 19 \text{ °C} \quad (\sigma = 22K) \quad (18)$$

$$T_0 = T_{41J} - 26 \text{ °C} \quad (\sigma = 25K) \quad (19)$$

Für eine konservative Auswertung wird in [SattariFar-05, S. 137] das Addieren der einfachen Standardabweichung zu Gl. (18) bzw. (19) und das Verwenden des höheren der beiden $T_{0(1\sigma)}$ -Werte empfohlen:

$$T_{0(1\sigma)} = T_{28J} + 3 \text{ °C} \quad (\sigma = 22K) \quad (20)$$

$$T_{0(1\sigma)} = T_{41J} - 1 \text{ °C} \quad (\sigma = 25K) \quad (21)$$

Die Streubänder von T_{28J} sind schmaler als von T_{41J} , weil im unteren Übergangsbereich Sprödbbruch ohne große Plastifizierung vorherrscht. Bei höheren Prüftemperaturen, d.h. höheren Kerbschlagarbeiten, z.B. 41J, vermischen sich zunehmend spröde mit duktilen Bruchmechanismen, was die Streubänder verbreitert, vgl. allg. Schema in Bild 2.3.1.1.

Wie in Abschnitt 2.3.2 erwähnt, schlagen EricksonKirk vor, dass MC-Konzept mit Hilfe von Charpy-V-Ergebnissen bis in den Bereich der Hochlage auszudehnen. Ausgehend von hunderten Datenpaaren verschiedener Stähle entdeckten sie eine 1:1-Korrelation zwischen T_0 und T_{28J} [EricksonKirk-06], [EricksonKirk-06b], Bild 2.3.5.1, vgl. mit Gl. (20):

$$T_{28J} = 1,015 T_0 \quad (\sigma = 23,5 \text{ K, } R^2 = 0,99) \quad (22)$$

EricksonKirk argumentieren, dass T_{28J} wie T_0 im unteren Spröd-duktil-Übergangsbereich liegt, weswegen sich auf Grund dieser gemeinsamen physikalischen Basis das Master Curve-Konzept auf die Charpy-V-Daten übertragen lässt. Sie erhielten folgende T- T_{28J} -"Master Curve", Bild 2.3.5.2:

$$KV = 8,78 + 19,22 \cdot \exp\{0,0213 \cdot (T - T_{28J})\} \quad (23)$$

wobei KV die Schlagarbeit in J darstellt (bei EricksonKirk 'CVE' Charpy V-Notch Energy genannt). Die Austauschbarkeit von T_{28J} und T_0 aus Gleichung (22) berücksichtigend, schlussfolgern EricksonKirk, dass Gleichung (23) ein geeignetes Mittel ist, T_0 direkt aus T_{28J} -Daten zu bestimmen.

Auch die Festigkeitskennwerte aus Zugversuchen wurden von jeher mit T_0 bzw. ΔT_0 verglichen. Der empirische Zusammenhang zwischen der Änderung der 0,2%-Dehngrenze $\Delta\sigma_Y$ und der Änderung von T_0 wurde von ORNL [Sokolov-00] mit



$$\Delta T_0 = 0,7 \Delta \sigma_Y \quad (24)$$

angegeben. Wallin weist nach, dass dieser Zusammenhang einer fundierten physikalischen Grundlage entbehrt [Wallin-04d] und begründet, warum sich die auf die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze σ_Y des unbestrahlten Ausgangszustandes normierte Festigkeitsänderung $\Delta \sigma_Y / \sigma_Y$ besser eignet [Wallin-06b]. Die in Bild 2.3.5.3 dargestellte aktualisierte Gleichung [Wallin-06c] lautet

$$\Delta T_0 \approx 1070 \cdot \left\{ \frac{\Delta \sigma_Y / \sigma_Y}{\Delta \sigma / \sigma_Y + 4,53} \right\}^{0,875} \quad (25)$$

In den Literaturquellen der Gleichungen (24) und (25) ist mit σ_Y die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze gemeint, nicht zu verwechseln mit der „effective yield strength“ (Fließgrenze) $\sigma_Y = (R_{p0,2} + R_m) / 2$ aus [E1820-06].

2.4 Spröbruchsicherheitsbewertung von RDB

Der RDB ist Teil der druckführenden Umschließung eines Kernreaktors und schließt den Reaktorkern mit nahezu dem gesamten radioaktivem Inventar ein. Er fungiert als Hauptbarriere gegen den Austritt von Radioaktivität in der Umgebung. Die Integritätsbewertung hat vor allem die Sicherheit gegen katastrophales Versagen des RDB nachzuweisen. Im kritischen Fall ist der Spödbrechtsicherheitsnachweis eines RDB für einen postulierten Anriss der Tiefe a , z.B. von einem Viertel der Wanddicke, bei einer Belastung durch eine vorgegebene Transiente, dem Thermoschock infolge der Einleitung von kaltem Notkühlwasser bei gleichzeitigem Innendruck („Pressurized Thermal Shock“-PTS), zu führen. Folgende Bedingung muss eingehalten werden [Kußmaul-96], [Rosinski-00b]:

$$\eta_K \cdot K_I(T, \eta_a \cdot a) \leq K_{IC}(T + M) \quad (26)$$

wobei K_I Spannungsintensität an der Risspitze, K_{IC} die linear-elastische Bruchzähigkeit des Werkstoffs und η_a , η_K , M Sicherheitsfaktoren zur Berücksichtigung von Toleranzen bei der PTS-Analyse sind.

Die Bedingung in Gl. (26) besagt, dass die temperaturabhängige Bruchzähigkeit des RDB-Stahles in keinem Fall (auch bei niedriger Temperatur) von der an der Risspitze auftretenden Spannungsintensität überschritten werden darf. Für die Bestimmung von K_{IC} -Werten sind entsprechend den in den Werkstoffprüfstandards festgelegten Gültigkeitsanforderungen große Proben erforderlich. Diese Proben stehen für den unbestrahlten Ausgangszustand kaum und für den bestrahlten Werkstoffzustand nicht zur Verfügung. Aus diesem Grund wird in den Regelwerken (noch) auf eine indirekte, korrelative Verfahrensweise zurückgegriffen. Die Bruchzähigkeit des Werkstoffs wird aus einer unteren Grenzkurve ermittelt, die auf einer vorhandenen Datenbank von linear-elastischen Bruchzähigkeitswerten K_{IC} basiert. Es handelt sich um Universalkurven der Form:

$$K_{IC} = A + B \cdot \exp(C \cdot (T - RT)), \quad (27)$$

wobei A , B und C Materialkonstanten und RT die Referenztemperatur zur Charakterisierung des spöd-duktilen Überganges sind. Mit der „Referenztemperatur“ RT wird die Universalkurve materialspezifisch auf der Temperaturachse positioniert. Bei Bestrahlung wird RT durch die „angepasste Referenztemperatur“ ART ersetzt. Die un-



terschiedlichen Definitionen von Grenzkurven und Referenztemperaturen in den Regelwerken werden im folgenden Abschnitt erklärt.

2.4.1 ASME- K_{IC} -Grenzkurve, MC- K_{Jc} -Referenzkurve und VERLIFE-Grenzkurve

Grundlage für die Regelwerke in den westlichen Ländern sind die K_{IC} - und K_{IR} -Grenzkurven der "American Society of Mechanical Engineers" (ASME). Diese empirischen unteren Grenzkurven wurden 1972 eingeführt und basieren auf 173 K_{IC} -Werten bzw. 50 linear-elastischen Rissauffangfähigkeiten K_{Ia} (K_{IR} -Grenzkurve) von 11 RDB-Stahl Chargen [Kirk-03]. In der Praxis stellt die ASME-Referenzkurve die untere Einhüllende eines einzigen Materials dar, der "HSST 02 plate". Die Ausgangsform ist [ASME Article A-4000]:

$$K_{IC} = 36,5 + 22,783 \cdot \exp[0,036(T - RT_{NDT})] \quad (28)$$

wobei K_{IC} in $MPa\sqrt{m}$ und RT_{NDT} in $^{\circ}C$ ist. K_{IC} wird auf max. $220 MPa\sqrt{m}$ begrenzt.

Im unbestrahlten Zustand wird als Referenztemperatur die im Fallgewichtsversuch bestimmte "Nil Ductility Temperatur" (NDT) verwendet und zusätzlich mit im Charpy-V-Test ermittelten Parametern abgesichert.

Durch Neutronenstrahlung verschiebt sich die Lage der Bruchzähigkeitskurve Gl. (28) entlang der Temperaturachse. Diese Veränderung wird in den KKW's durch Überwachungsprogramme erfasst. Hierzu werden RDB-Stahlproben in Höhe des Reaktorkerns in den RDB eingesetzt, nach bestimmten Zeiten entnommen und im Charpy-V-Test geprüft. Die bestrahlungsbedingte Verschiebung der 41J-Übergangstemperatur ΔT_{41J} gilt als Maß für die Bestrahlungsversprödung. ΔT_{41J} zur RT_{NDT} addiert ergibt die "justierte Referenztemperatur" ART, die bei Bestrahlung RT_{NDT} in Gl. (28) ersetzt:

$$ART = RT_{NDT} + \Delta T_{41J} + S, \quad (29)$$

wobei S ein festzulegender Sicherheitsaufschlag ist.

Mit dieser indirekten und korrelativen Methode, die Ergebnisse aus Charpy-V-Versuchen und NDT aus Fallgewichtsversuchen vermischt, werden im westlichen Regelwerk konservative Bruchzähigkeitswerte für die Sprödbrechtsicherheitsbewertung erhalten. Die Konservativität beruht in erster Linie auf dem Konservatismus der NDT des unbestrahlten Zustandes.

Das Einführen des MC-Konzeptes in die RDB-Integritätsbewertung bietet mehrere Vorteile:

- Es kann erstmals eine Aussage über die Versagenswahrscheinlichkeit getroffen werden, während die ASME- K_{IC} -Kurve nur eine untere Grenzkurve abschätzt.
- Die ASME- K_{IC} -Kurve basiert auf der linear-elastischen Bruchzähigkeit K_{IC} nach ASTM E399, deren Ermittlung sehr große Probenabmessungen erfordert. Im Unterschied dazu wird die Referenztemperatur T_0 nach dem MC-Konzept aus K_{Jc} -Bruchzähigkeitskennwerten berechnet, die beim Beginn des Spaltbruches im elastisch oder elastisch-plastischen Bereich bestimmt werden. Diese K_{Jc} -Werte lassen sich auch mit kleineren Proben der Charpy-Geometrie bestimmen, die in Bestrahlungskanälen von RDBs bestrahlt werden können. Trotz unterschiedlicher Pro-

bengeometrien und Gültigkeitsbedingungen hat die Wahl von K_{IC} oder K_{Jc} keinen Einfluss auf die aus ihnen berechnete Referenztemperatur T_0 . An deutschen Kraftwerksstählen [Siegele-04] wurde nachgewiesen, dass die $T_0(K_{IC})$ und $T_0(K_{Jc})$ 1:1 korrelieren. Keim [Keim-04] untersuchte 69 Datensätze mit 840 Datenpunkten verschiedener deutscher RDB-Stähle, d.h. Grundwerkstoff, Schweißgut und WEZ-Proben im Ausgangszustand und bestrahltem Zustand. Die Gleichung (31) des ASME Codes gilt auch für deutsche RDB-Stähle und die K_{IC} - RT_{T_0} -Kurve hüllt die Datenpunkte ein.

- Die Bruchzähigkeitswerte der ASME- K_{IC} -Kurve im Bild 2.4.1 wurden an unterschiedlich dicken Proben ermittelt, sind aber nicht nach ASTM E1921 dickenkorrigiert, während die MC den Probendickeneinfluss berücksichtigt, indem die Messwerte auf eine 25,4 mm dicke Standardprobe normiert werden.
- Bislang werden mechanisch-technologische Kenngrößen (Übergangstemperaturen ΔT aus dem Charpy-V-Test und NDT aus dem Fallgewichtsversuch, schlagartige Prüfgeschwindigkeiten) mit Kennwerten von Bruchmechanikversuchen (K_{IC} , quasi-statische Prüfgeschwindigkeiten) vermischt. Die unterschiedlichen Probengeometrien und Beanspruchungsgeschwindigkeiten erfordern zusätzliche Sicherheitsaufschläge. Beim Verwenden des MC-Konzepts entfallen die Sicherheitsaufschläge, die bei RT_{NDT} auf Grund der indirekten und korrelativen Messverfahren nötig waren [Rosinski-00b].

Bei der Einführung des MC-Konzepts in die RDB-Integritätsbewertung wird in den USA eine Strategie verfolgt, die kurzfristige und langfristige Änderungen des bestehenden Regelwerkes vorsieht [Rosinski-00b], [Kirk-01]. Kurzfristig möchte man die historische Verbindung zu den vorhandenen K_{IC} -Grenzkurven, die auf umfangreichen Datenbanken basieren, beibehalten. Langfristig sollen die in den Regelwerken benutzten Referenzkurven durch die MC ersetzt werden, um die Vorteile des MC-Konzepts vollständig nutzen zu können. Zur kurzfristigen Änderung wird die K_{IC} -Grenzkurve in Gl. (28) nicht mehr durch die Referenztemperatur RT_{NDT} justiert, sondern durch die neu definierte und auf T_0 nach ASTM E1921 basierende RT_{T_0} ersetzt:

$$RT_{T_0} = T_0 + \Delta. \quad (30)$$

Der Sicherheitsaufschlag Δ wird so gewählt, dass die mit RT_{T_0} festgelegte ASME- K_{IC} -Kurve die Bruchzähigkeitswerte so einhüllt wie die herkömmliche mit RT_{NDT} justierte ASME- K_{IC} -Kurve. Nach [ASME Code Case N-629] trifft dies bei einem Sicherheitsaufschlag von 19,4 K zu:

$$RT_{T_0} = T_0 + 19,4^\circ\text{C}. \quad (31)$$

Die mit RT_{T_0} (Gl. 31) justierte ASME- K_{IC} -Referenzkurve (Gl. 28) nimmt folgende Form an, s. Bild 2.4.1:

$$K_{IC} = 36,5 + 22,783 \cdot \exp[0,036 \cdot (T - RT_{T_0})]. \quad (32)$$

Bild 2.4.1 zeigt, dass die mit RT_{T_0} justierte ASME- K_{IC} -Kurve praktisch der MC für 5% Versagenswahrscheinlichkeit (5%-MC) entspricht, s.a. [Sattari-Far-05, S. 139 ff.]:

$$K_{Jc(0,05)} = 25,5 + 36,6 \exp[0,019(T - T_0)]. \quad (33)$$

Analog dazu stimmt die 1%-MC mit der ASME- K_{IR} -Referenzkurve überein [Wallin-99]. Beim direkten Vergleich fällt der steilere Anstieg der ASME- K_{IC} -Kurve auf. Er lässt sich mit den Prüfbedingungen der HSST-Bleche erklären. Im Temperaturbe-



reich $-56,6^{\circ}\text{C} < T - T_0 < +63,3^{\circ}\text{C}$ ist die ASME- K_{IC} -Kurve konservativer, denn sie liegt unterhalb der 5%-MC. Das bedeutet nicht, dass die MC im Bereich $T - T_0 = 0$ unkonservativ ist, sondern zeigt vielmehr die Überkonservativität der ASME- K_{IC} -Kurve in diesem Bereich, denn Nachauswertungen [Wallin-99, S. 320] bewiesen, dass die 5%-MC auch das tatsächliche Bruchzähigkeits-Temperatur-Verhalten der ASME-Rohdaten gut beschreibt. Außerhalb des o.g. Temperaturbereichs ist die ASME- K_{IC} -Kurve "unkonservativer" als die MC. Das ist aber ohne größere Bedeutung, weil der untere Schnittpunkt schon der Tieflage entspricht ($38,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) und ab $T - T_0 = 77^{\circ}\text{C}$ die Hochlage beginnt. Der Hochtemperatur-Schnittpunkt beider Referenzkurven liegt bei $147,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Bild 2.4.1 [Sattari-Far-05, S.137 ff.].

Im **VERLIFE** FP5 EURATOM-Projekt wurde mit der "Unified Procedure for Lifetime assessment of components and piping in WWER NPPs" [VERLIFE-03, Appendix III] ein neuer Code zur RDB-Integritätsbewertung von WWER-Reaktoren entwickelt. Die in VERLIFE verwendeten Design-Bruchzähigkeitskurven beruhen auf dem MC-Konzept [Brumovsky-02], [Brumovsky-04]. Bild 2.4.2 zeigt alle drei Referenz- bzw. Grenzkurven im Vergleich. Die VERLIFE-Grenzkurve ist identisch mit der 5%-MC. In VERLIFE ist die direkte Anwendung des MC-Konzeptes (5%-MC) als bevorzugte Bewertungsvariante vorgesehen, was in den USA erst als Langfristziel geplant ist. Die zweite Option, die russische "kritische Sprödbbruchtemperatur" T_k , soll nur verwendet werden, wenn T_0 nicht bestimmt werden kann.

Beide VERLIFE-Grenzkurven enden bei einer maximalen Bruchzähigkeit von $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Die T_k -basierte VERLIFE-Grenzkurve gilt für das 5%-Streuband der experimentellen Daten von 150 mm dicken Proben [IAEA-EPB-06, S. 20 f.]:

$$K_{IC}(T - T_k) = \min\{26 + 36 \exp[0,020(T - T_k)]; 200\}, \quad (34)$$

T_k ist die kritische Sprödbbruchtemperatur nach dem russischen Regelwerk und vergleichbar mit RT_{NDT} bzw. ART im amerikanischen Regelwerk. Im Gegensatz zu RT_{NDT} erfolgt die Ermittlung von T_k konsequent mit dem Charpy-V-Test.

Die T_0 -basierte VERLIFE-Grenzkurve [VERLIFE-03, App. V] geht von der 5%-MC aus und gilt für 25 mm dicke Proben [IAEA-EPB-06, App. IX]:

$$[K_{IC}]_{25\text{mm}} = 25,2 + 36,6 \cdot \exp[0,019 (T - RT_{T_0})]. \quad (35)$$

Für Risslängen $>25\text{mm}$ existieren Korrekturformeln [IAEA-EPB-06, App. IX].

Der VERLIFE-Code berücksichtigt bei der Berechnung der Referenztemperatur RT_{T_0} mit einem Sicherheitsaufschlag σ mögliche Unsicherheiten auf Grund des geringen Probenumfangs zur Ermittlung von T_0 (σ_1) und materialbedingte Streuungen (δT_m), ähnlich der ASME-Vorgehensweise in Gl. (30) und Gl. (31):

$$RT_{T_0} = T_0 + \sigma = T_0 + \sqrt{\sigma_1^2 + \delta T_m^2}, \quad \sigma_1 = 18^{\circ}\text{C}/\sqrt{N} \text{ (Anzahl der Proben)} \quad (36)$$

mit $\delta T_m = 10$ für Grundwerkstoff und $\delta T_m = 16$ für Schweißnahtmaterial.

2.4.2 Stand der Einführung des Master Curve-Konzeptes in internationale Codes und Regelwerke

Derzeit haben mehrere Länder das MC-Konzept in ihre Prozeduren zur RDB-Integritätsbewertung aufgenommen bzw. sind gerade im Begriff es zu tun, oder führen umfangreiche Untersuchungen durch.



Wie im Kapitel 2.4.1 dargelegt waren die **USA** Vorreiterin bei der Implementierung des Master Curve-Konzeptes im Regelwerk über die Führung des Sprödbruchsicherheitsnachweises. Die Master Curve wurde 1997 in der ASTM-Norm E1921 veröffentlicht. Die MC-Referenztemperatur T_0 fand bereits 1998 in Form von RT_{T_0} Eingang in den ASME Boiler Pressure Vessel Code [ASME Code Case N-629] sowie [N-631] und ist im NRC-Regelwerk verankert. Zur deterministischen Art der Sicherheitsanalyse gehört die Definition der alternativen Referenztemperatur RT_{T_0} . Die probabilistische Anwendung der Master Curve RDB-Integritätsbewertung wird in der fortlaufenden Überprüfung der PTS screening criteria verwirklicht [Server-02].

In **Deutschland** zielt die Neufassung der KTA-Regel 3203 (6/01) "Überwachung der Strahlenversprödung von Werkstoffen des Reaktordruckbehälters von Leichtwasserreaktoren" auf eine direkte Bestimmung der Referenztemperatur ab. Die Referenztemperatur zur Justierung der $K_{IC}(T)$ -Kurve ist seit 2001 als RT_{grenz} verallgemeinert [KTA3203-01], was die Wahl zwischen RT_{NDT} und RT_{T_0} lässt. Zur Vorgehensweise wird auf die KTA-Regel 3201.2 [KTA3201.2-96] verwiesen. Eine Revision dieser Regel, auch hinsichtlich T_0 , steht aber derzeit noch aus. Einzelfallanwendungen des MC-Konzeptes (in ausführlicher und vereinfachter Form) wurden von deutschen Behörden in der Vergangenheit genehmigt.

China und **Korea** folgen dem ASME Boiler and Pressure Vessel Code [IAEA-06].

Die **IAEA** koordinierte derzeit die Forschungsprogramme CRP-8 "Master Curve Approach to Monitor the Fracture Toughness of RPV in NPPs" (2004-2007) sowie CRP-9 "Review and Benchmark of Calculation Methods for Structural Integrity Assessment of RPVs PTS (2005-2007)". Hauptergebnisse des 2003 beendeten 5. Forschungsprogramms CRP-5 „Surveillance Programme Results Application to Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment“ bestätigten

- die direkte Bestimmbarkeit der Bruchzähigkeit an kleinen Voreilproben
- die Verteilung der Bruchzähigkeiten um eine Mediankurve und
- die Gültigkeit der zugrunde liegenden Wahrscheinlichkeitsverteilung für instabiles Versagen der Proben.

Richtlinien zur Anwendung der Master Curve wurden in [TRS429-05] veröffentlicht. Die IAEA „Guidelines for Pressurised Thermal Shock Evaluation in WWER Type Reactors [IAEA-EPB-06] erlauben die Bewertungsverfahren nach T_k und nach T_0 . Für Integritätsbewertungen wird die 5%-MC empfohlen.

Die Länder, die Reaktoren vom WWER-Typ betreiben (**Bulgarien, Tschechische Republik, Finnland, Ungarn und die Slowakei**), erarbeiteten im Rahmen des VERLIFE-Projektes des 5. EU Rahmenprogrammes eine einheitliche Bewertungsverfahren, die „Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER NPPs (Unified Procedure) [Brumovsky-04]. Mit dem VERLIFE-Code wird das MC-Konzept in Form der 5%-MC direkt angewendet. Nur für den Fall, dass T_0 nicht bestimmt werden kann, ist als Ausweichoption die Integritätsbewertung mit der kritischen Sprödbruchtemperatur T_k vorgesehen. Empirische Korrelationen zwischen verschiedenen Prüfmethode aus den originalen sowjetischen Regelwerken wurden mit Ausnahme der traditionellen Charpy-Tests abgeschafft. Die **tschechische** Nuklearaufsichtsbehörde nahm den VERLIFE „Unified Procedure“-Code an. Die **Slowakische Republik** und **Ungarn** beraten derzeit über die Annahme des VERLIFE-Codes. **Finnland** verwendet den VERLIFE Code mit Modifikationen [IAEA-06]. Der



"Radiation and Nuclear Safety Authority guide" YVL 3.5/5.4.2002 [STUK-02] erlaubt die Verwendung des MC-Konzeptes für alle Sprödbruchbewertungen von KKW-Bauteilen [Rantala-02]. Für Reaktordruckbehälter ist es explizit vorgeschrieben, entweder in ausführlicher Form oder vereinfacht, beispielsweise in Form von RT_{T0} .

In **Russland** basieren die neuen Richtlinien auf dem MC-Konzept, wobei die Temperaturabhängigkeit hinsichtlich eines Bestrahlungseinflusses modifiziert wurde (probabilistisches „Prometey“-Modell, „Unified Curve“) [Margolin-02], s.a. Abschnitt 2.3.4 und ausführlich in [IAEA429-05, Anhang III].

Belgische Behörden nehmen Anwendungen des MC-Konzeptes vereinfacht und ausführlich in Einzelfallentscheidungen an.

In **Großbritannien** enthält die Norm [BS7910:1999] Wallins T_0 - T_{28J} -Korrelation nach Gleichung (16).

Im **französischen** RSEM-Code verwendet Electricité de France (EDF) derzeit u. a. noch die mit RT_{NDT} justierte ASME- K_{IC} -Kurve, analysiert aber bereits die MC-Methode näher, um zukünftig die Integritätsbewertung verstärkt mit probabilistischen Analysen durchzuführen. Derzeit dienen probabilistische Ansätze nur zur Ergänzung und zur Absicherung der deterministischen Methoden. Vorteile des probabilistischen Ansatzes sieht man in der erhöhten Aussagegenauigkeit und der Quantifizierung der Bruchzähigkeitsstreuung [Josse-06].

In **Schweden** ist bislang (Stand Oktober 2005) nur die ASME- K_{IC} -Referenzkurve zur Integritätsbewertung von KKW-Bauteilen erlaubt. Eine umfangreiche Studie über Anwendbarkeit der MC-Methode in der Sicherheitsbewertung von Kernkraftanlagen wurde aber auch dort mittlerweile abgeschlossen [Sattari-Far-05] und wird derzeit begutachtet.

Eines der 12 Hauptprojekte des **japanischen** Central Research Institute of Electric Power Industry (CRIEPI) des Jahres 2006 beschäftigte sich mit der Überprüfung der Anwendbarkeit der Master Curve-Methode auf heimische Druckbehälterstähle [CRIEPI-06].

In derzeitigen Codes und Vorschriften werden im Rahmen der Überwachungsprogramme keine Forderungen nach speziellen Voreilproben für Master Curve Tests gestellt.

3. Experimente

3.1 Material und Probennahme

Es wurden zwei westliche RDB-Stähle des ASTM-Typs und ein russischer RDB-Stahl des WWER-Typs untersucht: JRQ (Block 3JRQ57), JFL (Block 1JFL11) und KAB-B. Die Herstelltechnologien der 3 Stähle sind in Tabelle 3.1 und die chemische Zusammensetzung in Tabelle 3.2 zusammengefasst. Beim RDB-Stahl mit dem Code **3JRQ57** (Japanese Reference Quality) handelt es sich um den IAEA-Referenzstahl, der prinzipiell dem Stahltyp A533B cl.1 ähnelt, aber durch einen erhöhten Kupfergehalt (Tabelle 3.1.2) zu einer hohen Versprödungsempfindlichkeit gegenüber Neutronenstrahlung neigt [IAEA1435-05, S. 6]. Er wurde bereits umfangreich im Rahmen von koordinierten Versuchsprogrammen der IAEA [IAEA1230-01] untersucht. Dem U.S. Regulatory Guide 1.99, Revision 2 [Reg1.99-88] zufolge ist seine Bestrahlungs-



empfindlichkeit vergleichbar mit der eines anderen bekannten Referenzmaterials, der HSST plate 2, auf der die K_{IC} - Grenzkurve des ASME Code Cases [ASME Article A-4000] basiert (Chemistry Factors 58 °F bzw. 57 °F, [Nanstad-Gus-04]).

Im Vergleich zu JRQ ist der RDB-Stahl **1JFL11** (22NiMoCr3-7 bzw. A508 cl.3) mit seinem geringeren Kupfer- und Phosphorgehalt wesentlich weniger bestahlungsempfindlich, Tabelle 3.1.2. Dieser Stahl wurde auch für RDB deutscher 1300-MW-Druckwasserreaktoren verwendet.

Beim niedriglegierten Cr-Mo-V-Stahl **KAB-B** (15Kh2MFA) handelt es sich um einen nach sowjetischer Originaltechnologie (Tabelle 2) industriell hergestellten Grundwerkstoff eines RDB-Testkörpers vom Typ WWER-440.

Bild 3.1 zeigt die Schnittpläne der untersuchten Blöcke und die Probenformen für die Bestrahlungsexperimente ("T3"-Zugproben, Charpy-V-Proben und SE(B)-Proben). Zusätzlich wurden aus den unbestrahlten Blöcken 3JRQ11 und 1JFL41 Rundzugproben vom Typ DIN 50125-B8x40 [DIN-50125-04] gefertigt, Schnittpläne s. [Löwe-04]. Um zu vergleichbaren Ergebnissen zu gelangen, entstammen alle Proben aus dem mittleren Wanddickenbereich zwischen $\frac{1}{4}$ -T und $\frac{3}{4}$ -T [Viehlig-02b].

3.2 Bestrahlungsexperimente und Ausheilbehandlung

Proben aus den o.g. Stählen wurden in hermetisch verschlossenen Kapseln in zwei verschiedenen Reaktoren bestrahlt. Beim WWER-2-Reaktor des KKW Rheinsberg handelt es sich um einen 70 MW-Druckwasserreaktor-Prototypen sowjetischer Bauart. Die Kühlmitteltemperatur betrug am Eintritt 245 °C und am Austritt 261 °C, so dass von einer mittleren Kühlmitteltemperatur („Bestrahlungstemperatur“ der Proben) von 255 °C ausgegangen wird. Proben des RDB-Stahls KAB-B wurden im Rossendorfer Forschungsreaktor (RFR) bis zu einer Fluenz $19,6 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) bestrahlt. In diesem Reaktor betrug die Bestrahlungstemperatur 55 °C. Eine Übersicht über die Bestrahlungsbedingungen wird in Tabelle 3.3 gegeben. Die Bestrahlungszeiträume [ZfK679-89] sind in Tabelle 3.4 dokumentiert. Fluenzangaben beziehen sich grundsätzlich auf Neutronenenergien $E > 1$ MeV. Die Proben im hoch bestrahlten Zustand entsprechen ca. dem Zehnfachen des deutschen End-of-Life-(EOL)-Kriteriums, welches die maximale Neutronenfluenz in RDB-Wänden von Druckwasserreaktoren auf $10 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) begrenzt [GRS-03, S. 21]. Bild 3.2 zeigt die Bestrahlungspositionen. Der niedrige Bestrahlungszustand (Fluenz ca. $7 \cdot 10^{18}$ n/cm²) resultiert aus einer Bestrahlung in den kernfern gelegenen Überwachungskanälen. Die mittel und hoch bestrahlten Zustände (Fluenzen ca. 50 bzw. ca. $100 \cdot 10^{18}$ n/cm²) wurden im kernnahen Hochflusskanal (mittlerer Fluss $1,03 \cdot 10^{12}$ ncm⁻²s⁻¹) bestrahlt. Die Fluenzunterschiede zwischen mittlerem und hohem Bestrahlungszustand sind auf die Lage der Proben innerhalb des Hochflusskanals zurückzuführen, wie Bild 3.2 illustriert. Die Ausheilung der bestrahlten Proben erfolgte durch eine Wärmebehandlung bei 475 °C über 100 h. Am KAB-B-Probensatz wurden daneben noch Ausheilversuche bei 270 °C durchgeführt, s. Tabellen 3.7.

3.3 Gefügecharakterisierung

Von den drei RDB-Stählen wurden Gefügebilder aller drei Orientierungsrichtungen in 50-facher Vergrößerung aufgenommen. Das Ätzen erfolgte mit 5%-iger alkoholischer Salpetersäure.



Die ehemaligen Austenitkorngrenzen wurden mit der Kost-Ätzung sichtbar gemacht, bei 3JRQ57 der besseren Kontrastierung wegen auch nach Klemm [Becker-62]. Die Korngrößen wurden im REM bei 3JRQ57 200-fach und bei 1JFL11 500-fach vergrößert mittels Linienschnittverfahren vermessen. Für jeden Werkstoff stellen die mittleren Sehnenlänge die Mittelwerte aus insgesamt 500 Einzelmessungen an je 8 Gefügaufnahmen dar, wobei der Abstand der Messlinien voneinander 100 μm betrug.

Mit Salpetersäure geätzte 3JRQ57- und 1JFL11-Proben sind im REM hinsichtlich Größe, Gehalt und Form nichtmetallischer Einschlüsse untersucht worden. Die chemische Zusammensetzung der Einschlüsse wurde mittels EDX analysiert.

Vom RDB-Stahl KAB-B wurden makroskopische Gefügebilder aller drei Orientierungen aus drei Tiefenlagen (oberflächennah, $\frac{1}{4}$ -T und $\frac{1}{2}$ -T) bei 50- und 500-facher Vergrößerung aufgenommen. Schliff und Politur erfolgten wie bei 3JRQ57 und 1JFL11.

3.4 Mechanische und bruchmechanische Untersuchungen

3.4.1 Härteprüfung

Parallel zu den Strukturuntersuchungen wurde auch die Vickershärte HV10 mit einer Prüfkraft von 98,1 N gemäß DIN EN ISO 6507-1 an einem Kleinlasthärteprüfer (HSV-20, Shimadzu) bestimmt. Es sind in der Regel 10 Eindrücke pro Messwert ausgewertet worden. Die Härtemessung erfolgte an halben Kerbschlagbiegeproben.

3.4.2 Zugversuche

Im einachsigen quasistatischen Zugversuch nach [DIN-EN-10002-1-01] und [DIN-EN-10002-5-92] wurde der Einfluss der Herstelltechnologie (Wanddicke, Gefüge), der Temperatur sowie der Bestrahlung und der Ausheilbehandlung auf die Festigkeits- und Dehnungskennwerte untersucht.

Der Einfluss der Wanddicke, der Neutronenbestrahlung und Ausheilung auf die Festigkeitseigenschaften wurde an Proben der RDB-Stähle 3JRQ57 und 1JFL11 bestimmt. Pro Lage sind mindestens 3 Kleinzugproben geprüft (Code „T3“, $d_0=3\text{mm}$, $l_0=15\text{mm}$, Orientierung T für 3JRQ57 und L für 1JFL11, Bild 3.1) worden. Die „T3“-Probe besitzt keine genormte Form, so dass die damit ermittelten Größen auch nicht als Kennwerte nach DIN EN 10002-1 [DIN-EN-10002-5-92] zu bezeichnen sind. Die Zugversuche wurden auf einem servohydraulischen 50-kN-Prüfsystem MTS 810 mit einer konstanten Belastungsgeschwindigkeit von 0,25 mm/min ($=0,0168\text{ min}^{-1}$ Anfangsdehnungsgeschwindigkeit) bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Dehnungsmessung erfolgte mittels eines mechanischen Kippextensometers MTS 632.06 H-20 am Spannzeug. Die Probenanfangs- und -endmaße wurden mit einem Videomesssystem gemessen.

Der Temperatureinfluss wurde an unbestrahlten Rundzugproben vom Typ DIN 50125-B8x40 [DIN-50125-04] (Code: „B8x40“) ermittelt. Die Prüfung erfolgte an einer 100kN-Universalprüfmaschine „TIRAtest 2300“ mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min ($= 0,0055\text{ min}^{-1}$ Anfangsdehnungsgeschwindigkeit). Pro Temperaturschritt wurden mindestens zwei Einzelversuche gemittelt. In der Temperierkammer vom Hersteller HSR Verfahrenstechnik Reutlingen vom Typ G-EToS0009-So wird mit umgewälztem Flüssigstickstoff gekühlt bzw. mit Umluft geheizt. Ein Thermoelement



vom Typ K wurde oberhalb der Messlänge am Steg der Zugprobe angeklemt. Die Dehnungsmessung erfolgte mittels eines mechanischen Extensometers MTS 634.12 F-5 sowie eines selbstkalibrierenden Videoextensometers WinExt NG. Die Zugversuche wurden mit einer Temperaturkonstanz: von $\pm 1\text{K}$ durchgeführt.

3.4.3 Charpy-V-Tests

Die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven und die daraus abgeleiteten Übergangstemperaturen als wichtige Kenngröße dienen der Charakterisierung des Versprödungszustandes. An KAB-B wird außerdem die Wirkung einer Ausheilbehandlung von $475\text{°C}/100\text{h}$ untersucht.

Kerbschlagbiegeversuche wurden an einem instrumentierten Pendelschlagwerk PSd [DIN-EN-ISO-14556-00] durchgeführt. Die Temperierung der Charpy-V-Proben (10 mm x 10 mm x 55 mm) nach DIN EN 10045-1 (1990) erfolgte mittels Flüssigstickstoff bzw. elektrischer Beheizung. Es wurde unter folgenden Bedingungen geprüft:

- Schlagenergie 300 J
- maximaler Fallwinkel 160°
- Hammermasse 20,2 kg
- max. Schlaggeschwindigkeit 5,5 m/s
- Temperaturbereich: $-150\text{°C} \dots +300\text{°C}$

Die Orientierung der Charpy-V-Proben ist nach ASTM E399 für 3JRQ57 T-L (Probenlängsachse quer und Rissausbreitungsrichtung parallel zur Hauptumformrichtung) und für 1JFL11 und KAB-B L-T (Probenlängsachse parallel und Rissausbreitungsrichtung quer zur Hauptumformrichtung), s. Schnittpläne in Bild 3.1. Die Probegeometrie, Kerbradien und Kerbtiefen wurden mit einem Videomesssystem vermessen.

Die Kerbschlagarbeit-Temperaturkurve einer Prüfserie von mindestens 12 Proben wurde mit einer Tangens-Hyperbolicus-Funktion gefittet und charakteristische Übergangstemperaturen bei definierten Kerbschlagarbeiten, z.B. von 41J, bestimmt.

3.4.4 Risswiderstandskurven

An jeweils drei SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie (10 mm x 10 mm x 55 mm, $a/W=0,5$) mit Seitkerben (insg. 0,2 B) von unbestrahltem, mittel und hoch bestrahltem RDB-Stahl 3JRQ57 bzw. 1JFL11 wurden Risswiderstandskurven gemäß ASTM [E1820-06] unter folgenden Prüfbedingungen aufgenommen:

- Servohydraulische Prüfsysteme MTS 810 (Maximalkraft: 250 bzw. 50 kN)
- Kraftmessdose: MTS Typ 661.22D, 25 kN (unbestrahlt),
MTS Typ 661.22D, 50 kN (bestrahlt)
- COD-Clip: Sandner EX RC2-4u, Ser.nr. 612 (unbestrahlt) bzw.
Modifiz. Sandner EX RC2-4u, Ser.nr. 717 (bestr. Material)
- Einschwingbedingungen gemäß ASTM [E1820-06]
- Prüfgeschwindigkeit: 0,2 mm/min (bei einer Anfangsrisslänge $a_0/W=0,5$ entspricht dies $dK/dt=1,2\text{MPa}\sqrt{\text{m/s}}$)
- Abstand Teilentlastungszyklen: 75 μm (unbestrahlt) bzw. 50 μm , vereinzelt auch 30 μm (bestrahlt)



- Relaxationszeit: 30 s
- Belastungsgeschwindigkeit während der Teilentlastung: 100N/s
- Abbruchkriterien: Erreichen einer Gesamtdurchbiegung von 2 mm bzw. 1,5 mm stabilen Rissfortschrittes
- Temperierung: Thermoelement Typ K, an die Probe geklemmt (unbestrahlt) bzw. an das Auflager geklemmt (bestrahlt)
Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeit 2 K/min
Temperaturkonstanz ± 1 K
- Temperierkammern: MTS 651.06C-03 (unbestr.), Sigmatest D950879 (bestr.)
- Prüftemperatur: 220°C bei 3JRQ57,
100°C bei 1JFL11

Der Rissfortschritt Δa ist mit dem Teilentlastungsverfahren ermittelt worden [E1820-06]. Aus dem Signal des COD-Clips lässt sich indirekt über die Änderung der Probenachgiebigkeit (Compliance) der Rissfortschritt Δa berechnen. Nach dem Versuch wird die Probe solange erhitzt bis auf der Bruchfläche Anlauffarben auftreten ("heat tinting"), dann aufgebrochen und die Endrisslänge nach ASTM [E1820-06, § 6.3.4] bestimmt.

Gemäß ASTM [E1820-06] wird J_Q als Schnittpunkt der um 0,2 mm verschobenen Bluntingline mit dem Anstieg ≥ 2 und der Fitkurve $J=C_1 \cdot \Delta a^{C_2}$ der Messdaten bestimmt. Nur wenn sämtliche Gültigkeitsbedingungen der Norm erfüllt sind, darf J_Q als J_{IC} bezeichnet werden. Da bei der verwendeten SE(B)-Probengeometrie die Gültigkeitsbedingungen nicht erfüllt werden, kann meist nur J_Q angegeben werden.

Des Weiteren wurde der technische Rissinitiiierungskennwert $J_{0,2}$ nach [GKSS-02] als Schnittpunkt der 0,2 mm stabilen Risswachstums Δa entsprechenden, zur y-Achse parallelen Geraden mit der Fitkurve $J=A+C \cdot \Delta a^D$ der Messdaten ermittelt.

Soweit im REM ermittelbar, wurde der physikalische Kennwert $J_{i,SZB}$ aus der Stretch-zonenvermessung gemäß [ISO12135-02] bestimmt.

3.4.5 Master Curve-Versuche

Zur Ermittlung der Referenztemperatur T_0 nach ASTM [E1921-05] wurden ermüdungsangerissene, 20% seitgekerbte SE(B)-Proben mit Charpy-V-Geometrie (Ausnahme: 23 KAB-B-Proben mit $19,6 \cdot 10^{18}$ n/cm², $E > 1$ MeV aus dem RFR-Bestrahlungsexperiment waren nicht seitgekerbt) quasistatisch mit folgenden Einstellungen geprüft

- servohydraulisches 260-kN-Prüfsystemen MTS 810
- Kraftmessdose: MTS Typ 661.22D, 25 kN (unbestrahlt) bzw. MTS Typ 661.20 F02, 50 kN (bestrahlt)
- Extensometer: Extensometer MTS Typ 632.03C-33 (unbestrahlt) bzw. COD-Clip Sandner EX RC2-4u
- Einschwingbedingungen: gemäß ASTM [E1921-05], bzw. vor dem Bestrahlen bereits vorermüdete Proben nach ASTM [E813-81]
- Prüfgeschwindigkeit: 0,2 mm/min (d.h. die Beanspruchungsrate ist $dK/dt=1,2$ MPa $\sqrt{m/s}$ bei $a_0/W=0,5$)
- Temperaturmessung: Thermoelement vom Typ K, an die Probe geklemmt (unbestrahlt) bzw. an das Auflager geklemmt (bestrahlt)



- Temperierkammern: MTS 651.06C-03 (unbestrahlt) bzw. Sigmatest D950879 (bestrahlt)
- Temperierung: Umluft (Flüssigstickstoffkühlung, elektrische Heizung)
Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeit 2 K/min
Temperaturkonstanz ± 1 K
- Prüftemperaturen: verschieden (Multi-Temperatur-Methode)

Insgesamt wurden 68 Proben aus 3JRQ57, 100 Proben aus 1JFL11 und 58 Proben aus KAB-B-Material getestet. Davon sind 88 Stück Verbundproben, die aus bereits geprüften Charpy- oder SE(B)-Probenhälften rekonstituiert wurden. Die Prüfpläne in Tabelle 3.5 bis Tabelle 3.7 geben einen Überblick über die Probenanzahl der einzelnen MC-Versuche.

3.4.6 Replikatechnik und Fraktographie

Weil in den Heißen Zellen kein REM zur Verfügung steht, kann die Bruchfläche nicht direkt auf Rissinitiierungsorte und Bruchmechanismus hin untersucht werden. Deshalb wird die Fraktographie indirekt durchgeführt, indem von der Oberfläche Silikonabdrücke angefertigt werden. Qualitativ besonders gute Abdrücke ergeben duktile, additionsvernetzende Silikone wie „Provil NOVO Light C.D.“ der Fa. Heraeus Kulzer GmbH & Co KG [Müller-01], [Müller-Okt02]. Das Bruchverhalten, insbesondere interkristallines Bruchverhalten und Rissstartgebiete ist klar nachweisbar [Müller-Nov02]. Das zunächst dünnflüssige Silikonmaterial wird mittels einer Kanüle auf die Bruchfläche aufgetragen. Nach 5 min Aushärtezeit wird der Abdruck von der Bruchoberfläche abgezogen. Da an den ersten Abdrücken noch zu viele kontaminierte Partikel haften, muss die Abdrucknahme bis zu viermal wiederholt werden bevor der erste Bruchflächenabdruck „freigemessen“ ist. Oftmals lassen sich Poren auf der Abdruckfläche nicht vermeiden. Nach dem Freimessen wird der Abdruck mit Gold besputtert (1 min bei 20 mA bzw. 2 min bei 10 mA) und im REM mit 10kV Hochspannung untersucht.

4. Ergebnisse und Diskussion

4.1 Gefüge und Härtemessung

Die IAEA-RDB-Stähle 3JRQ57 und 1JFL11 unterscheiden sich hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung, Tabelle 3.2. 3JRQ57 hat einen leicht höheren Ni-Gehalt (0,84 gegenüber 0,75 Masse-%) und einen vierfach höheren Phosphorgehalt (0,017 gegenüber 0,004 Masse-%). Der Cu-Gehalt des JRQ übersteigt den des 1JFL11 um ein Vielfaches (0,14 Masse-% im Gegensatz zu 0,01 Masse-%). Der WWER-440 Grundwerkstoff KAB-B (15Kh2MFA) hat im Vergleich zu den beiden westlichen Stählen einen höheren Cr-Gehalt und ist zusätzlich mit Vanadium legiert.

IAEA-Referenz-RDB-Stahl 3JRQ57

In den Bildern 4.1.1 und 4.1.2 ist das Gefüge an der Oberfläche und in der Mitte des Blockes 3JRQ57 dargestellt. Die Bilder 4.1.3 und 4.1.4 zeigen Details der beobachteten Seigerungszeilen und typische Mn-Sulfideinschlüsse. Im Bild 4.1.5 ist beispielhaft die Messung der primären Austenitkorngröße dargestellt und die Messergebnisse sind in der Tabelle 4.1 zusammengefasst.

Während die chemische Zusammensetzung über die gesamte Wanddicke konstant bleibt [IAEA1230-01, S. 7], variiert das Gefüge des RDB-Stahles 3JRQ57 herstel-



lungsbedingt. In den Randzonen (Bild 4.1.1) wird angelassener homogener Martensit bzw. unterer Bainit beobachtet, während in der Wandmitte (Bild 4.1.2) körniger Bainit vorherrscht. Ab ca. 25% der Wandstärke ist das Gefüge (Korngröße) sehr heterogen und zeigt ausgeprägte Seigerungen (Bild 4.1.2 und Bild 4.1.3). Im Grundgefüge aus körnigem Bainit (helle Bereiche im Bild 4.1.2. rechts unten) treten netzförmige Bereiche mit einem Gefüge aus unterem Bainit bzw. Martensit (dunkle Bereiche) auf [Müller-00]. Diese Seigerungsgebiete werden im IAEA-Bericht [IAEA1230-01, S. 7 f.] als "ghost lines" bezeichnet. Sie haben eine Mikrohärtigkeit nach Hanemann, die um ca. 500 N/mm² (25%) höher ist als die des Grundgefüges [Viehrig-02]. Die Seigerungsgebiete wurden mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie und Ionenstrahlen näher untersucht. Sie weisen im Vergleich zur Matrix erhöhte Konzentrationen von Cr (+15%), Mn (+23%), Cu (+20%), und Mo (+30%) auf [IAEA-1435-05, S. 30]. Des Weiteren konnten Mangansulfid-Einschlüsse mit Walztextur nachgewiesen werden. Der in Bild 4.1.4 beispielhaft gezeigte MnS-Einschluss ist 27 µm lang. Die primäre Austenitkorngröße (mittlere Sehnenlänge) bleibt über die gesamte Wanddicke gleich groß und ist auch nicht orientierungsabhängig, Bild 4.1.5 und Tabelle 4.1. Sie beträgt beim Stahl 3JRQ57 27 ±14 µm nach der Kostätzung. Die nach Klemm [Becker-62] geätzten Proben lieferten gleiche Ergebnisse.

IAEA-RDB-Stahl 1JFL11

Das Gefüge des RDB-Stahles 1JFL11 ist in den Bildern 4.1.6 (Randlage) und 4.1.7 (Mittellage) dargestellt. Bild 4.1.8 zeigt einen typischen Sulfideinschluss. Die Größe der primären Austenitkörner enthält Tab. 4.1.

Im Gegensatz zu 3JRQ57 ist die Mikrostruktur des Stahles 1JFL11 homogener und feinkörniger (Bilder 4.1.6 und 4.1.7). Das Grundgefüge besteht aus Bainit. Am IWM Freiburg [IWM-05] wurden ferritische Bereiche als weiterer Gefügebestandteil nachgewiesen. Der RDB-Stahl 1JFL11 enthält keine so ausgeprägten Seigerungen wie der Stahl 3JRQ57, aber ebenfalls MnS-Einschlüsse, Bild 4.1.8 bzw. [IWM-05]. Diese sind wegen des geringeren Schwefelgehaltes kleiner und seltener als bei 3JRQ57. Herstellungsbedingt besitzen die Mangansulfide in diesem Schmiedering keine ausgeprägte Vorzugsorientierung. Die mittlere lineare Sehnenlänge der primären Austenitkörner wurde bei der Hälfte und bei einem Viertel der Blechdicke mit jeweils 11±6 µm bestimmt, vgl. Tabelle 4.1. Wie beim Stahl 3JRQ57 ist sie unabhängig von der Schliffforientierung. Messungen am IWM Freiburg [IWM-05, S. 31] ergaben in 1/4T bzw. 3/4T-Tiefenlage vergleichbare primäre Austenitkorngrößen von 9 bis max. 20 µm.

WWER-440 Grundwerkstoff KAB-B

Bild 4.1.9. zeigt das Gefüge des WWER-440 Grundwerkstoffes KAB-B. Das Grundgefüge ist überwiegend homogener Bainit. Die primäre Austenitkorngröße beträgt ca. 40 bis 120 µm. Es treten relativ große Mischcarbide vom Typ M₇C₃ oder M₂₃C₆ auf, deren Hauptbestandteil Cr ist [Böhmert-03, S. 15].

Härtmessungen

Die Makrohärte wurde in [Böhmert-95] untersucht. Das gewalzte 3JRQ57 zeigt einen starken Härtegradienten, der innerhalb des ersten Wanddickenviertels am stärksten ausgeprägt ist. Die Härte sinkt wannenförmig von 223 HV10 in Randnähe (5,3% relative Tiefenlage) auf 214 HV10 bei 13% relativer Tiefenlage, um in der Wandmitte auf



einem Plateau von 205 HV10 einzumünden [s. Tab. 5.1.4 in Böhmert-95]. Keine klare Tiefenlagetendenz lassen die Härtemesswerte von JFL erkennen, s. [Tab. 5.1.5 in Böhmert-95]. Die Härte von JFL beträgt über die gesamte Wanddicke gemittelt 204 HV10. Auch bei KAB-B lässt sich keine klare Tiefenabhängigkeit der Härte ableiten [Tab. 5.1.1. in Böhmert-95]. Die Härte HV10 schwankt bei KAB-B zwischen 187 HV10 und 206 HV10 und beträgt im Mittel 194 HV10.

Bild 4.1.10 zeigt den Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die Härte der drei Werkstoffe. Im unbestrahlten Zustand haben sie vergleichbare Härtewerte (im Bereich von 210 HV10). Die zunehmende Fluenz bewirkt bei allen drei Stählen grundsätzlich eine monotone Härtesteigerung. Am ausgeprägtesten nimmt die Härte bei 3JRQ57 zu, gefolgt von KAB.

4.2 Zugversuche

Die Zielstellungen der Zugversuche war die Ermittlung

- des Verlaufes der Festigkeitseigenschaften über die Wanddicke,
- der Temperaturabhängigkeit der Dehngrenze und Zugfestigkeit im Bereich $\frac{1}{4}$ bis $\frac{3}{4}$ der Wanddicke und
- der bestrahlungsinduzierten Verfestigung und
- des Ausheil-effektes

der untersuchten RDB-Stahlblöcke. Diese Daten werden zur Charakterisierung des Bestrahlungsverhaltens und zur Ermittlung der bruchmechanischen Kennwerte benötigt.

IAEA-Referenz-RDB-Stahl 3JRQ57

In Bild 4.2.1 und Tabelle 4.2.1 ist der Verlauf der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze, der Zugfestigkeit R_m und der Brucheinschnürung Z über die Wanddicke des Blockes 3JRQ57 dargestellt. Beide Festigkeitskennwerte fallen vom Rand bis ca. $\frac{1}{4}$ der Wanddicke ab und sind im Bereich der Mittellagen, zwischen $\frac{1}{4}$ und $\frac{3}{4}$ der Wanddicke, nahezu konstant. Die Bruchdehnung A_5 lässt auch auf Grund der großen Messunsicherheiten bei der geprüften Probengeometrie (Abschn. 3.4.2) keine klare Tendenz erkennen, was frühere Untersuchungen bestätigen [Böhmert-95, S. 16]. Der im Vergleich zu den anderen Stählen große Eigenschaftsgradient über die Wandstärke spiegelt das variierende Gefüge wieder, welches auf Grund der Abkühlbedingungen und der Herstelltechnologie (Walzprozess) zur Wandmitte hin heterogener und grobkörniger ist als bei den anderen Stählen.

Bild 4.2.2 und Tabelle 4.2.2 zeigen die Temperaturabhängigkeit der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze für den Block 3JRQ11. Am FZD [Löwe-04] wurden Zugversuche zwischen -100°C und $+120^\circ\text{C}$ durchgeführt und mit IAEA-Ergebnissen verglichen. In koordinierten Forschungsprogrammen der IAEA [IAEA1230-01] wurde der RDB-Stahl JRQ eingehend charakterisiert und folgende Temperaturabhängigkeit. von $R_{p0,2}$ bestimmt:

$$R_{p0,2}(T) = 4 \times 10^{-8} T^4 - 2 \times 10^{-5} T^3 + 0,0036 T^2 - 0,543 T + 490,29 \quad (37)$$

($R_{p0,2}$ in MPa, T in $^\circ\text{C}$).

Es zeigt sich, dass die FZD-Ergebnisse am Block 3JRQ11 um maximal 4% von der IAEA-Gleichung abweichen. Ist generell die Temperaturabhängigkeit der Dehngren-



ze eines Werkstoffes unbekannt, wurde von Wallin die „TWI“-Gleichung zur Abschätzung vorgeschlagen [BS7910:1999]:

$$R_{p0,2}(T) = R_{p0,2}(T = 21^\circ\text{C}) + \frac{55555 \text{ MPa}}{273 + T (\text{°C})} - 189 \text{ MPa}. \quad (38)$$

Bild 4.2.2 zeigt, dass diese TWI-Gleichung für den Stahl 3JRQ57 nicht anwendbar ist, denn für Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur wird $R_{p0,2}$ überschätzt und bei höheren Temperaturen unterschätzt.

Infolge der Neutronenbestrahlung verfestigt der Stahl 3JRQ57. Die Festigkeitskennwerte, d.h. die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze und die Zugfestigkeit R_m , zeigen den stärksten Anstieg bis zur niedrigen Fluenz, im Weiteren verläuft der Anstieg flacher und erhöht sich um maximal 359 bzw. 287 MPa (Bild 4.2.3 und Tabelle 4.2.3). Die Dehnungskennwerte (Bruchdehnung A_5 und Brucheinschnürung Z) sinken mit zunehmender Fluenz ab. So fällt A_5 von 21% auf ca. 16% und Z von 73% auf ca. 50% (Tabelle 4.2.3). Das vermeintliche Ansteigen der Bruchdehnung vom mittel zum hoch bestrahlten Zustand lässt sich auf die stark fehlerbehaftete Ermittlung zurückführen, bei der die Bruchstücke in der heißen Zelle mittels Manipulatoren zusammengefügt werden. Auch die Genauigkeit der Brucheinschnürungsmessung ist durch den geringen Probendurchmesser von 3 mm begrenzt. Die Ausheilung bei 475°C/100h bewirkt einen Rückgang der Festigkeitskennwerte nahezu auf die Werte des unbestrahlten Ausgangszustandes (Bild 4.2.3 und Tabelle 4.2.3).

IAEA-RDB-Stahl 1JFL11

Beim RDB-Stahl 1JFL11 variieren die Zugversuchskennwerte kaum über die Wanddicke, Bild 4.2.5 und Tabelle 4.2.4. Die Temperaturabhängigkeit der Dehngrenze wird bei 1JFL11 durch zwei verschiedene Formeln beschrieben (Bild 4.2.6 und Tabelle 4.2.5). Am FZD wurden Zugversuche am Block 1JRQ41 zwischen -135°C und Raumtemperatur durchgeführt [Löwe-04] und die Messergebnisse mit einem quadratischen Polynom beschrieben:

$$R_{p0,2}(T) = 0,0056T^2 - 0,3269T + 478,93 \quad R^2 = 0,984 \quad (39)$$

(gültig zwischen -135°C ... T ... +22°C).

Wie Bild 4.2.6 zeigt, ist Gleichung (39) nur bis Raumtemperatur anwendbar. Bei höheren Temperaturen wird $R_{p0,2}$ überschätzt. Aus diesem Grund findet beim Werkstoff 1JFL11 eine Fallunterscheidung zur Beschreibung von $R_{p0,2}(T)$ statt. Bei Prüftemperaturen unterhalb der Raumtemperatur wird das FZD-Polynom (39) verwendet und für höhere Prüftemperaturen die TWI-Gleichung (38), Bild 4.2.6.

Der Bestrahlungseinfluss auf die Festigkeitseigenschaften von 1JFL11 ähnelt in der Tendenz dem von 3JRQ57, er bewirkt jedoch eine deutlich geringere Festigkeitssteigerung, Tab. 4.2.6 und Bild 4.2.7. Auch hier tritt die größte Erhöhung von $R_{p0,2}$ und R_m sowie die Abnahme der Bruchdehnung A bzw. Brucheinschnürung Z bis zur niedrigen Fluenz auf. Bis zur mittleren und hohen Fluenz setzt sich die Verfestigung in geringerem Maße fort.

Eine Ausheilbehandlung 475°C/100 hat einen gleichermaßen positiven Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften wie bei 3JRQ57. Die Kennwerte der ausgeheilten Zu-

| | | |
|--|--|---|
| | <p align="center">BMW Forschungsvorhaben 1501277</p> <p align="center">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p align="right">Abschlussbericht</p> <p align="right">Seite 44</p> |
|--|--|---|

stände sind mit denen des unbestrahlten Zustandes vergleichbar, Tab 4.2.6, Bild 4.2.7.

WWER-440 Grundwerkstoff KAB-B

Beim Material KAB-B verlaufen die Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m über die Wanddicke tendenziell ähnlich wannenförmig wie beim RDB-Stahl 3JRQ57, jedoch in abgeschwächter Form, Tabelle 4.2.7 [Böhmer-95, Tab. 5.1.1]. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ sinkt von 543 MPa am Randbereich auf 499 MPa in der Wandmitte ab, während die Zugfestigkeit R_m von 653 MPa im randnahen Bereich auf 610 MPa in der Wandmitte abnimmt. Die Bruchdehnung A bleibt unverändert.

Beim Material KAB-B wurden auf Grund des begrenzten Probenmaterials nur Zugversuche bei Raumtemperatur durchgeführt, so dass keine Temperaturabhängigkeit $R_{p0,2}(T)$, sondern nur der Bestrahlungs- bzw. Ausheilungseinfluss auf die Zugversuchskennwerte ermittelt wurden, Tab. 4.2.8. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ wurde direkt, ohne Temperaturkorrektur, zur Auswertung der bruchmechanischen Proben verwendet.

Der Verlauf der Dehngrenze über die Fluenz ist in Bild 4.2.8. dargestellt. Bei der Interpretation dieses Bildes ist zu beachten, dass die Zugproben der niedrigen Fluenzen im Rossendorfer Forschungsreaktor (RFR) bestrahlt wurden. Im Vergleich zu den Bestrahlungsexperimenten im WWER-2 sind die Proben im RFR bei einer niedrigeren mittleren Kühlmitteltemperatur (55°C statt 255°C) und einer zehnfach höheren Flussdichte bestrahlt worden. Die höhere Flussdichte schädigt die Stahlmatrix stärker, während die Selbstaushilungsprozesse (Leerstellenannihilation infolge Diffusion und Rekombination von Leerstellen) bei 55°C im Vergleich zu 255°C mit verminderter Triebkraft ablaufen. Diese nicht abgebaute Bestrahlungsverfestigung erklärt, warum in Bild 4.2.8 die Kennwerte der mittleren Fluenz (RFR) über denen der hohen Fluenz (WWER-2) liegen.

Eine 100-stündige Ausheilbehandlung bei 475°C senkt $R_{p0,2}$ und R_m nahezu wieder auf das unbestrahlte Ausgangsniveau ab, Bild 4.2.8. Bei KAB-B wurde nur der Ausheilungseinfluss beim mittel bestrahlten Zustand untersucht (Fluenz $19,19 \cdot 10^{18}$ n/cm², $E > 1$ MeV, Bestrahlungstemperatur 55°C).

Bewertung des Bestrahlungs- und Ausheilungsverhaltens

Bild 4.2.9 zeigt die Bestrahlungsempfindlichkeit der drei Werkstoffe an Hand der Verschiebung der Dehngrenze $\Delta R_{p0,2}$. Wie erwartet ist 3JRQ57 wesentlich bestrahlungsempfindlicher als 1JFL11 und KAB-B. Schon bei niedrigen Fluenzen erhöht sich die Dehngrenze von 3JRQ57 sehr stark. Den tendenziell gleichen Verlauf zeigt die Zugfestigkeit R_m bzw. ΔR_m (Tabellen 4.2.3, 4.2.6 und 4.2.8). Eine 100-stündige Ausheilbehandlung bei 475°C senkt bei allen drei RDB-Stählen $R_{p0,2}$ und R_m nahezu wieder auf das unbestrahlte Ausgangsniveau ab, und zwar unabhängig vom Bestrahlungsniveau, Bild 4.2.3, Bild 4.2.7 und Bild 4.2.8.

Herleitung der Formeln für $R_{p0,2} = R_{p0,2}(T, \Phi, \text{Ausheilung})$

Für die Auswertung der bruchmechanischen Versuche muss die Dehngrenze bei Prüftemperatur bekannt sein. Für alle drei Werkstoffe wurden Zugversuche für die bestrahlten und ausgeheilten Zustände wegen des begrenzten Probenmaterials nur bei Raumtemperatur durchgeführt. Die bestrahlungsbedingte Verschiebung $\Delta R_{p0,2}$ (3JRQ57 s. Tabelle 4.2.3 und Bild 4.2.3; 1JFL11 s. Tabelle 4.2.6 und Bild 4.2.7) wur-



de als Absolutglied zu den folgenden $R_{p0,2}(T)$ -Gleichungen der IAEA-RDB-Stähle addiert:

- 3JRQ57: IAEA-Gleichung (37), blaue Kurve in Bild 4.2.4,
- 1JFL11: FZD-Polynom (39) bzw. TWI-Gleichung (38), Bild 4.2.6

Somit ergibt die Addition dieses Absolutgliedes $\Delta R_{p0,2}$ zur $R_{p0,2}(T)$ -Kurve eine Funktion, welche die Prüftemperatur, Bestrahlung und Ausheilung enthält. Als Beispiel ist die $R_{p0,2}(T, \text{Fluenz, Ausheilung})$ -Gleichung von 3JRQ57 in Bild 4.2.4 dargestellt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurden im Bild die ausgeheilten Zustände weggelassen, da sie sich nur unwesentlich vom unbestrahlten Zustand unterscheiden.

Weil für KAB-B keine $R_{p0,2}(T)$ -Formel existiert, wurde ersatzweise die bei Raumtemperatur ermittelte $R_{p0,2}$ (Fluenz, Ausheilung) verwendet, Tab. 4.2.8 und Bild 4.2.8.

4.3 Charpy-V-Tests

Die Zielstellung der Charpy-V-Tests war die Ermittlung der durch die Bestrahlung verursachten Veränderung der Schlagzähigkeitseigenschaften, wie Hochlagezähigkeit und Übergangstemperatur bei einer Kerbschlagarbeit von 28J bzw 41J.

Die Tabellen 4.3.1 bis 4.3.3 enthalten die ermittelten Übergangstemperaturen, Hochlageenergien und Fit-Parameter der 3 untersuchten RDB-Stähle im unbestrahlten und bestrahlten Zustand. Die Einzelergebnisse der Charpytests sind für 3JRQ57 in den Tabellen 4.3.4 und 4.3.5, für 1JFL11 in den Tabellen 4.3.6 und 4.3.7 und für KAB-B in Tabelle 4.3.8 zusammengefasst. Die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven sind in den Bildern 4.3.1 bis 4.3.3 dargestellt.

Wie erwartet verschlechtern sich durch die Neutronenbestrahlung die Schlagzähigkeitseigenschaften der untersuchten RDB-Stähle. Die Übergangstemperaturen werden zu höheren Temperaturen verschoben (Bild 4.3.4) und die Hochlageenergien (Bild 4.3.5) abgesenkt.

IAEA-Referenz-RDB-Stahl 3JRQ57

Die im unbestrahlten Zustand gemessenen Ergebnisse decken sich mit den Literaturangaben. Am unbestrahlten Stahl 3JRQ57 (Tabelle 4.3.1) wurde in 1/4T-Wanddicke eine 41J-Übergangstemperatur von $T_{41J} = -13,2^\circ\text{C}$ bestimmt. In koordinierten Forschungsprogrammen der IAEA wurde


- $T_{41J} = -15,9 \pm 8,2^\circ\text{C}$ (Charge 3JRQ in 1/4 T, CRP-3)
- $T_{41J} = -23,6 \pm 5,7^\circ\text{C}$ (Charge 5JRQ, CRP-4), bzw.
- $T_{41J} = -20,0 \pm 11,4^\circ\text{C}$ (Charge 6JRQ, CRP-5)

bestimmt [IAEA1435-05, Tabelle 10.1].

Am IWM Freiburg wurde $T_{41J} = -23^\circ\text{C}$ an 6JRQ43 ermittelt [IWM-05, Bild 10.2].

Wie bereits beim statischen Zugversuch beobachtet, verschlechtern sich beim RDB-Stahl 3JRQ57 die im Charpy-V-Test ermittelten Parameter am stärksten. Schon bei Fluenzen von $7 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) sinkt die Hochlagezähigkeit des 3JRQ57 stark ab, Bild 4.3.5. Die Übergangstemperaturen T_{28J} und T_{41J} verschieben sich stark, Bild 4.3.1 und Tab. 4.3.1. Nach [Kalkhof-03] gilt für den Werkstoff 3JRQ57 bis Fluenzen von $50 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) folgende Bestrahlungsabhängigkeit:

$$\Delta T_{41J} = 50 \Phi^{0,35} \quad (10 \dots \Phi \dots 50 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2, \Delta T \text{ in } ^\circ\text{C}). \quad (40)$$

| | | |
|--|---|---|
|  | <p style="text-align: center;">BMWi Forschungsvorhaben 1501277</p> <p style="text-align: center;">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p style="text-align: right;">Abschlussbericht</p> <p style="text-align: right;">Seite 46</p> |
|--|---|---|

Wie Bild 4.3.4 zeigt, beschreibt diese Gleichung das Bestrahlungsverhalten der am FZD geprüften 3JRQ57-Proben konservativ. Zu erwarten wäre das Gegenteil, denn Gl. (40) wurde für eine Bestrahlungstemperatur von 290°C erstellt, die am FZD geprüften Charpyproben wurden hingegen bei 255°C bestrahlt. Bei 255°C ist der Bestrahlungseffekt größer als bei 290°C, was bei gleicher Fluenz größere Verschiebungen der Übergangstemperatur ΔT_{xxJ} erwarten lässt.

IAEA-RDB-Stahl 1JFL11

Der RDB-Stahl 1JFL11 ist im Vergleich zu 3JRQ57 weit weniger empfindlich gegenüber Bestrahlung, Bild 4.3.2 bzw. Tabelle 4.3.2. Die Übergangstemperaturen T_{28J} und T_{41J} verschieben sich moderat (Bild 4.3.4). Die Hochlagezähigkeit sinkt bis zum mittleren Bestrahlungszustand nur geringfügig ab und verbleibt auch bei weiterer Fluenzsteigerung bis $86,7 \cdot 10^{18}$ n/cm² auf anhaltend hohem Niveau (Bild 4.3.5).

WWER-440 Grundwerkstoff KAB-B

Bild 4.3.3 bzw. Tab. 4.3.3. zeigt die im Charpy-V-Test gemessene Versprödung des RDB-Stahles KAB-B. Die Charpy-V-Parameter verändern sich durch die Bestrahlung nicht so stark wie beim 3JRQ57, vgl. Bild 4.3.1. Von den bestrahlungsbedingten Änderungen im Schlagzähigkeitsverhalten her liegt KAB-B zwischen 3JRQ57 und 1JFL11: Bild 4.3.4 zeigt die bestrahlungsinduzierte Verschiebung der 41J-Übergangstemperatur T_{41J} , Bild 4.3.5 die Verschiebung der Hochlagezähigkeit. In diesen Bildern zeigt sich außerdem, dass die Charpy-V-Parameter des unbestrahlten Zustandes von KAB-B durch angewendete Ausheilbehandlung (475°C/100h) fast vollständig wieder hergestellt werden.

Alle Werkstoffe

Bei sehr hohen Fluenzen kann mit dem tanh-Fitansatz der untere Übergangsbereich teilweise nicht gut beschrieben werden. Das ist problematisch für die Bestimmung des Kennwertes T_{28J} , aber auch T_{41J} . Bei den am FZD untersuchten Stählen beschreibt der tanh-Fit den spröde-duktilen Übergang der Stähle 1JFL11 und KAB-B gut (Bild 4.3.2 und 4.3.3), nicht aber beim 3JRQ57 im mittel und hoch bestrahlten Zustand, Bild 4.3.1. Die Ursache liegt im starken Verfestigen des Stahls 3JRQ57 bei hoher Bestrahlung, Tabelle 4.2.3 und Bild 4.2.3. Die Tieflagenenergie erhöht sich, was mit dem tanh-Fit nur ungenügend modelliert werden kann. Weit weniger Einfluss auf die Qualität des tanh-Fits hat die starke Abnahme der Hochlageenergie, wie sich am KAB-B zeigt, Bild 4.3.3. Seine Messdaten lassen sich im mittel bestrahlten Zustand sehr gut durch den tanh-Fit beschreiben. Die Hochlagenenergie des Stahles 3JRQ57 liegt im hoch bestrahlten Zustand bei 111J und wird erst oberhalb 250°C erreicht. Prüftemperaturen oberhalb der Bestrahlungstemperatur sind problematisch, da das Ergebnis durch bereits ablaufende Ausheilvorgänge beeinflusst werden kann. Aus diesem Grund wurde die Prüftemperatur bei 3JRQ57 auf 300°C begrenzt. Die Kraft-Durchbiegungs-Diagramme und die Bruchflächen der ab 250°C geprüften Proben waren charakteristisch für einen voll duktilen Bruch.

4.4 Risswiderstandskurven

Das Risswiderstandsverhalten im duktilen Bereich wurde an SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie (Abschnitt 3.4.4) der RDB-Stähle 3JRQ57 und 1JFL11 im unbestrahlten, mittel und hoch bestrahlten (Fluenzen ca. 50 bzw. $95 \cdot 10^{18}$ n/cm², $E > 1\text{MeV}$) Zu-



stand untersucht. Die Kennwerte aller Risswiderstandskurven sind in Tabelle 4.4.1 zusammengefasst, während die zugehörigen Einzelmesswerte in Tabelle 4.4.2 (3JRQ57) und Tabelle 4.4.3 (1JFL11) aufgeführt sind. Die einzelnen R-Kurven sind in Bild 4.4.1 bis Bild 4.4.9 für 3JRQ57 bzw. in Bild 4.4.11 bis 4.4.18 für 1JFL11 zu sehen. In den Bildern 4.4.10 und 4.4.19 sind sämtliche R-Kurven von 3JRQ57 bzw. 1JFL11 zusammengefasst. Ausgewählte fraktografische Abbildungen sind in Bild 4.4.20 bis Bild 4.4.25 zu finden.

Eine normgerechte Ermittlung des Kennwertes J_{IC} nach ASTM E1820 war mit SE(B)-Proben der Charpy-Geometrie nicht möglich. Ersatzweise wurde der technische Rissinitiierungskennwert $J_{0,2}$ nach [GKSS-02] bestimmt.

Generell verlaufen die Risswiderstandskurven von 3JRQ57 (Bild 4.4.10) flacher als bei 1JFL11 (Bild 4.4.19), weil 1JFL11 ein ausgeprägteres Blunting und höhere Verfestigung aufweist. Die unterschiedliche Prüftemperatur (220°C bei 3JRQ57, 100°C bei 1JFL11) scheidet als primäre Ursache für die unterschiedliche Steilheit der R-Kurven beider Stähle aus, denn bei beiden Werkstoffen wurde die Prüftemperatur so gewählt, dass sie im Bereich der Zähigkeitshochlage der Charpy-V-Tests liegt.

Bei 3JRQ57 ist ein moderater Einfluss der Bestrahlung auf den Widerstand gegen duktile Rissinitiierung (Neigung der R-Kurve) zu erkennen. Wie Bild 4.4.10 zeigt, verlaufen die R-Kurven der bestrahlten Zustände flacher als beim unbestrahlten Material. Deutlich sichtbar wird das aber erst ab ca. 0,5 mm Risswachstum. Das nach ASTM E1820-06 mit dem Anstieg der Bluntingline ermittelte J_Q ($J_{0,2BL}$) sinkt von 242 N/mm (unbestrahlt) auf 158 N/mm² (mittel bestrahlt), Tab. 4.4.1. Eine weitere Fluenzverdopplung von ca. 50 auf ca. $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV, hoch bestrahlt) verändert den Rissinitiierungskennwert kaum noch, $J_Q = 149$ N/mm². Der technische Rissinitiierungskennwert $J_{0,2}$ nach [GKSS-02] hingegen bleibt für alle drei Zustände unverändert: 124 N/mm (unbestrahlt), 127 N/mm (mittel bestrahlt) und 126 N/mm (hoch bestrahlt).

Bei 1JFL11 sinkt J_Q ($J_{0,2BL}$) vom unbestrahlten auf den mittel bestrahlten Zustand nur wenig, und die weitere Fluenzverdopplung auf ca. $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² (hoch bestrahlt) hat überhaupt keinen Einfluss: 295 N/mm (unbestrahlt), 272 N/mm (mittel bestrahlt) und 272 N/mm (hoch bestrahlt). Wie bei 3JRQ57 bleibt auch bei 1JFL11 der technische Rissinitiierungskennwert $J_{0,2}$ nach [GKSS-02] unbeeinflusst von der Fluenz: 157 N/mm (unbestrahlt), 157 N/mm (mittel bestrahlt) und 158 N/mm (hoch bestrahlt).

Der physikalische Kennwert $J_{i,SZB}$ konnte nicht ermittelt werden, da an den Proben keine Stretchzonen nachweisbar waren.

Fraktografie-Auswertung

Die Bilder 4.4.20 bis 4.4.25 zeigen repräsentative fraktografische Aufnahmen der Bruchflächen. Die Bilder 4.4.20 und 4.4.21 zeigen die Bruchfläche der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L2 als Übersichtsaufnahme bzw. die Details des Übergangsbereichs zwischen Ermüdungsanriss und stabilem Rissfortschritt. Die Bilder 4.4.22 bis 4.4.23 zeigen das gleiche für unbestrahlten 1JFL11, und die Bilder 4.4.24 bis 4.4.25 für hoch bestrahlten 3JRQ57. In der Übersichtsaufnahme sind Ermüdungsriss, stabile Rissausbreitung und Restbruch erkennbar, Bild 4.4.20 (unbestrahlte 3JRQ57-Probe L2). Bei 400-facher Vergrößerung (Bild 4.4.21, unbestrahlte 3JRQ57-Probe L2) sind zwischen Ermüdungsriss und stabiler Rissausbreitung teilweise Stretchzonenberei-



che (rot markiert) erkennbar. Typisch für sämtliche untersuchte Proben bzw. Replika war, dass die Stretchzone nie durchgängig entlang der gesamten Rissfront nachweisbar war, sondern nur abschnittsweise. Bild 4.4.21 zeigt die typischen Erscheinungen bei der Stretchzonenbestimmung der untersuchten Proben bzw. Replika:

- Der Übergang von Ermüdungsrissfront zu stabiler Rissausbreitung ist nicht klar voneinander abgrenzbar,
- Der Übergang von der Rissabstumpfung zum stabilen Rissfortschritt ist stark zerklüftet, fächert gelegentlich auf bzw. es bilden sich Dächer.

An den unbestrahlten Proben von 3JRQ57 (L1 bis L3) konnten keine Rissinitierungspunkte nachgewiesen werden.

Die Bilder 4.4.22 und 4.4.23 zeigen die Übersichtsaufnahme bzw. die abschnittsweise vergrößerte Darstellung der gesamten Rissfront von unbestrahltem 1JFL11 (Probe JFL-U-1). Speziell Bild 4.4.23 zeigt, dass sich hier - genau wie bei allen anderen Risswiderstandsproben - bei der fraktografischen Untersuchung im REM keine normgerecht auswertbare, durchgängige Stretchzone ermitteln lässt, so dass kein physikalischer Kennwert $J_{i,SZB}$ gemäß [ISO12135-02] bestimmt werden kann. Der Ermüdungsriss geht nahtlos in duktilen Rissfortschritt über. Bild 4.4.23 weist als Besonderheit eine gelegentliche Auffächerung der Rissebene in zueinander parallele Rissebenen auf.

Die mittel und hoch bestrahlten Proben weisen ein Bruchaussehen wie beim unbestrahlten Zustand auf. Exemplarisch gezeigt wird die Probe 924 des hoch bestrahlten RDB-Stahls 3JRQ57, in Bild 4.4.24 als Übersichtsaufnahme und in Bild 4.4.25 eine Detailaufnahme des Übergangsbereichs zwischen Ermüdungsanriss und stabilem Rissfortschritt. Auch hier lässt sich kein eindeutiger Rissinitierungspunkt zuordnen und ebensowenig eine Stretchzone bestimmen. In Bild 4.4.24 sind einzelne unerwünschte Blasen zu erkennen, die sich beim Replizieren nicht vermeiden lassen.

4.5 Master Curve-Versuche

Tabelle 4.5.1 enthält für alle drei RDB-Stähle die Referenztemperaturen T_0 berechnet nach ASTM [E1921-05] und die nach alternativen Auswertekonzepten berechneten Referenztemperaturen. Dies sind die MC-Auswertung der SINTAP-Prozedur (Stufe 2 bzw. Stufe 3) und die nach der Maximum Likelihood-Methode (MML) ausgewerteten T_0 bei einer angenommenen multimodalen Verteilung der Bruchzähigkeitswerte. Außerdem wird der Wert Ω und die T_0^{UC} des Unified Curve-Konzeptes aufgeführt. In Tabelle 4.5.2 sind die Anzahl der Datenpunkte aller MC-Ergebnisse aufgeführt, die unterhalb der 2%- bzw. 5%-Perzentile nach ASTM [E1921-05] liegen. Die Einzelergebnisse der MC-Versuche sind für 3JRQ57 in Tab. 4.5.3, für 1JFL11 in Tab. 4.5.4 und für KAB-B in Tab. 4.5.5 zusammengefasst.

In den Bildern der Master Curve Auswertung ist jeweils das Gültigkeitsfenster nach ASTM [E1921-05] als gestrichelte Linie eingezeichnet. In den Bildern 4.5.1 bis 4.5.10 sind die MC-Ergebnisse des Stahls 3JRQ57 dargestellt, in den Bildern 4.5.11 bis 4.5.23 für den Stahl 1JFL11, in den Bildern 4.5.24 bis 4.5.30 für den Stahl KAB-B, und eine Zusammenfassung aller drei Stähle in Bild 4.5.31. Die Ergebnisse der Anwendung des Unified Curve-Konzeptes auf die hoch bestrahlten Zustände der drei un-



tersuchten RDB-Stähle befinden sich in den Bildern 4.5.32 bis 4.5.34. Fraktografische Abbildungen folgen in den Bildern 4.5.35 bis 4.5.38.

IAEA-Referenz-RDB-Stahl 3JRQ57

Die Bilder 4.5.1 bis 4.5.7 zeigen die einzelnen Standard-MC- bzw. MML-Auswertungen. Bild 4.5.8 fasst alle $K_{Jc(1T)}$ -Werte auf $T-T_0$ normiert in einer MC zusammen. In Bild 4.5.9 werden die nicht auf 1T (25,4 mm) umgerechneten K_{Jc} -Werte mit der nach Gl. (31) mit $RT_{T_0}=T_0-19,4K$ justierten ASME $K_{Jc}-RT_{T_0}$ -Grenzkurve nach Gl. (32) verglichen. Bild 4.5.10 zeigt die Fluenz- und ausheilungsbedingte Verschiebung ΔT_0 .


Die für den unbestrahlten Zustand des Blockes 3JRQ57 ermittelte Referenztemperatur $T_0=-65,5^\circ C$, Bild 4.5.1, deckt sich mit den Ergebnissen der Coordinated Research Projects (CRP) 3 bis 5 der IAEA. Dort wurde für 3JRQ eine mittlere T_0 von $-56^\circ C$ bestimmt, für 5JRQ $T_0=-71^\circ C$ und für 6JRQ $T_0=-66^\circ C$ [IAEA1435-05, Tabelle 10.2]. Das IWM Freiburg ermittelte T_0 an SE(B)-Proben in $\frac{3}{4}$ t-Tiefenlage mit $-58,9^\circ C$ [IWM-05, Bild 4.7] bzw. als Gesamtheit aller Proben $T_0=-65,4^\circ C$ [IWM-05, Bild 4.1].

Wie in den Zugversuchen, Härtemessungen und Charpy-V-Tests zeigt sich 3JRQ57 auch im Master Curve-Test als bestahlungsempfindlicher RDB-Werkstoff, Bild 4.5.10 und Tab. 4.5.1. Mit zunehmender Fluenz erhöht sich die Referenztemperatur T_0 monoton, aber nicht gleichförmig stark. Schon eine verhältnismäßig niedrige Bestrahlung hat eine starke Verschiebung von T_0 zur Folge. T_0 steigt von $-65,6^\circ C$ im unbestrahlten Zustand auf $+77,0^\circ C$ im niedrig bestrahlten Zustand (Fluenz $7,2 \cdot 10^{18} n/cm^2$, $E>1MeV$), was einer Verschiebung $\Delta T_0=143 K$ entspricht. Im mittleren und hoch bestrahlten Zustand erreicht $T_0 +123,6^\circ C$ ($54,9 \cdot 10^{18} n/cm^2$, $E>1MeV$) bzw. $+164,2^\circ C$ ($98,2 \cdot 10^{18} n/cm^2$, $E>1MeV$). Dieses Bestrahlungsverhalten entspricht generell der in Vorhersageformeln Gl. (42) und (43) prognostizierten Fluenzabhängigkeit. Die Verschiebung von T_0 (Bild 4.5.10) korrespondiert mit der Volumenzunahme der Bestrahlungsdefekte aus SANS-Messungen (Bild 2.1.3).

Eine Ausheilbehandlung von $475^\circ C/100h$ senkt T_0 wieder bis auf das Ausgangsniveau ab, und zwar unabhängig vom erreichten Bestrahlungsniveau, Bild 4.5.10 bzw. Tab. 4.5.1.

Die MC bzw. die MML-Auswertung beschreibt das Bruchzähigkeits-Temperaturverhalten dieses Stahles in allen Bestrahlungs- und Ausheilzuständen gut, Bilder 4.5.1 bis 4.5.8 bzw. alle zusammen in Bild 4.5.9. Speziell im hoch bestrahlten Zustand mit der zehnfachen EOL-Fluenz für deutsche KKW's wurden K_{Jc} -Werte in einem weiten Temperaturbereich ermittelt, der über $T_0 -50 K$ hinausgeht, und dennoch folgen die K_{Jc} -Werte der MC im gesamten Temperaturbereich sehr gut, Bild 4.5.4. Die geringe Streuung lässt sich mit der versprödeten Matrix erklären, in der schon kleinste Fehlstellen als Rissinitiierungspunkte wirken.

Wie die Bilder 4.5.1 bis 4.5.7 belegen, ist die Standard-MC-Analyse nach ASTM E1921-05 anwendbar, obwohl der Werkstoff 3JRQ57 mit seinen netzförmigen Bereichen aus unterem Bainit bzw. Martensit ein makroskopisch inhomogenes Gefüge hat (Kapitel 4.1) und besonders bestahlungsempfindlich ist. Die Ergebnisse der SINTAP-Analyse-Stufen 2 und 3 lassen i. A. keine Rückschlüsse auf außergewöhnliches Bruchverhalten zu, Tab 4.5.1. Lediglich bei mittel bestrahltem 3JRQ57 liegen bei der Standard-MC (Bild 4.5.3) 4 von 17 Proben unterhalb der 5%-MC, davon so-

| | | |
|--|--|------------------------------|
|  | BMW Forschungsvorhaben 1501277 "Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle" | Abschlussbericht Seite 50 |
|--|--|------------------------------|

gar 3 unterhalb der 2%-MC. Die 2%-MC ist mit der RT_{T_0} -justierten ASME- K_{IC} -Kurve vergleichbar [Wallin-99]. Die Standard-MC-Auswertung ergibt $T_0=123\pm 5^\circ\text{C}$ (Bild 4.5.3), die MML-Methode $T_0^{MM}=130\pm 25^\circ\text{C}$ (Bild 4.5.4). Die beiden Referenztemperaturen liegen nahe beieinander, aber das Streuband der T_0^{MM} ist wesentlich breiter. Datensätze mit einer solch großen Streuung lassen sich mittels SINTAP-Auswertung konservativ beschreiben, $T_K=137,8^\circ\text{C}$. Aussagen zu Ausreißern, die unterhalb der 5%- bzw. 2%-MC-Perzentilen liegen, werden für alle Werkstoffe am Ende des Kapitels ausführlich diskutiert.

Die statistische Natur des Sprödbruchs zeigt sich insbesondere bei einer Prüftemperatur von 100°C . Im mittel bestrahlten Zustand wurden aus den Bruchhälften der Probe mit der Originalnummer 990 zwei neue Verbundproben gefertigt. Die drei Proben brachen bei $K_{Jc(1T)} = 103 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Probe 990), $76 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bzw. $96 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Verbundproben), Bild 4.5.3. Wie das Bild zeigt, liegen die Messwerte zwischen der 50%-MC und der 95%-MC. Eine weitere Kompaktprobe, die ebenfalls bei 100°C geprüft wurde, brach bei $K_{Jc(1T)} = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dieser Wert liegt knapp oberhalb der 5%-MC.

IAEA-RDB-Stahl 1JFL11

Die MC bzw. die MML-Auswertung beschreibt das Bruchzähigkeits-Temperaturverhalten dieses Stahles in allen Bestrahlungs- und Ausheilzuständen unterschiedlich gut, Standard-MC- und MML-Auswertungen in den Bildern 4.5.11 bis 4.5.20 bzw. alle $K_{Jc(1T)}$ -Werte zusammen auf $T-T_0$ normiert in Bild 4.5.21. Die nicht auf 1T (25,4 mm) umgerechneten K_{Jc} -Werte sind zusammen mit der nach Gl. (31) mit $RT_{T_0}=T_0-19,4\text{K}$ justierten ASME K_{IC} - RT_{T_0} -Grenzkurve nach Gl. (32) in Bild 4.5.22 dargestellt. Bild 4.5.23 zeigt den Einfluss der Fluenz und Ausheilbehandlung auf ΔT_0 .

Unbestrahlter 1JFL11 lässt sich sehr gut mit der MC beschreiben, Bild 4.5.11, worunter sich auch Proben befinden, die oberhalb von $T_0+50 \text{ K}$ geprüft wurden. Die Referenztemperatur wurde mit $T_0=-105,8\pm 5^\circ\text{C}$ ermittelt, Bild 4.5.11 bzw. Tab. 4.5.1. Die MML-Auswertung dieses Datensatzes führt zu vergleichbaren Referenztemperaturen, aber naturgemäß zu größerer Streuung, Bild 4.5.12, $T_0^{MM} = -104\pm 8^\circ\text{C}$. Die SINTAP-Auswertungsstufe 2 ergibt $T_K = -94,2^\circ\text{C}$.

Im niedrig bestrahlten Zustand (Fluenz $6,5\cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E>1\text{MeV}$) steigt T_0 zunächst auf $-88,3^\circ\text{C}$, erhöht sich also nur um $\Delta T_0=17,5 \text{ K}$. Bei der SINTAP-Auswertung führt ein einzelner sehr niedriger K_{Jc} -Wert von $34,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei -110°C (Tabelle 4.5.4) zu einer um 64 K höheren T_K von -24°C (Tabelle 4.5.1, SINTAP Stufe 3).

Im mittel bestrahlten Zustand ($51,2\cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E>1\text{MeV}$) erreicht T_0 $-37,0^\circ\text{C}$ (Bild 4.5.14) und sinkt im weiteren Verlauf im hoch bestrahlten Zustand ($86,7\cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$) unerwarteterweise wieder auf $-45,0^\circ\text{C}$ ab (Bild 4.5.16). Die 1σ -Streubänder beider Referenztemperaturen betragen 4K , so dass sich die T_0 -Werte bei -41°C berühren, Tab. 4.5.1. Es ist daher zulässig, von einem Sättigungsbereich zu sprechen. Auf diesen nicht erwarteten T_0 -Verlauf von 1JFL11 wird später gesondert eingegangen.

Eine Ausheilbehandlung von $475^\circ\text{C}/100\text{h}$ senkt auch bei 1JFL11 T_0 fast wieder bis auf das Ausgangsniveau ab, und zwar unabhängig vom erreichten Bestrahlungsniveau, Bild 4.5.23 bzw. Tab. 4.5.1.

Die Ursachen für das unerwartete Absinken der T_0 von der mittleren zur hohen Fluenz wurden näher untersucht. Die ursprünglich nur jeweils 8 Proben umfassende Datenbasis ist in Nachversuchen mit Verbundproben auf 23 bzw. 22 Proben erweitert




worden, um einen Einfluss der vor der Bestrahlung durchgeführten Ermüdung auszuschließen. Das Einschwingen der Ermüdungsriss in die Proben erfolgte 1986, wobei die Belastungsbedingungen der ASTM E813-83 entsprachen und damit etwas höher liegen als bei ASTM E1921-05. Mit den zusätzlich geprüften Verbundproben wurden die mit kompakten Proben erhaltenen Ergebnisse bestätigt (Tabelle 4.5.4) und alle Proben in die MC-Auswertung einbezogen. Eine Probenverwechslung von mittel und hoch bestrahlten Zuständen konnte mittels Dosisleistungsmessung ausgeschlossen werden.

Obwohl beim Stahl 1JFL11 von einem homogenen Gefüge ausgegangen werden kann (Kap. 4.1), weist die MML-Auswertung die bestrahlten Zustände als inhomogen aus (Tabelle 4.5.1). Die multimodalen Kennwerte entsprechen tendenziell den Ergebnissen der Standard-MC-Auswertung (Bilder 4.5.14 bis 4.5.17). Die Referenztemperatur des mittel bestrahlten Zustands liegt auch hier über dem des hoch bestrahlten Zustands: $T_0^{MM} = -27 \pm 24 \text{ °C}$ (mittel bestrahlt) gegenüber $T_0^{MM} = -40 \pm 14 \text{ °C}$ (hoch bestrahlt). Die sehr große Streuung ist mit dem für die statistisch basierte multimodale MC-Analyse geringen Probenumfang erklärbar. 20 Proben stellen die absolut untere Grenze der Anwendbarkeit dar. In Tabelle 4.5.1 sind nur der Vollständigkeit halber auch die T_0^{MM} der anderen MC-Versuche mit teilweise nur 8 Proben angegeben. Wie man an den zugehörigen Standardabweichungen sieht, ist die multimodale MC-Auswertung bei solch geringen Probenumfängen nicht sinnvoll.

Als eine mögliche Erklärung für die im mittel und hoch bestrahlten Zustand ermittelten T_0 kann der sehr niedrige Kupfergehalt bei JFL angeführt werden, der zur generell niedrigen Bestrahlungsempfindlichkeit dieses RDB-Stahles führt. Schon bei geringen Fluenzen ist das Kupfer vollständig ausgeschieden und der Sättigungszustand erreicht. Eine weitere Bestrahlung über $50 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ hinaus wirkt kaum noch versprödhend, so dass die Referenztemperatur etwa gleich bleibt. Dies wird auch durch die in Bild 2.1.3 dargestellten SANS-Messungen bestätigt, welche für 1JFL11 nur eine geringe Volumenzunahme der Cluster über der Fluenz zeigen. Die Matrixhärtung und die Phosphorausscheidung entlang der Korngrenzen wirken weiterhin eigenschaftsändernd, haben aber bei dem hier vorliegenden niedrigen P-Gehalt einen geringeren Einfluss auf die Bruchzähigkeitseigenschaften.

Zusammenfassend zeigen die Werkstoffkenngrößen des RDB-Stahles 1JFL11 beim Übergang vom mittleren auf den hohen Bestrahlungszustand keinen einheitlichen Trend:

- Die Festigkeitskennwerte $R_{p0,2}$ und R_m des quasistatischen Zugversuchs steigen stetig weiter an, mit der gleichen Steigung wie beim Übergang von niedrig zum mittel bestrahlten Zustand (Bild 4.2.3).
- Die Härte HV10 steigt nochmals überdurchschnittlich (Bild 4.1.10).
- Im Charpy-V-Test erhöht sich die 41J-Übergangstemperatur T_{41J} moderat (Bild 4.3.4).
- Die Hochlagenzähigkeit des Charpy-Tests bleibt völlig unbeeinflusst auf hohem Niveau (Bild 4.3.5.).
- Die quasistatische Rissinitiierungszähigkeit ($J_{0,2BL}$, $J_{0,2}$) der mittel und hoch bestrahlten Zustände ist nahezu gleich.
- T_0 sinkt bei allen Auswerteverfahren (ASTM E1921, SINTAP, MML und Unified Curve) wieder ab.

| | | |
|--|--|------------------------------|
|  | BMW Forschungsvorhaben 1501277 "Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle" | Abschlussbericht Seite 52 |
|--|--|------------------------------|

WWER-440 Grundwerkstoff KAB-B

Die Bilder 4.5.24 bis 4.5.28 zeigen die Einzel-MC-Auswertungen, während alle auf $T-T_0$ normierten $K_{Jc(1T)}$ -Daten zusammen mit der VERLIFE-Grenzkurve in Bild 4.5.29 abgebildet sind. Die Fluenz- und Ausheilungsabhängigkeit von ΔT_0 ist in Bild 4.5.30 dargestellt.

Unbestrahlter KAB-B besitzt eine Referenztemperatur von $T_0 = -109,8^\circ\text{C}$, Bild 4.5.24. Die Prüfung und Auswertung der KAB-B-Proben weisen einige Besonderheiten auf. Erstens waren die 23 mittel bestrahlten KAB-B-Proben ($19,6 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E > 1\text{MeV}$) aus dem RFR-Bestrahlungsexperiment nicht seitgekerbt. Zweitens wurden diese Proben bei 55°C bestrahlt, und drittens wurde bei allen Proben das Gültigkeitslimit $K_{Jc(\text{limit})}$ mit der 0,2%-Dehngrenze bei Raumtemperatur ermittelt, auch wenn die Prüfung bei einer anderen Temperatur erfolgte. Das nachfolgende Berechnungsbeispiel soll zeigen, dass sich durch diese Vereinfachung T_0 nur unmerklich ändert. Unbestrahlter KAB-B wird bei ca. -110°C geprüft. Bei dieser Temperatur liegt $R_{p0,2}$ (geschätzt) ca. 100 MPa höher als bei Raumtemperatur (509 MPa). Legt man $R_{p0,2} = 600 \text{ MPa}$ statt 509 MPa zu Grunde, erhöht sich $K_{Jc(\text{limit})}$, so dass statt 12 dann 15 von 20 Proben gültig sind. T_0 ändert sich dadurch kaum:

$$\begin{array}{ll}
 R_{p0,2} = 509 \text{ MPa} & 12 \text{ von } 20 \text{ Proben gültig } (\Sigma_{ni} = 2,0), T_0 = -109,8 \pm 5^\circ\text{C} \\
 R_{p0,2} = 600 \text{ MPa} & 15 \text{ von } 20 \text{ Proben gültig } (\Sigma_{ni} = 2,5), T_0 = -109,3 \pm 5^\circ\text{C}
 \end{array}$$

Auch beim Werkstoff KAB-B lässt sich das Bruchzähigkeits-Temperatur-Verhalten im unteren spröde-duktilen Übergangsbereich in allen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt bis $99,8 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E > 1\text{MeV}$, bestrahlt und ausgeheilt) gut mit der Master Curve beschreiben, Bilder 4.5.24 bis 4.5.28. Der unbestrahlte Zustand zeigt einige besonders niedrige $K_{Jc(1T)}$ -Werte bei einer Prüftemperatur von -120°C , und der bestrahlte und bei $475^\circ\text{C}/100\text{h}$ ausgeheilte Zustand besonders hohe $K_{Jc(1T)}$ -Werte bei -90°C . Der mittel bestrahlte Zustand (ohne Seitkerben, 55°C Bestrahlungstemperatur) weist zwar einige $K_{Jc(1T)}$ -Werte unterhalb der 5%-MC auf, lässt sich aber generell auch mit der MC beschreiben, Bild 4.5.25. Insbesondere im hoch bestrahlten Zustand ($\Phi = 99,8 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E > 1\text{MeV}$) hüllen die 5%- und 95%-MC die $K_{Jc(1T)}$ -Werte außerordentlich gut ein (Bild 4.5.26), wobei hier über einen besonders breiten Temperaturbereich geprüft wurde, bei dem mehrere $K_{Jc(1T)}$ -Werte außerhalb des $\pm 50\text{K}$ -Temperaturfensters liegen.

Die Auswirkung einer Ausheilbehandlung wurde nur an mittel bestrahltem KAB-B (Bestrahlungstemperatur 55°C) untersucht, Bild 4.5.30. Durch das Glühen bei $475^\circ\text{C}/100\text{h}$ erholt sich T_0 von $+5^\circ\text{C}$ auf -79°C (Bild 4.5.28), also nicht ganz bis auf das unbestrahlte Ausgangsniveau von -110°C , Bild 4.5.24. Dieser Befund deckt sich teilweise mit Beobachtungen aus Charpy-V-Tests. Die Reduktion der Kerbschlagenergie in der Hochlage erholt sich schneller als die Übergangstemperatur [Ulbricht-06]. Diese Aussage kann für die Charpy-V-Kurven des niedrig bestrahlten ($\Phi = 3,7 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E > 1\text{MeV}$) und ausgeheilten Zustandes bestätigt werden, nicht jedoch für den mittel bestrahlten und ausgeheilten Zustand ($\Phi = 50 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E > 1\text{MeV}$), Bild 4.3.3. Bei letzterem erholt sich die Übergangstemperatur genauso gut wie die Zähigkeitshochlage. Wird Stahl 15Ch2MFA (KAB-B) bei 255°C bestrahlt, sind für eine wirkungsvolle Ausheilbehandlung mindestens 420°C , besser noch 460°C nötig [Brumovsky-05, S. 45]. Bei einer hohen Bestrahlungstemperatur kann davon ausgegangen werden, dass leerstellenartige Defekte bereits bei der Bestrahlung aushei-



len. Bei 55 °C tritt diese Selbstaushilung nicht auf. Hier wird noch mit einer größeren Wirkung von Leerstellenartigen Defekten auf die Versprödung gerechnet. Wie SANS-Untersuchungen isochroner Ausheilversuche belegen, genügt bei KAB-B eine Ausheiltemperatur von 270 °C, um bei 55 °C bestrahltes Material spürbar auszuheilen (Rückgang bestrahlungsinduzierter Teilchen). Die MC-Referenztemperatur von KAB-B entsprach nicht diesen Erwartungen. Mit einer Ausheiltemperatur von 270 °C erholt sich T_0 um lediglich 15 K von +5 °C auf -10 °C, Bild 4.5.27.

Fraktografie-Auswertung

Die Bilder 4.5.35 bis 4.5.38 zeigen ausgewählte, repräsentative Ergebnisse der fraktografischen Untersuchungen. An einzelnen Proben wurden der Bruchmechanismus, die Rissinitiierungsorte und die Entfernung der Bruchursprungsorte von der Ermüdungsrissfront untersucht.

Übereinstimmend konnte an ausnahmslos allen untersuchten Bruchflächen aller Werkstoffe und Zustände festgestellt werden, dass das Versagen durch transkristallinen Spaltbruch ausgelöst wird, in Bild 4.5.35 exemplarisch gezeigt an unbestrahltem 3JRQ57 (Probe 218-1).

Stretchzonen wurden nur bei den unbestrahlten Proben gefunden. Die SZB betrug bei Mittelung jeweils dreier Proben 44 μm (3JRQ57) bzw. 43 μm (1JFL11). Eine Detailaufnahme der unbestrahlten 3JRQ57-Probe 218-1 in Bild 4.5.36 zeigt, dass die Stretchzonen nicht durchgängig entlang der Rissfront, sondern für gewöhnlich inselweise verlaufen (rot markiert), bzw. von überhängenden Teilstücken verdeckt werden, was eine normgerechte Auswertung nach [DIN ISO 12135] erschwert. Bedingt durch die Prüftemperaturen und niedrigen K_{Jc} -Werte im unteren spröde-duktilen Übergang waren keine ausgeprägten Stretchzonen zu erwarten. Gültige Stretchzonen nach Norm DIN ISO 12135 lassen sich erst ermitteln, wenn mindestens 0,2 mm stabiler Risswachstum auf der Probe vorliegt. Nach der MC-Norm ASTM [E1921-05, §8.9.2] sind nur dann gültige K_{Jc} -Werte an SE(B)-Probengeometrie erzielbar, wenn höchstens 0,25 mm stabiles Risswachstum auftritt ($0,05 \cdot (W - a_0)$ mit $W = 10$ mm und $a_0/W = 0,5$). Folglich liefern nur dann SE(B)-Proben im MC-Test normgerecht auswertbare Stretchzonenbreiten, wenn der duktile Rissanteil exakt zwischen 0,20 und 0,25 mm liegt. In der Praxis werden bei MC-Versuchen mit SE(B)-Proben der Charpy-Geometrie wegen ihrer begrenzten Messkapazität $K_{Jc(\text{limit})}$ keine Rissfortschritte bis 0,25 mm erreicht. In der Regel müssen bei Prüftemperaturen knapp oberhalb T_0 gemessene K_{Jc} -Werte bereits zensuriert werden, s. Ausführungen in Abschnitt 2.3.1. Die MC-Tests erfolgen deshalb bei verhältnismäßig tiefen Prüftemperaturen, vorzugsweise im Bereich $T_0 - 14$ °C... $T_0 + 5$ °C, so dass ihr Bruchbild eher spröde, ohne nennenswerte stabile Rissfortschritts- und Stretchzonenanteile, ausfällt.

In den fraktografischen Untersuchungen waren nur sehr selten vereinzelte interkristalline Inseln nachweisbar. Bild 4.5.37 zeigt hoch bestrahlten 1JFL11 mit transkristallinem Bruchbild.

Soweit identifizierbar, begann die Rissinitiierung nie direkt an der Ermüdungsrissfront, sondern in einem gewissen Abstand davon, Bild 4.3.35 unbestrahlter 3JRQ57 (Probe 218-1), Bild 4.3.38 hoch bestrahlter 1JFL11 (Proben VB33 und VB34).

| | | |
|--|---|---|
| | <p align="center">BMWi Forschungsvorhaben 1501277</p> <p align="center">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p align="right">Abschlussbericht</p> <p align="right">Seite 54</p> |
|--|---|---|

Zusammenfassung 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B

Analog zu den SANS-Messungen, Zugversuchen, Härtemessungen und Charpy-V-Tests erweist sich 1JFL11 auch im Master Curve-Test als das weniger bestahlungsempfindliche Material im Vergleich zu 3JRQ57 (Bild 4.5.23 bzw. Bild 4.5.31). Im Allgemeinen erhöht sich mit zunehmender Fluenz die Referenztemperatur T_0 monoton. Für 3JRQ57 (Bild 4.5.10) und für KAB-B (Bild 4.5.30) trifft das zu. Bei 1JFL11 erfolgt ab einer Fluenz von ca. $50 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) eine Sättigung der Referenztemperatur (Bild 4.5.23).

Zwar werden die meisten nach ASTM E1921 ermittelten $K_{Jc(1T)}$ -Werte von den 5%- und 95%-Perzentilen der MC eingehüllt, es gibt jedoch immer wieder einzelne Ausreißer. Tabelle 4.5.2. vergleicht die Anzahl der Datenpunkte, die unterhalb der jeweiligen 5%- bzw. 2%-MC liegen. Die 5%-MC sind in den individuellen MC-Bildern dargestellt, die 2%-MCs nicht. Diese Ausreißer führen erwartungsgemäß bei der SINTAP-Auswertung zu höheren Referenztemperaturen T_K (Tabelle 4.5.1), da hier der spröde Anteil des Datensatzes repräsentiert wird. Allen drei Werkstoffen gemeinsam ist, dass in der Summe betrachtet mehr $K_{Jc(1T)}$ -Werte als erwartet unterhalb der jeweiligen Perzentile der MC liegen. Von den 68 geprüften Proben des RDB-Stahles 3JRQ57 liegen 5 $K_{Jc(1T)}$ -Werte unterhalb der 5%-MC bzw. 3 unterhalb der 2%-MC. Beim Stahl 1JFL11 liegen von 99 Proben 12 $K_{Jc(1T)}$ -Werte unterhalb der 5%-MC und 3 unterhalb der 2%-MC. Der RDB-Stahl KAB-B weist unter 58 geprüften Proben 12 $K_{Jc(1T)}$ -Werte unterhalb der 5%-MC und 6 unterhalb der 2%-MC auf. Damit liegen speziell bei 3JRQ57 und KAB-B zu viele Datenpunkte unterhalb der jeweiligen 5%- und 2%-Perzentile der MC. Bevor aus diesen Zahlen eine Aussage über die (Un-)Konservativität der MC-Perzentilen abgeleitet wird, darf die geringe Anzahl der Messwerte nicht außer Acht gelassen werden. Auf Grund des begrenzten Probenmaterials wurden meist nur 8 Proben für eine MC getestet. Liegt auch nur eine einzige Probe unterhalb der 5%-MC, entspricht das 12,5% des Datensatzes. Für statistisch belastbare Aussagen sollte eine umfangreichere Datenbank, wie etwa [Keim-04], als Grundlage dienen.

Betrachtet man die einzelnen Teildatensätze, variiert der Anteil der Ausreißer innerhalb der einzelnen Werkstoffe von Zustand zu Zustand, aber auch zwischen den Werkstoffen. Bei unbestrahltem Material liegen 0% (3JRQ57), 11% (1JFL11), bzw. 25% der $K_{Jc(1T)}$ -Werte (KAB-B, 5 von 20 Proben) unterhalb der 5%-MC, bei letzterem sogar 4 davon unterhalb der 2%-MC. Dieser Anteil ist außergewöhnlich hoch, und lässt sich nicht erklären. Beim mittel bestrahlten und ausgeheilten Zustand liegen 3 von 8 Proben (37,5%!) unterhalb der 5%-Kurve, was aber angesichts des geringen Probenumfangs nicht zu streng bewertet werden sollte. Auch bei bestrahltem Material variiert der Anteil der Ausreißer. Niedrig und hoch bestrahlter 3JRQ57 zeigt normales Verhalten, aber beim mittel bestrahlten 3JRQ57 liegen 4 von 17 $K_{Jc(1T)}$ -Werten, wenn auch nur knapp, unterhalb der 5%-MC, davon sogar 3 unterhalb der 2%-MC. Bei 1JFL11 ist der niedrig und hoch bestrahlte Zustand akzeptabel, 1 von 8 Proben bzw. 2 von 23 Proben sind Ausreißer. Im mittel bestrahlten Zustand jedoch liegen 5 von 22 unterhalb der 5%-MC, davon aber keine unterhalb der 2%-MC. Bestrahlter KAB-B bewegt sich im üblichen Rahmen. Hier liegen 2 von 7 $K_{Jc(1T)}$ -Werten (mittel bestrahlt) bzw. 1 von 15 $K_{Jc(1T)}$ -Werten (hoch bestrahlt) unterhalb der 5%-MC.

Die ausgeheilten Zustände zeigen i. A. weniger Ausreißer als die bestrahlten Zustände, obwohl ihre Proben teilweise aus bestrahlten Bruchhälften rekonstituiert wur-



den. Keiner der 16 $K_{Jc(1T)}$ -Werte von ausgeheiltem 3JRQ57, 2 von 16 $K_{Jc(1T)}$ -Werten von 1JFL11, und 4 der 16 $K_{Jc(1T)}$ -Werte von KAB-Proben liegen unterhalb der 5%-MC. Beim mittel bestrahlten und bei 475°C ausgeheiltem KAB-B liegen 3 von 8 $K_{Jc(1T)}$ -Werten unterhalb der 5%-MC, davon 1 unterhalb der 2%-MC.

4.6 Grenzkurven, Vorhersageformeln und Unified Curve

Grenzkurven

Die ASME- K_{IC} -Kurve (Gl. 28) gilt als deterministische untere Grenzkurve eines repräsentativen Datensatzes, während die Master Curve eine Kurve für eine definierte Bruchwahrscheinlichkeit darstellt, z.B. 5% oder 50%. Bild 4.5.9 zeigt alle nicht auf 1T (25,4 mm) umgerechneten, auf $T-T_0$ normierten K_{Jc} -Werte des RDB-Stahls 3JRQ57, sowie im Vergleich dazu die nach Gl. (31) justierte ASME- $K_{IC-RT_{T_0}}$ -Kurve. Für Stahl 1JFL11 gilt Bild 4.5.22 analog. Bild 4.5.29 zeigt sämtliche auf $T-T_0$ normierte $K_{Jc(1T)}$ -Bruchzähigkeitswerte von KAB-B und die 5%- sowie 95%-MC sowie zusätzlich die VERLIFE-Grenzkurve (Gl. 35). Anders als bei der ASME- K_{IC} -Grenzkurve sind bei der VERLIFE-Grenzkurve immer die nach Gl. (2) auf 1T (25,4 mm) umgerechneten $K_{Jc(1T)}$ -Werte zu verwenden. Die RT_{T_0} (Gl. 36) der VERLIFE-Grenzkurve (Gl. 35) wurde wie folgt modifiziert: Da die Einzelmesswerte von KAB-B aus unterschiedlichen Testserien stammen, die hinsichtlich der Tiefenlage, Fluenz und Ausheilung variieren, darf Gl. (36) nicht mit der Gesamtzahl der geprüften Proben ($N=58$) berechnet werden. Definiert man ersatzweise σ_1 als Mittelwert der Standardabweichungen der einzelnen Testserien, ergibt sich mit $\sigma_1=6,4$ und $\delta T_m=10$ für Grundwerkstoff $RT_{T_0} = T_0 + 11,9$ K, wodurch

$$[K_{IC}]_{25mm} = 25,2 + 36,6 \cdot \exp[0,019 (T - (T_0 + 11,9))]. \quad (41)$$

Weder die ASME- $K_{IC-RT_{T_0}}$ -Kurve noch die VERLIFE-Grenzkurve hüllen alle Messwerte ein. Bei 3JRQ57 (Bild 4.5.9) und 1JFL11 (Bild 4.5.22) liegen die nicht eingehüllten Datenpunkte bei Temperaturen unterhalb von T_0 in der Tieflage der ASME- $K_{IC-RT_{T_0}}$ -Grenzkurve. Für KAB-B (Bild 4.5.29) werden mit Ausnahme von 6 $K_{Jc(1T)}$ -Werten alle auf T_0 normierten $K_{Jc(1T)}$ -Werte von der VERLIFE-Grenzkurve eingehüllt.

Für nukleare Komponenten ist der spröde Anteil eines Datensatzes entscheidend [Wallin-07c], so dass die mit der SINTAP-Auswertung berechnete T_K eine konservative Referenztemperatur für die Grenzkurven darstellt. Ausreißer in der Tieflage werden dennoch nicht eingehüllt (Bsp. 3JRQ57, 1JFL11), da sie sich im nahezu horizontalen Verlauf der ASME- $K_{IC-RT_{T_0}}$ -Kurve befinden. Wie die Ergebnisse zeigen, ist die MC-SINTAP-Auswertung nur sinnvoll, wenn Ausreißer bei Prüftemperaturen im Bereich oder oberhalb von T_0 auftreten.

Vorhersageformeln

Sind keine experimentellen Daten aus Voreilproben bekannt, kann der Bestrahlungseinfluss auf die Verschiebung von RT_{NDT} bzw. T_0 mit Vorhersageformeln abgeschätzt werden. Sie beruhen auf Ergebnissen aus anlagenbezogenen Versprödungsüberwachungsprogrammen bzw. speziell bei russischem Werkstoff aus Bestrahlungsexperimenten in Testreaktoren [Amaev-93].

Für westliche Stähle gibt der Regulatory Guide 1.99, Revision 2 [Reg1.99-88] die Verschiebung der Referenztemperatur ΔRT_{NDT} wie folgt an:



$$\Delta RT_{NDT} = CF \cdot f^{(0.28 - 0.10 \log f)} \quad (42)$$

Hierbei stellt ΔRT_{NDT} die Verschiebung der Referenztemperatur in °F dar, der "Chemistry Factor" CF (°F) ist definiert als eine Funktion des Kupfer- und Nickelgehaltes ($CF = 470c_{Cu} + 350 \cdot (c_{Cu} \cdot c_{Ni}) - 10$) und f ist die Neutronenfluenz in 10^{19} n/cm^2 ($E > 1 \text{ MeV}$). Nach [Nanstad-Gus-04] beträgt beim RDB-Stahl JRQ $CF = 58$ °F, für den untersuchten 3JRQ57 mit $c_{Cu} = 0,14 \text{ Gew.-%}$ und $c_{Ni} = 0,84 \text{ Gew.-%}$ ergibt sich jedoch $CF = 97$ °F. Gl. (42) ist nicht auf 1JFL11 anwendbar, weil auf Grund seines extrem niedrigen Cu-Gehalts (0,01 Gew.-%) CF negativ wird (-2,7°F). Die Reg. Guide 1.99-Vorhersageformel (42) für 3JRQ57 mit $CF = 97$ °F wurde in Bild 4.3.4 (statt Referenztemperaturverschiebung ΔRT_{NDT} hier ΔT_{41J}) sowie in Bild 4.5.31 (statt ΔRT_{NDT} hier ΔT_0) eingezeichnet, wobei die Temperaturwerte von °F in °C konvertiert wurden. Beide Bilder zeigen, dass die Reg. Guide 1.99-Formel (42) die bestrahlungsbedingte Verschiebung stark unterschätzt. Dieses Problem ist bekannt [Sokolov-01]. Der aus dem Jahr 1988 datierende Reg. Guide 1.99 wird derzeit vom NRC überarbeitet und soll als Revision 3 voraussichtlich Ende 2009 veröffentlicht werden [NRC-07], wobei auch die Vorhersageformel revidiert wird.

Für den russischen Stahl 15Kh2MFA (KAB-B) bietet [VERLIFE-03, Gl. (10) bis (13)] folgende rechnerische Abschätzung an:

$$T_0^{\text{operation}} = T_0^{\text{initial}} + \Delta T_F = T_0^{\text{initial}} + A_F \cdot (F \cdot 10^{-22})^{1/3} \quad (43)$$

wobei F die Fluenz in n/m^2 ($E > 0,5 \text{ MeV}$) ist. T_0 im bestrahlten Zustand (" $T_0^{\text{operation}}$ ") entspricht der Summe der experimentell ermittelten T_0 des unbestrahlten Materials (" T_0^{initial} ") und eines rechnerisch bestimmten Verschiebungsterms ΔT_F . Der chemische Faktor A_F beträgt nach [VERLIFE-03, App. III] für den RDB-Stahl 15Kh2MFA (KAB-B) bei einer Bestrahlungstemperatur von $T = 270$ °C $A_F = \text{konst.} = 18$ °C. Nicht mehr zulässig ist laut [VERLIFE-03] die früher gebräuchliche Gl. (44), bei welcher sich A_F aus der chemischen Zusammensetzung berechnet. In [VERLIFE-03] gilt Gl. (44) ausschließlich für das Schweißgutmaterial Sv-10KhMFT:

$$A_F = 800(c_P + 0,07 \cdot c_{Cu}) \quad (44)$$

Berechnet man dennoch A_F nach Gl. (44), ergibt sich für den untersuchten RDB-Stahl KAB-B mit $c_P = 0,011 \text{ Gew.-%}$ und $c_{Cu} = 0,23 \text{ Gew.-%}$ $A_F = 21,7$. Gl. (43) beschreibt die Fluenzabhängigkeit russischer RDB-Stähle mit der Potenz $n = 1/3$, was auch häufig, aber nicht immer, eine gute Näherung darstellt [Amaev-93]. Einzelne Befunde an russischen Reaktoren vom Typ WWER-440 [Kryukov-94] und WWER-1000 [Amaev-99] ergaben, dass die Gl. (43) mit $n = 1/3$ nicht in jedem Fall die Strahlenversprödung konservativ beschreibt. Bei der Auswertung der Ergebnisse von Überwachungsproben 6 tschechischer WWER-440-Reaktoren wurde eine Potenz von $n = 0,5$ ermittelt [Brumovsky-93].

Bild 4.5.30 zeigt drei Varianten der VERLIFE-Vorhersageformel (43) zum Bestrahlungsverhalten des russischen WWER-440-Stahls KAB-B. Die Vorhersageformel (43) gemäß [VERLIFE-03] mit $n = 1/3$ und $A_F = 18$ °C (rote Kurve), die Vorhersageformel (43) mit $A_F = 21,7$ °C nach der vormals gültigen Gl. (44) (schwarz gestrichelte Kurve), sowie Gl. (43) in leicht modifizierter Form, d.h. für $A_F = 18$ °C, aber mit höherem $n = 0,5$ (grüne Kurve). Zu beachten ist, dass die in Bild 4.5.30 dargestellten experimentellen T_0 -Ergebnisse bei verschiedenen hohen Bestrahlungstemperaturen erzielt wurden. Vergleicht man die Güte der Fitkurven nur anhand des T_0 nahe $\Phi = 100 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$



($E > 1 \text{ MeV}$, Bestrahlungstemperatur 255°C), unterschätzt die VERLIFE-Vorhersageformel (rot, $A_F = 18^\circ\text{C}$, $n = 1/3$) den Bestrahlungseinfluss. Mit der A_F -Formel (44) (schwarz gestrichelt, $A_F = 21,7^\circ\text{C}$, $n = 1/3$) wird die Strahlenversprödung schon besser, aber immer noch unkonservativ beschrieben. Erst die Wurzelfunktion (grüne Kurve, $n = 0,5$, $A_F = 18$) beschreibt das Bestrahlungsverhalten konservativ. Hinsichtlich der getroffenen Aussagen zur Konservativität ist zu beachten, dass die Vorhersageformeln für WWER-440-RDB-Stähle in [VERLIFE-03] für eine Bestrahlungstemperatur von 270°C gelten.

Unified Curve-Konzept

An den hoch bestrahlten Zuständen der drei untersuchten RDB-Stähle wurde das Unified Curve-Konzept überprüft, welches ein mögliches Absinken der Master Curve von stark neutronenversprödetem Material berücksichtigt, Bilder 4.5.32 bis 4.5.34 und Tab. 4.5.1. Die Form der Unified Curve wird durch den Parameter Ω gesteuert. Niedrige Werte, z.B. $\Omega = 50$ ergeben eine sehr flache Kurve, hohe Werte ($\Omega = 3000$) einen Verlauf ähnlich der Median-Standard-MC. Für alle Zustände und Werkstoffe wurde der Unified Curve-Parameter Ω sowie die Referenztemperatur T_0^{UC} auf zweierlei Arten bestimmt, Tab. 4.5.1. In [Wallin-07] wird Ω überschläglich bestimmt, indem die Grundgleichung der Unified Curve (15) umgestellt wird:

$$\Omega = K_{\text{JC}(\text{med})|T=130^\circ\text{C}} - K_{\text{JC}}^{\text{shelf}} \quad (45)$$

Mit dieser Formel ließe sich die Berechnung von Ω stark vereinfachen. Allerdings kann $K_{\text{JC}(\text{med})}$ bei $+130^\circ\text{C}$ nur an stark versprödeten Stahl experimentell gemessen werden. Für weniger versprödete Zustände liegt $K_{\text{JC}(\text{med})}$ bei 130°C sehr hoch bzw. ist nicht bestimmbar. Aus diesem Grund wird in [Wallin-07] die Verwendung der Gl. (45) nur für stark versprödetes Material empfohlen. Zum Genauigkeitsvergleich wurde dennoch in Tab. 4.5.1 Ω nach Gl. (45) für alle Zustände bestimmt. Die ingenieurmäßige Abschätzung von Ω erfolgt für die Multi-Temperatur-Prüfung über folgende Formel [Margolin-01]:

$$\sum_{i=1}^N \left\{ \frac{(K_{\text{JC}(i)} - K_{\text{min}})^4 \cdot \ln 2}{\left(\Omega \cdot \left(1 + \tanh\left(\frac{T_i - 130}{105}\right) \right) - K_{\text{min}} + K_{\text{JC}}^{\text{shelf}} \right)^5} - \frac{1}{\Omega \cdot \left(1 + \tanh\left(\frac{T_i - 130}{105}\right) \right) - K_{\text{min}} + K_{\text{JC}}^{\text{shelf}}} \right\} \times \left[1 + \tanh\left(\frac{T_i - 130}{105}\right) \right] = 0. \quad (46)$$

Tab. 4.5.1 zeigt die Nachteile der überschläglichen Gl. (45) im Vergleich zur ingenieurmäßigen Gl. (46) auf. Das nach Gl. (45) berechnete Ω ist ca. anderthalb bis doppelt so hoch wie das nach Gl. (46) berechnete, d.h. der Bestrahlungseinfluss würde überschätzt.

Ein Vergleich der Standard-MC und der Unified Curve für 50% Versagenswahrscheinlichkeit samt jeweiliger T_0 zeigt, dass die Unified Curve mit Ω nach Gl. (46) bei hoch bestrahltem 3JRQ57 einen flacheren Verlauf hat als die Median-Standard-MC,



Bild 4.5.32. Die Referenztemperatur der Standard-MC liegt mit $T_0=+164^\circ\text{C}$ um 24 K niedriger als die aus der Unified Curve gewonnene $T_0^{\text{UC}}=+186^\circ\text{C}$ (definiert als diejenige Temperatur, bei der $K_{Jc(1T)} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist). Wie die Bilder 4.5.32 bis 4.5.34 zeigen, beschreibt die Standard-MC die Bruchzähigkeitsdaten besser als die UC. Die UC überbewertet die Formänderung und sagt im oberen Übergangsbereich für die Bruchzähigkeit ein Plateauverhalten vorher, wie es in der Realität nicht beobachtet wird, vgl. Bild 4.5.34 für KAB-B. Das Plateau ist dem tanh-Ansatz der Unified Curve zuzuschreiben, der einer physikalischen Grundlage entbehrt.

Keine Änderung der Form der Master Curve ergab sich bei hoch bestrahltem 1JFL11 ($T_0=-45^\circ\text{C}$, $T_0^{\text{UC}}=-46^\circ\text{C}$) sowie hoch bestrahltem russischem RDB-Stahl KAB-B ($T_0=-80^\circ\text{C}$, $T_0^{\text{UC}}=-85^\circ\text{C}$). Wie die Bilder 4.5.31 und 4.5.32 zeigen, deckt sich die Median-Standard-MC mit der Unified Curve für $P_f=0,5$.

4.7 Korrelationen und Bewertung

Versprödungsüberwachungsprogramme der RDB basieren auf Ergebnissen von Charpy-V-Tests und Zugversuchen. Um die in diesen Tests gewonnenen Materialkennwerte für Sprödbruchsicherheitsbewertungen nach weiterentwickelten Regeln zu nutzen, sind Korrelationen zur Master Curve Referenztemperatur T_0 notwendig.

Bild 4.7.1 zeigt die Korrelation der bestrahlungsbedingten Verschiebungen der Streckgrenze ($\Delta R_{p0,2}$) und der MC-Referenztemperatur (ΔT_0). Es wird deutlich, dass das bestrahlungsbedingte Verfestigungs- und Versprödungsverhalten mit Gleichung (25) nicht für alle untersuchten RDB-Stähle beschrieben werden kann. Für den weniger bestahlungsempfindlichen RDB-Stahl 1JFL11 liefert Gleichung (25) eine zufrieden stellende Anpassung an die Messwerte. Für den sehr bestahlungsempfindlichen RDB-Stahl 3JRQ57 trifft dies nicht zu. Im hoch bestrahlten Zustand wird die Verschiebung von ΔT_0 mit Gleichung (25) um 70 K unterschätzt. Ebenfalls unterschätzt wird der Messpunkt der bei 55°C bestrahlten Proben von KAB-B.

In der Literatur gefundene Charpy-V- T_0 -Korrelationsformeln werden mit eigenen Messergebnissen und deren linearen Anpassungen verglichen. Der Vergleich erfolgt in Form von Absolutwerten T_{xxj} und T_0 , bzw. in Form von bestrahlungsbedingten Verschiebungen ΔT_{xxj} und ΔT_0 , Bild 4.7.2, Tabellen 4.3.1 bis 4.3.3 und 4.5.1. Bild 4.7.2 zeigt die Korrelationen zwischen den Charpy-V-Kennwerten T_{28j} zur MC-Referenztemperatur T_0 (li. oben), $T_{41j}-T_0$ (rechts oben) sowie der entsprechenden bestrahlungsbedingten Verschiebung ΔT_{28j} zu ΔT_0 (links unten) bzw. ΔT_{41j} zu ΔT_0 (rechts unten). Wie in Kapitel 2.3.5. gezeigt finden sich in der Literatur verschiedene Charpy-V-Übergangstemperatur- T_0 -Korrelationen. Die Korrelationen aus [Sattari-Far-05] für $T_{28j}-T_0$ nach Gl. (18) und für $T_{41j}-T_0$ nach Gl. (19) können nicht bestätigt werden, Bild 4.6.2. Zwar stimmt der Anstieg der Fitgeraden aus [Sattari-Far-05] und der eigenen Regressionsgeraden überein, aber die Geraden weichen betragsmäßig um 20 bis 40 K von den gemessenen Werten ab. Noch stärker überschätzt wird T_0 nach Gl. (20) bzw. Gl. (21). Diese entsprechen den Fitgeraden nach Gl. (18) bzw. (19), zu denen jeweils eine Standardabweichung addiert ist. Am stärksten von den eigenen Daten weicht EricksonKirks Fitgerade $T_{28j}-T_0$ ab, die für alle Stähle gelten soll (blaue Gerade in Bild 4.7.2. links oben). Bei dieser Fitgerade handelt es sich um Gl. (22), die nach T_0 umgestellt wurde: $T_0=0,986T_{28j}$. Besser als die Absolutwerte korrelieren die Verschiebungen der Kennwerte, $\Delta T_{xxj}-\Delta T_0$, Bild 4.7.2 rechts oben und rechts unten, ermittelt an bestrahltem 3JRQ57 und 1JFL11:



$$\Delta T_0 = 1,053 \cdot \Delta T_{28J} - 0,39 \quad R^2 = 0,983 \quad (47)$$

$$\Delta T_0 = 1,049 \cdot \Delta T_{41J} - 0,09 \quad R^2 = 0,985 \quad (48)$$

In vielen nationalen Regelwerken sind übergangsweise Korrelationen der Charpy-V-Kennwerte zur MC-Referenztemperatur T_0 vorgesehen bzw. vorgeschlagen. Meist werden diese mit erheblichen Sicherheitsaufschlägen versehen, wie die Beispiele der Gl. (20) und (21) aus [Sattari-Far-05] zeigen, die dem Endbericht über die Anwendbarkeit des MC-Konzeptes im schwedischen Regelwerk entnommen wurden.

Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Ziel des Vorhabens ist die Überprüfung der Eignung des Master Curve-(MC-) Konzeptes zur Beschreibung der Bruchzähigkeit im spröde-duktilen Übergang für hochbestrahlte RDB-Stähle und nach thermischer Ausheilung.

Hierzu wurde ein umfangreiches Versuchsprogramm an zwei westlichen IAEA-Stählen (3JRQ57, 1JFL11) sowie WWER-440-Grundwerkstoff (KAB-B) durchgeführt. Von den genannten RDB-Stählen sind jeweils der unbestrahlte Ausgangszustand, 3 bestrahlte Zustände und thermisch ausgeheilte Zustände untersucht worden. Die Bestrahlung erfolgte in unterschiedlichen Bestrahlungspositionen des WWER-2 Rheinsberg bei 270 °C und für einen Zustand von KAB-B im Rossendorfer Forschungsreaktor bei 55 °C. Die realisierten Neutronenfluenzen reichten von 7 bis ca. $100 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$). Das Untersuchungsprogramm schloss eine metallographische Grundcharakterisierung, Härtemessungen, Zugversuche, Charpy-V-Tests und bruchmechanische Tests ein. Die Bruchmechaniktests wurden an ermüdungsangerissenen, 20% seitgekerbten SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie im unteren spröde-duktilen Übergangsbereich nach ASTM E1921-05 und im duktilen Bereich nach ASTM E1820-06 bzw. ESIS P2 durchgeführt und mit fraktografischen Untersuchungen zur Bewertung der Prüfergebnisse ergänzt.

Die Experimente bestätigen die erwarteten Trends bei Neutronenbestrahlung: Zunahme der Vickershärte HV10, Verfestigung und Abnahme der Duktilitätskennwerte im Zugversuch, Abnahme der Hochlagezähigkeit sowie die Zunahme der Charpy-V-Übergangstemperaturen und Erhöhung der Master Curve-Referenztemperatur T_0 . Zwischen den einzelnen RDB-Stählen zeigen sich Unterschiede. Im Rahmen der Zugversuche, Charpy-V-Tests und MC-Versuchen konnte die hohe Bestrahlungsempfindlichkeit des Stahls 3JRQ57 im Vergleich zu anderen Stählen übereinstimmend nachgewiesen werden. Am unempfindlichsten gegenüber Bestrahlung erweist sich 1JFL11, während KAB-B eine Mittelposition einnimmt. Die Dehngrenze von 3JRQ57 steigt bei Fluenzen von bis zu $100 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) um 360 MPa, bei 1JFL11 dagegen nur um 170 MPa und bei KAB-B um 230 MPa. Die Charpy-V-Übergangstemperatur T_{41J} erhöht sich um 221 K (3JRQ57), 78 K (1JFL11), während die Hochlagezähigkeit im Vergleich zum jeweiligen unbestrahlten Zustand auf 58% (3JRQ57) und 93% (1JFL11) abfällt. KAB-B liegt nur bis zu mittleren Fluenzen (ca. $50 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $E > 1 \text{ MeV}$) vor. Hier verschiebt sich T_{41J} um 108 K (KAB-B) und die Hochlagezähigkeit sinkt auf 68% des Ausgangszustandes.

Der Einfluss der Neutronenbestrahlung auf das Widerstandsverhalten gegen duktile Rissinitiierung (J_R -Kurve) ist begrenzt. Im für die Kennwertermittlung relevanten Bereich des Bluntings und bis 0,2 mm Risswachstum lässt sich nur eine geringfügige Veränderung der R-Kurven infolge Bestrahlung feststellen. J_Q ($J_{0,2BL}$) nach ASTM



E1820 sinkt vom unbestrahlten auf den mittel bestrahlten Zustand moderat, und bei Fluenzverdopplung auf ca. $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² (E>1MeV, hoch bestrahlt) bleibt er nahezu konstant: Bei 3JRQ57 von 242 auf 158 auf 149 N/mm, bei 1JFL11 von 295 auf 272 auf 272 N/mm. Der Ersatzkennwert $J_{0,2}$ nach [GKSS-02] ändert sich bei beiden Werkstoffen durch Bestrahlung bis zu $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² (E>1MeV) nicht. Der physikalische Kennwert $J_{i,SZB}$ konnte nicht ermittelt werden, da bei fraktografischen Untersuchungen im REM keine Stretchzonen nachweisbar waren.

Die MC-Referenztemperatur T_0 von 3JRQ57 steigt bei Fluenzen von bis zu $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² (E>1MeV) um 230 K, verglichen mit nur 61 K bei 1JFL11. KAB-B liegt mit 150 K zwischen beiden IAEA-RDB-Stählen.

Für den IAEA-Referenzstahl 3JRQ57 mit einem inhomogenen Gefüge und hoher Bestrahlungsempfindlichkeit beschreibt die Standard-Master Curve alle Bestrahlungs- und Ausheilungszustände dieses Werkstoffes sehr gut, bis hin zu Fluenzen von $98 \cdot 10^{18}$ n/cm², E>1MeV. Auch der IAEA-RDB-Stahl 1JFL11 und KAB-B lassen sich in allen Bestrahlungs- und Ausheilzuständen generell gut mit der MC beschreiben. Einige Datensätze der Werkstoffe 3JRQ57 und KAB-B weisen deutlich >5% an Daten auf, die unterhalb der 5%-MC liegen. Die geringe Datenmenge von teilweise nur 8 Proben pro Datensatz lässt jedoch keine statistisch belastbare Beurteilung der Eignung oder Nicht-Eignung der MC-Perzentilen zur Beschreibung der Versagenswahrscheinlichkeit zu. Dazu wäre eine viel umfangreichere Datenbank wie beispielsweise [Keim-04] geeignet.

Alle geprüften MC-Proben brachen durch transkristallinen Spaltbruch. Sofern Rissinitiiertungsstellen nachweisbar waren, lagen diese nie direkt an der Ermüdungsrisssfront, sondern immer in einem gewissen Abstand davon. Die dem MC-Konzept zu Grunde liegenden Versagensannahmen werden damit bestätigt.

Das Unified Curve-Modell ergab am hoch bestrahlten 3JRQ57 eine höhere „Referenztemperatur“ T_0^{UC} ($K_{JC(\text{med})}^{UC} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) als die Standard-MC- T_0 (186°C statt 164°C). Die Standard-MC beschreibt den tatsächlichen Bruchzähigkeits-Temperaturverlauf von hoch bestrahltem 3JRQ57 besser als die Unified Curve, welche die Formänderung infolge Neutronenbestrahlung überbewertet. An hoch bestrahltem IAEA-RDB-Stahl 1JFL11 und russischem Stahl KAB-B war keine Änderung der MC-Kurvenform durch Versprödung nachweisbar. Bei diesen RDB-Stählen deckt sich die Unified Curve jeweils mit der Median-Standard-MC, so dass auch die Referenztemperaturen übereinstimmen.

Durch eine Ausheilbehandlung von 475°C/100h erholen sich die Werkstoffkennwerte der Zugversuche, Charpy-V-Tests und MC-Versuche auf den jeweiligen unbestrahlten Ausgangszustand. Das gilt für alle Werkstoffe in allen untersuchten Bestrahlungszuständen. Lediglich die Referenztemperatur des bei niedriger Bestrahlungstemperatur von 55°C bestrahlten KAB-B erholt sich nicht vollständig (-80°C statt -110°C).

Die Vorhersageformeln zum Bestrahlungsverhalten nach Reg. Guide 1.99, Rev. 2 bestätigten am Beispiel von 3JRQ57 den aus der Literatur bekannten Kritikpunkt, dass die Abschätzung von ΔRT_{NDT} (hier ersetzt durch ΔT_{41J} bzw ΔT_0) nur bis Fluenzen von ca. $6 \cdot 10^{18}$ n/cm² (E>1MeV) anwendbar ist. Bei höheren Fluenzen wird die bestrahlungsinduzierte Verschiebung unterschätzt. Auch die in VERLIFE angegebene rechnerische Vorhersageformel zur T_0 -Abschätzung russischer RDB-Stähle mit



einer Potenzfunktion ($n=1/3$) beschreibt das Bestrahlungsverhalten des untersuchten WWER-440-Grundwerkstoffes KAB-B nicht konservativ. Erst eine Wurzelfunktion ($n=0,5$) beschreibt die Referenztemperaturverschiebung konservativ.

Mit den ermittelten Standard-MC- T_0 sind Referenztemperaturen RT_{T_0} für die deterministischen Bruchzähigkeits-Temperatur-Grenzkurven festgelegt worden. Für die RDB-Stähle 3JRQ57 und 1JFL11 ist es die ASME- K_{IC} -Kurve nach Gl. (32) und für den WWER-440 Grundwerkstoff KAB-B die VERLIFE-Grenzkurve nach Gl. (35), welche der MC für 5% Bruchwahrscheinlichkeit entspricht. Die auf RT_{T_0} normierten Bruchzähigkeits-Temperatur-Grenzkurven hüllen fast alle, aber in keinem Fall sämtliche K_{Jc} -Werte ein. Die MC-SINTAP-Auswertung führt zu einer Referenztemperatur T_K , welche den spröden Anteil eines K_{Jc} -Datensatzes widerspiegelt. Mit T_K können konservative Referenztemperaturen RT_{T_K} für die Bruchzähigkeits-Temperatur-Grenzkurven festgelegt werden. Infolge eines sehr niedrigen K_{Jc} -Wertes im Bereich der Tieflage kann eine im Vergleich zur Standard-MC- T_0 viel höhere T_K berechnet werden, was zu einer überkonservativen Bewertung führt. Die ASME- K_{IC} -Kurve verläuft in der Tieflage nahezu horizontal und der betreffende K_{Jc} -Wert würde auch mit RT_{T_K} unterhalb der Grenzkurve verbleiben. Zugleich wird im relevanten Temperaturbereich des unteren spröde-duktilen Übergangs der Abstand der K_{Jc} -Werte von der Grenzkurve ungerechtfertigt vergrößert. Für eine sichere Bewertung ist in solchen Fällen eine größere Anzahl von Messwerten notwendig, die einen Ausschluss von Ausreißern erlauben.

Die Korrelation der bestrahlungsbedingten Verschiebungen der Streckgrenze ($\Delta R_{p0,2}$) und der MC-Referenztemperatur (ΔT_0) kann nicht mit einer Universalgleichung für alle untersuchten RDB-Stähle gleich gut beschrieben werden. Teilweise wird die Verschiebung von ΔT_0 mit Gleichung (25) um 70 K unterschätzt. Die Korrelationen zwischen den Übergangstemperaturen T_{xxJ} und der T_0 sind mit sehr großen Streubändern behaftet und nur für den Werkstoff 1JFL11 mäßig gut anwendbar. Besser korrelieren die Verschiebungen der Kennwerte $\Delta T_{xxJ} - \Delta T_0$.

Im Rahmen des Versuchsprogramms kann die Eignung der Anwendbarkeit des Master Curve-Konzeptes auf unterschiedliche Werkstoffe bis hin zu Fluenzen von $100 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) und im ausgeheilten Zustand bestätigt werden. Das gilt selbst für den IAEA-Referenzwerkstoff 3JRQ57 mit inhomogenem Gefüge und ausgesprochener Bestrahlungsempfindlichkeit. Seine hohe Bestrahlungsempfindlichkeit im Vergleich zu anderen Stählen konnte übereinstimmend in Zugversuchen, Charpy-V-Tests und MC-Tests nachgewiesen werden.



Abkürzungen und Symbole

| | |
|---------------------------------|--|
| ART | justierte Referenztemperatur |
| ASME | American Society for Mechanical Engineers |
| ASTM | American Society for Testing and Materials |
| BMWi | Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie |
| CRIEPI | Central Research Institute of Electric Power Industry |
| CRP | Co-ordinated Research Project, koordiniertes Forschungsprogramm der IAEA |
| CTOD | Crack Tip Opening Displacement (Rissspitzenaufweitung) |
| CVN | Charpy-V-Notch |
| dpa | displacement per atom |
| ESIS | European Structural Integrity Society |
| FBM | Fließbruchmechanik |
| GKSS | GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH |
| HLZ | Hochlagezähigkeit |
| HSSI | Heavy Section Steel Irradiation |
| IAEA | International Atomic Energy Agency |
| IGF | Intergranular Fracture (interkristalliner Bruch) |
| ISO | International Standards Organization |
| IWM | Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Freiburg |
| KKW | Kernkraftwerk |
| LEBM | linear-elastische Bruchmechanik |
| MPA | Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart |
| MC | Master Curve |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| RDB | Reaktordruckbehälter |
| RPV | Reactor Pressure Vessel |
| SAW | Standardabweichung (σ) |
| SE(B) | Einkanten-Biegeproben |
| SSY | Small Scale Yielding, Kleinbereichsfließen vor der Rissspitze |
| SINTAP | the Structural INTegrity Assessment Procedures for European Industry |
| SZB | Stretchzonenbreite |
| UC | Unified Curve |
| UST | Upper Shelf Toughness, s. HLZ |
| WPS | Warm Pre-Stressing, Vorspannen im warmen Zustand |
| A | Parameter der Risswiderstandskurve nach [GKSS-02] (s. a. C und D) |
| A _F | chemischer Faktor in [VERLIFE-03], in °C |
| a ₀ | Anfangsrisslänge der Bruchmechanikprobe, in mm |
| A ₂ | Constraintparameter des zweiparametrischen J-A ₂ -Bruchmechanikkonzepts, s. [IWM-05, S. 20] |
| B | Probendicke, in mm |
| B _n | Nettoprobenbreite nach ASTM [E1921-05] |
| b ₀ | =(W-a ₀), Länge des Probenligaments, in mm |
| C | Parameter der Risswiderstandskurve nach [GKSS-02] (s. a. A und D) |
| CF | chemischer Faktor (chemistry factor) in [Reg.1.99-88], in °F |
| C ₁ , C ₂ | Parameter der Risswiderstandskurve nach ASTM [E 1820-06] |



| | |
|--------------------------|--|
| D | Parameter der Risswiderstandskurve nach [GKSS-02] (s. a. A und C) |
| E | E-Modul, in GPa |
| $E > 1 \text{ MeV}$ | Neutronenenergie $> 1 \text{ MeV}$ |
| E_T | an Prüftemperatur angepasster E-Modul |
| F | Neutronenfluenz in [VERLIFE-03] in n/m^2 ($E > 0,5 \text{ MeV}$), s.a. Φ |
| f | Neutronenfluenz in [Reg1.99-98] in 10^{19} n/cm^2 ($E > 1 \text{ MeV}$), s.a. Φ |
| h | lokaler Spannungsmehrachsigenkoeffizient, Constraintparameter des zweiparametrischen J-h-Bruchmechanikkonzeptes, s. [IWM-05, S. 20] |
| J | J-Integral, in N/mm bzw. kN/m |
| J_c, J_{IC} | kritischer Wert des J-Integrals beim Beginn der instabilen Rissinitiierung |
| J_i | J-Integralwert bei Rissinitiierung |
| J_{IC} | J-Integral beim Beginn der instabilen Rissinitiierung nach [ISO12135-02] |
| K_0 | Skalenparameter (scale parameter) der Weibullverteilung der Master Curve nach ASTM [E1921-05] bzw. der SINTAP-Prozedur. Bruchzähigkeit bei 63,2% kumulierter Versagenswahrscheinlichkeit, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_{Ia} | Rissauffangzähigkeit |
| K_{IC} | kritischer Wert der Spannungsintensität, linear-elastische Bruchzähigkeit |
| K_{IR} | Rissauffangzähigkeit |
| K_{end} | max. Spannungsintensitätsfaktor am Ende des Probeneinschwingens |
| K_{Jc} | aus dem J-Integral berechneter kritischer Wert der Spannungsintensität, "Bruchzähigkeit" im ebenen Dehnungszustand, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_{Jc} | entspricht K_{Jc} , in Gl. (14) sowie im UC-Konzept, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| $K_{Jc}^{(i)}$ | einzelne Bruchzähigkeitswerte K_{Jc} in Gl. (8), in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_{Jc}^{deep} | Bruchzähigkeit K_{Jc} unter hohem In-plane-Constraint, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| $K_{Jc}^{(limit)}$ | maximale Messkapazität einer Probe, Sensorisierungskriterium, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| $K_{Jc}^{(med)}$ | Median-Bruchzähigkeit von 1T-Proben nach ASTM [E1921-05], in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_{Jc}^{shelf} | $= 26 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Schwellenwertparameter der Unified Curve |
| $K_{Jc(0,xx)}$ | untere und obere Toleranzgrenze für die abgeschätzte Bruchzähigkeit |
| $K_{Jc(1T)}$ | auf Probendicke von 1T umgerechnete Bruchzähigkeit, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_{MAT} | einzelne Bruchzähigkeitswerte der SINTAP-Prozedur, vgl. K_{Jc} |
| $K_{MAT(25,4\text{mm})}$ | auf Probendicke von 1T normierte Bruchzähigkeit der SINTAP-Prozedur, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, vergleichbar mit $K_{Jc(1T)}$ in ASTM [E1921-05] |
| \bar{K}_{MAT} | Median-Bruchzähigkeit von 1T-Proben, SINTAP-Prozedur, in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_{min} | $= 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Schwellenwertparameter (threshold parameter) der Weibullverteilung der Master Curve nach ASTM [E1921-05] |
| KV | Schlagarbeit des Charpyversuchs, in J |
| m | $= 4$, Formparameter (shape parameter) der Weibullverteilung der Master Curve nach ASTM [E1921-05], dimensionslos |
| M_{limit} | $= 30$, Deformationskriterium bei Bruchmechanikproben, dimensionslos |
| n | Verfestigungsexponent |
| P_f | Versagenswahrscheinlichkeit |
| P_{max} | limit load (Grenzlast) beim Einschwingen, in N |
| Q | Constraintparameter des zweiparametrischen J-Q-Bruchmechanikkonzeptes, s. [IWM-05, S. 20 f.] |
| R | Spannungsverhältnis beim Einschwingen, dimensionslos |
| r | Anzahl der nichtzensurierten Proben (nach ASTM E1921) |
| r | Anzahl der durch Sprödbbruch versagten Proben (SINTAP-Prozedur) |



| | |
|--------------------------|--|
| R_m | Zugfestigkeit des Zugversuchs, in MPa, s.a. σ_{TS} |
| $R_{p0,2}$ | 0,2%-Dehngrenze des Zugversuchs in MPa, s.a. σ_y , σ_Y und σ_{ys} |
| RT_{grenz} | Referenztemperatur nach [KTA3203-01] |
| RT_{NDT} | Referenztemperatur nach ASME auf Basis von Pellini- und Charpytests |
| RT_{T0} | Referenztemperatur auf Basis von Master Curve- T_0 , nach ASME-Code, Gl. (31), bzw. nach VERLIFE-Code, Gl. (36) |
| T | Prüftemperatur, in °C |
| T | Probendicke normiert auf 1T (1 Zoll=25,4mm), dimensionslos |
| T_i | einzelne Prüftemperatur in Gl (8), in °C |
| T_k | kritische Sprödbruchtemperatur für WWER im VERLIFE-Code, in °C |
| T_K | SINTAP-Referenztemperatur, vor Berücksichtigung der Probenanzahl |
| T_R | SINTAP-Referenztemperatur, nach Berücksichtigung der Probenanzahl |
| T_{stress} | Constraintparameter des zweiparametrischen K-T-Bruchmechanikkonzepts, s. [IWM-05, S. 20] |
| T_{xxJ} | CVN-Übergangstemperatur des Charpyversuchs allgemein, in °C |
| T_0 | Referenztemperatur bei einer Median-Bruchzähigkeit von 100 MPa \sqrt{m} nach ASTM [E1921-05], in °C |
| $T_0(1\sigma)$ | T_0 inkl. der einfachen Standardabweichung SAW, in °C |
| T_{01}, T_{02} | Parameter des bimodalen Master Curve-Ansatzes |
| $T_{0\text{deep}}$ | Referenztemperatur unter hohem In-plane-Constraint, in °C |
| T_0^{initial} | T_0 des unbestrahlten Zustandes in [VERLIFE-03], in MPa \sqrt{m} |
| T_0^{MM} | Parameter des multimodalen MC-Ansatzes, in MPa \sqrt{m} |
| $T_0^{\text{operation}}$ | T_0 im bestrahlten Zustand in [VERLIFE-03], in MPa \sqrt{m} |
| T_0^{UC} | "Referenztemperatur" der Unified Curve, bei der $K_{JC} = 100$ MPa \sqrt{m} ist |
| T_{28J} | 28J-CVN-Übergangstemperatur des Charpyversuchs, in °C |
| T_{41J} | 41J-CVN-Übergangstemperatur des Charpyversuchs, in °C |
| W | Breite der Bruchmechanikprobe, in mm |
| δ | Risspitzenöffnung |
| Δa | stabiler Rissfortschritt, in mm |
| ΔRT_{NDT} | Verschiebung von RT_{NDT} , in K |
| $\Delta\sigma_y$ | Verschiebung der 0,2%-Dehngrenze σ_y , in MPa |
| ΔT | Verschiebung der spröd-duktilen Übergangstemperatur allgemein, in K |
| ΔT_F | bestrahlungsinduzierte berechnete T_0 -Verschiebung in [VERLIFE-03] |
| ΔT_{xxJ} | Verschiebung der CVN-Übergangstemperatur des Charpyversuchs allgemein, in °C |
| ΔT_0 | Standardabweichung bei 85%-Konfidenzniveau (zweiseitig) $\sigma_{(Z85)}$ nach ASTM [E1921-05], in K |
| ΔT_{41J} | Verschiebung der spröd-duktilen Übergangstemperatur bei 41J Schlagarbeit, in K |
| η | Konstante zum Berechnen des plastischen Anteils des J-Integrals J_p |
| Φ | Neutronenfluenz in 10^{18} n/cm 2 ($E > 1$ MeV) |
| ν | =0,3, Poissonkonstante, dimensionslos |
| Ω | Parameter der Unified Curve, der die Kurvenform bestimmt |
| σ | statistische Standardabweichung (SAW) |
| σ_{TS} | Zugfestigkeit des Zugversuchs R_m in Norm ASTM [E1820-06], in MPa |
| σ_y | „effective yield strength“ (Fließgrenze), nur in ASTM [E1820-06, §3.2.8] zur Bestimmung der Grenzlast P_m nach Gl. (A1.1) und (A2.2.) bzw. |



§7.4.5 als Mittelwert aus $R_{p0,2}$ und R_m , inkl. Berücksichtigung der Prüftemperatur und Versuchsgeschwindigkeit

- σ_Y $R_{p0,2}$, 0,2%-Dehngrenze des Zugversuchs in MPa in Gl. (24) und (25)
- σ_{ys} $R_{p0,2}$, 0,2%-Dehngrenze des Zugversuchs in MPa
- σ_1, σ_2 Parameter des bimodalen Master Curve-Ansatzes
- σ_{T0}^{MM} Parameter des multimodalen MC-Ansatzes
- Σ_{ni} Summe der Wichtungsfaktoren nach ASTM [E1921-05], dimensionlos



Literatur

- Amaev-93: A. D. Amaev, A. M. Kryukov, I. L. Vladimir, M. A. Sokolov: Radiation Stability of WWER-440 Vessel Materials. In: Radiation Embrittlement of Nuclear RPV Steels: An Intl. Review. L. E. Steele (Ed.): ASTM STP 1170, Bd. 4, S. 9-29. Philadelphia: Amer. Soc. of Mech. Engineers, 1993. ISBN-13: 978-0-8031-1478-4
- Amaev-99: A. D. Amaev, D. Y. Erak, A. M. Kryukov: Radiation Embrittlement of WWER-1000 Pressure Vessel Materials. In: Irradiation Effects and Mitigation, Proc. of the IAEA Specialists Meeting in Madrid, IWG-LMNPP-99/2, S. 374, Wien: IAEA, 1999
- Anderson-04: T. L. Anderson: Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, 3rd Edition. CRC Press, 2004. ISBN-13: 978-0849342608.
- ASME Code Case N-629: Use of Fracture Toughness Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sect. XI: Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components Sec. XI, Division 1. New York: Amer. Soc. of Mech. Engineers, 2004
- ASME Code Case N-631: Use of Fracture Toughness Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Other Than Bolting for Class 1 Vessels. ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III, Division 1. New York: Amer. Soc. of Mech. Engineers, 1999
- ASME Article A-4000: Material Properties. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sect. XI: Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components Sec. XI, Division 1, New York: Amer. Soc. of Mech. Engineers, 2004
- ATHENA-07: http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/flux_effect.php
- Becker-62: M. Becker, H. Klemm: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren. Leipzig: Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, 1962
- Beremin-83: F. M. Beremin: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel. Metall. Trans. Bd. 14A (1983), S. 2277-2287
- Betegon-91: C. Betegón, J. W. Hancock: Two-Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack-Tip Fields. J. Appl. Mech. Bd. 58, Ausg. 1 (1991), S. 104-110
- Böhmert-95: J. Böhmert, M. Große, H.-W. Viehrig: Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften, des Bestrahlungs- und des Ausheilverhaltens von der Tiefenlage in Schmiedestücken des WWER-Reaktordruckbehälterstahles 15Ch2MFA, FZR-93, FZ Rossendorf, April 1995
- Böhmert-03: J. Böhmert, A. Gokhman, M. Große, A. Ulbricht: Nachweis, Interpretation und Bewertung bestrahlungsbedingter Gefügeänderungen in WWER-Reaktor-Druckbehälterstählen. Wiss.-techn. Bericht FZR-381. FZ Rossendorf, 2003. ISSN 1437-322X
- Bolton-04: C. Bolton: ATHENA WP6, Ageing Mechanisms: Ageing in C-Mn steels. ATHENA Workshop, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien.
<http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/docs/rome/wp6/AGEING-C Mn-STEELS.pdf>

| | | |
|--|--|--|
| | <p align="center">BMW Forschungsvorhaben 1501277</p> <p align="center">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p align="right">Abschlussbericht Seite 67</p> |
|--|--|--|

- Brumovsky-87: M. Brumovský: Service Life of VVER-Type Reactor Pressure Vessels, ZJE-277, Pilsen, 1978
- Brumovsky-93: Lifetime and Reliability of VVER RPVs from the Point of View of Materials Properties. Nucleon, Journal of the REZ Nuclear Research Institute, No. 3-4. Rez (Tschech. Republik): REZ, 1993, ISSN 0302-8542
- Brumovsky-01: M. Brumovský: Master Curve Application to Embrittled RPVs of WWER Type Reactors, Proc. Intl. Conf. "ASME Pressure Vessel and Piping", 22. bis 26. Juli 2001, Atlanta, USA
- Brumovsky-02: M. Brumovský: Application of Master Curve in Licensing WWER Type Reactors. MASC Workshop "Use and Application of the Master Curve for Determining Fracture Toughness". VTT: 12. bis 14. Juni 2002, Helsinki, Finnland
- Brumovsky-02b: M. Brumovský, A. Ballesteros: Application of Master Curve Approach to WWER-1000 RPV Materials, Proc. Intl. Symp. "ASME Pressure Vessel and Piping", 4. bis 8. August 2002, Vancouver, Kanada
- Brumovsky-04: M. Brumovský: VERLIFE "Unified Procedure". ATHENA Workshop. AMES Thematic Network EURATOM FP5, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien.
<http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/docs/rome/wp3/Brumovsky%20-%20VERLIFE.pdf>
- Brumovsky-05: M. Brumovský: Introduction to WWER RPV Materials. PERFECT WP II. 13. Juni 2005, Bratislava, Slowakische Republik
- BS7910:1999 British Standard BS 7910:1999. Guide on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures. ISBN-13: 978-0-580-33081-0
- Chaouadi-99: R. Chaouadi, M. Scibetta, E. van Walle, R. Gerard: On the Use of the Master Curve Based on the Precracked Charpy Specimen, ASME PVP Bd. 393, S. 35-46, New York: Amer. Soc. of Mech. Engineers, 1999. ISBN-13: 978-0791816271
- CRIEPI-06: High Accuracy Prediction of Irradiation Embrittlement in the Light Water Reactor and Its Code Formation. Major Project 2006, Central Research Institute of Electric Power Industry CRIEPI, Japan.
http://criepi.denken.or.jp/en/a_about/2006Project%20Reports&SoA.pdf.pdf
- Debarberis-04: L. Debarberis: ATHENA WP5, Radiation Embrittlement Understanding: Introduction, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien.
<http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/docs/rome/wp5/Debarberis-WP5-Overview.pdf>
- Debarberis-04b: L. Debarberis, B. Acosta, F. Sevini (Eds.): State of the Art on Role of Nickel and Manganese on Radiation Embrittlement. SAFELIFE 2003-TASK 1.4 Deliverable. European Commission. EUR 21304 EN.
http://www.jrc.nl/publications/scientific_publications/2004/P2004-177=EUR21304EN.pdf
- DIN-50125-04: Norm DIN 50125. Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben Köln: Beuth, 2004-01
- DIN-EN-10002-1-01: Norm DIN EN 10002-1. Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Köln: Beuth, 2001-12



- DIN-EN-10002-5-92: Norm DIN EN 10002-5. Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur. Köln: Beuth, 1992-02
- DIN-EN-10045-1-91: Norm DIN EN 10045-1. Metallische Werkstoffe; Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy; Teil 1: Prüfverfahren. Köln: Beuth, 1991-04
- DIN-EN-ISO-14556-00: Norm DIN EN ISO 14556. Stahl - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerb) - Instrumentiertes Prüfverfahren. Köln: Beuth, 2000-09
- E399-05: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials, ASTM International
- E813-81: Test Method for J_{Ic} , A Measure of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, Part 10. ASTM International
- E813-89E01: Test Method for J_{Ic} , A Measure of Fracture Toughness, ASTM International
- E1820-06: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, ASTM International
- E1290-02e1: Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement, ASTM International
- E1921-05: Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range, ASTM International
- English-04: C. English: ATHENA WP5, Radiation Embrittlement Understanding: Microstructural Characterisation of Irradiated RPV Steels, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien. <http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/docs/rome/wp5/English-Materials-Characterisation.pdf>
- EricksonKirk-06: Mark EricksonKirk, Marjorie EricksonKirk: An Upper-shelf Fracture Toughness Master Curve for Ferritic Steels. Intl. J. of Press. Vessels and Piping, Bd. 83, Ausg. 8 (August 2006), S. 571-583. doi:10.1016/j.ijpvp.2006.05.001
- EricksonKirk-06b: Marjorie EricksonKirk, Mark EricksonKirk, S. Rosinski, J. Spanner: Evidence of a Master Curve for Charpy Energy Transition Data in Ferritic Steels and Implications. 3rd PERFECT Plenary Meeting RPV Mechanics, 8. bis 10. Februar 2006, Hévíz, Ungarn
- ESIS P2-92: ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials
- Gao-00: X. Gao, R. H. Dodds: Constraint Effects on the Ductile-to-cleavage Transition Temperature of Ferritic Steels: a Weibull Stress Model. Intl. J. of Fract., Bd. 102 (2000); S. 43-69
- GKSS-02: K.-H. Schwalbe: EFAM GTP 02 - the GKSS Test Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials. Geesthacht: GKSS-Forschungszentrum, 2002
- GRS-03: GRS-Jahresbericht 2002/2003. GRS, 2003.
http://www.grs.de/products/data/3/pe_483_20_1_ib_02_03_kap_3_1.pdf
- Gurson-77: A. L. Gurson: Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth. Part I - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. J. Engng. Mat. Techn., Bd. 99 (1977), S. 2-15



- IAEA429-05: Guidelines for Application of the Master Curve Approach to Reactor Pressure Vessel Integrity in Nuclear Power Plants. Techn. Reports Ser. No. 429. Wien: IAEA, 2005.
http://www-pub.iaea.org/MTCD/publications/PDF/TRS429_web.pdf
- IAEA1230-01: IAEA: Reference Manual on the IAEA JRQ Correlation Monitor Steel for Irradiation Damage Studies, IAEA TECDOC-1230. Wien: IAEA, 2001
http://www-pub.iaea.org/MTCD/publications/PDF/te_1230_prn.pdf
- IAEA1435-05: IAEA: Application of Surveillance Programme Results to Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment, IAEA TECDOC-1435. Wien: IAEA, 2005
http://www-pub.iaea.org/MTCD/publications/PDF/TE_1435_web.pdf
- IAEA1441-05: Effects of Nickel on Irradiation Embrittlement of Light Water Reactor Pressure Vessel Steels. IAEA TECDOC Series No. 1441. IAEA-TECDOC-1441. Wien: IAEA, 2005. ISBN-13: 978-92-0-103305-5
http://www-pub.iaea.org/MTCD/publications/PDF/TE_1441_web.pdf
- IAEA-EPB-06: IAEA-EBP-WWER-08 (Rev. 1). Guidelines on Pressurized Thermal Shock Analysis for WWER Nuclear Power Plants, Revision 1. Wien. IAEA, Januar 2006. ISSN 1025-2762. [http://www-pub.iaea.org/MTCD/publications/PDF/IAEA-EBP-WWER-08\(1\).pdf](http://www-pub.iaea.org/MTCD/publications/PDF/IAEA-EBP-WWER-08(1).pdf)
- IAEA-06: IAEA Nuclear Power Newsletter Vol. 3, No. 4, Dezember 2006, S. 5.
<http://www-pub.iaea.org/MTCD/publications/PDF/Newsletters/NENP-03-04.pdf>
- Iskander-90: S. K. Iskander, W. R. Corwin; R. K. Nanstad: Effects of Irradiation on Crack-arrest Toughness of Two High-copper Welds. 15. Intl. Symp. on Effects of Radiation on Materials, 17. bis 22. Juni 1990, Nashville, USA.
<http://www.osti.gov/energycitations/purl.cover.jsp?purl=/6239773-HPqI57/>
- Iskander-99: S. K. Iskander, M. A. Sokolov, R. K. Nanstad: Comparison of Different Experimental and Analytical Measures of Thermal Annealing Response of Neutron-Irradiated RPV Steels Effects of Radiation on Materials. In: R. K. Nanstad et al. (Eds.): Effects of Radiation on Materials: 18th Int. Symp., ASTM STP 1325, S. 403-420. ASTM, 1999
- ISO12135-02: ISO 12135:2002 Metallic Materials - Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness
- IWM-05: Abschlussbericht Vorhaben-Nr. 1501239: Kritische Überprüfung des Mastercurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken. Berichts-Nr. S8/2004. Freiburg: Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, 2005
- JAERC-86: Japanese Atomic Energy Research Committee: Manufacturing History and Mechanical Properties of Japanese Materials Provided for the International Atomic Energy Agency, October 1996
- Josse-06: F. Josse et al.: Statistical Analyses for Probabilistic Assessments of the Reactor Pressure Vessels : Building a Master Curve on an Extract of a European Fracture Toughness Dataset, Controlling Statistical Uncertainty for Both Mono-Temperature and Multi-Temperature Tests. ICONE14-89481. Proc. Of ICONE14. 14th Intl. Conf. On Nucl. Engng. 17. bis 20. Juli 2006, Miami, USA



- Joyce-98: J. A. Joyce: On the Utilization of High Rate Charpy Test Results and the Master Curve to Obtain Accurate Lower Bound Toughness Predictions in the Ductile-to-brittle Transition, Small Specimen Test Techniques. In: W. R. Corwin et. al. (Eds.): Small Specimens Test Techniques, ASTM STP 1329. ASTM, 1998. ISBN-13: 978-0-8031-2476-9
- Joyce-99: J. A. Joyce, R. L. Tregoning: Development of the T_0 Reference Temperature from Precracked Charpy Specimens, ASME PVP, Bd. 393, S. 53-62, 1999
- Joyce-01: J.A. Joyce, R. L. Tregoning: Development of the T_0 Reference Temperature from Precracked Charpy Specimens. Engng. Fract. Mech., Bd. 68, Nr. 7 (Mai 2001), S. 861 bis 894
- Joyce-02: J. A. Joyce, R. L. Tregoning: Investigation of Specimen Geometry Effects and Material Inhomogeneity Effects in A533B Steel. In: ECF14-Fracture Mechanics Beyond 2000, 14th Europ. Conf. on Fracture. 8. bis 13. September 2002, Krakau, Polen
- Joyce-06: J. A. Joyce, R. L. Tregoning, C. Roe: On Setting Testing Rate Limitations for the Master Curve Reference Temperature, T_0 , of ASTM E 1921. J. of Testing a. Eval., Bd. 34, Ausg. 2 (2006) Paper ID: JTE14108. doi: 10.1520/JTE14108
- Kalkhof-03: D. Kalkhof, H.- P. Seifert, M. Niffenegger, S. Richter: Maßgebende Alterungsphänomene bei metallischen Werkstoffen. In: Betriebsdauermanagement der Kernkraftwerke, 27. bis 28. Nov. 2003, Winterthur, Schweiz
- Kantidis-94: E. Kantidis, B. Marini, A. Pineau: A Criterion for Intergranular Brittle Fracture of Low Alloy Steel, Fatigue and Fract. of Engng. Mater. and Struct., Bd. 17, Ausg. 6 (Juni 1994), S. 619 - 633. doi:10.1111/j.1460-2695.1994.tb00261.x
- Keim-04: E. Keim, D. Siegele, G. Nagel: Validation of RT_{T0} for German Reactor Pressure Vessel Steels. ATHENA Workshop. AMES Thematic Network EURATOM FP5, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien. <http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/docs/rome/wp3/Keim-Validation-of-RTT0.pdf>
- Kirk-01: M. Kirk, M. Mitchell: Potential Roles for the Master Curve in Regulatory Application. Intl. J. of Pressure Vessels and Piping, Bd. 78, Ausg. 2-3 (Februar 2001), S. 111-123. doi:10.1016/S0308-0161(01)00034-5
- Kirk-03: M. Kirk: Master Curve Applications for RPV Integrity Assessment. Proc. NATO ARW: Scientific Fundamentals for the Life Time Extension of Reactor Pressure Vessels, 22. bis 25. April 2002, Kiev, Ukraine. Kluwer, 2003
- Kryukov-94: A. M. Kryukov, V. I. Levit, P. A. Platonov: On the Mechanism of the Radiation Embrittlement of VVER-440 Type Pressure Vessel Steel and the Effect of Phosphorus, S. 25. 5. Deutsch-Russisches Seminar 'Komponentensicherheit und Qualitätssicherung', 1994, Stuttgart
- Kryukov-05: A. Kryukov, A. Chernobaeva, A. Amaev et al.: Flux Effect on Radiation Embrittlement of VVER-440 Reactor Pressure Vessel Materials. In: SMiRT 18, 18th Int. Conf. on Struc. Mech. in React. Tech., 7. bis 12. August 2005, Beijing, China



- KTA3201.2-96: KTA 3201.2: Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Sicherheitstechnische Regeln des KTA, Abschnitt 7.9: Sprödbuchanalyse, Fassung 6/96
- KTA3203-01: KTA 3203: Überwachung des Bestrahlungsverhaltens von Werkstoffen der Reaktordruckbehälter von Leichtwasserreaktoren, Sicherheitstechnische Regel des KTA, Fassung 6/01
- Kußmaul-96: K. Kußmaul, J. Föhl, H. Beyer: Bruchmechanische Bewertungskonzepte für bestrahlte Reaktordruckbehälterwerkstoffe. 22. MPA-Seminar Sicherheit und Verfügbarkeit in der Anlagentechnik. MPA: Stuttgart, 1996
- Landes-80: J. D. Landes, D. H. Shaffer: Statistical Characterization of Fracture in the Transition Region. ASTM STP 700, S. 368-382. West Conshohocken: ASTM, 1980
- Landes-93: J. Landes, J. Heerens, K.-H. Schwalbe, B. Petrovski: Size, Thickness and Geometry Effects on Transition Fracture. Fat. Fract. Engng. Mat. Struct., Bd. 16 (1993), S. 1135-46
- Lidbury-07: D. Lidbury: Integrated Project PERFECT: Prediction of Irradiation Damage Effects in Reactor Components. SPIII (RPV Mechanics Sub-Project). UK Plenary Meeting, 17. Januar 2007, Antwerpen, Niederlande
- Löwe-04: A. Löwe: Untersuchungen zur Bewertung von Reaktordruckbehälterstählen. TU Dresden, Fak. Maschinenwesen, Diplomarbeit 2004
- Lucon-00: E. Lucon, M. Scibetta, R. Chaoudi: Applicability of the Master Curve Approach to a RPVS with Various Types of Cleavage Initiators: 20MnMoNi55. Report R-3398. Mol, Belgien: SCK•CEN, 2000
- Lucon-03: E. Lucon, M. Scibetta, E. van Walle: Assessment of the Master Curve Approach on Three Reactor Pressure Vessel Steels. Intl. J. of Fract., Bd. 119, Ausg. 2 (Januar 2003), S. 161-178. doi: 10.1023/A:1023910610553
- Margolin-98: B. Z. Margolin, A. G. Gulenko V. A. Shvetsova: Probabilistic Model for Fracture Toughness Prediction Based on the New Local Fracture Criteria. Intl. J. of Pressure Vessels and Piping, Bd. 75, Ausg. 4 (1998), S. 307-320. doi:10.1016/S0308-0161(98)00005-2
- Margolin-98b: B. Z. Margolin, A. G. Gulenko V. A. Shvetsova: Improved Probabilistic Model for Fracture Toughness Prediction for Nuclear Pressure Vessel Steels. Intl. J. of Pressure Vessels and Piping, Bd. 75, Ausg. 12 (1998), S. 843-855. doi:10.1016/S0308-0161(98)00083-0
- Margolin-01: B. Z. Margolin, V. A. Shvetsova, A. G. Gulenko: Towards Fundamental Understanding of the Master Curve. Symposium on RESQUE and REFEREE. 5. bis 7. September 2001, Mol, Belgien
- Margolin-01b: B. Z. Margolin, A. G. Gulenko, V. A. Shvetsova: Cleavage Fracture Toughness for 3Cr-Ni-Mo-V Reactor Pressure Vessel Steel: Theoretical Prediction and Experimental Investigation. Intl. J. of Pressure Vessels and Piping, Bd. 78 (Juni 2001), S. 429-441. doi:10.1016/S0308-0161(01)00057-6
- Margolin-02 : B. Z. Margolin, V. A. Shvetsova, A. G. Gulenko: Comparison of the Master Curve and Russian Approaches as Applied to WWER RPV Steels". MASC



Workshop "Use and Application of the Master Curve for Determining Fracture Toughness". VTT: 12. bis 14. Juni 2002, Helsinki, Finnland

Margolin-06: B. Z. Margolin, V. A. Shvetsova, A. G. Gulenko, V. I. Kostylev: Radiation Embrittlement of RPV Steels: From Physics to Mechanics and Engineering. Predictions on the Basis of Prometey Local Approach, 3rd PERFECT Plenary Meeting RPV Mechanics, 8. bis 10. Februar 2006, Hévíz, Ungarn

Marston-78: T. U. Marston: Flaw Evaluation Procedures - Background and Application of ASME Section XI Appendix A, EPRI NP-719-SR. Palo Alto: Electric Power Research Institute, 1978

McCabe-99: D. E. McCabe, M. A. Sokolov: Experimental Validation Work to Prove the Master Curve Concept, ASME PVP, Bd. 393 (1999), S. 29-34

McCabe-05: D. E. McCabe, J. G. Merkle, K. Wallin: An Introduction to the Development and Use of the Master Curve. ASTM Manual MNL52, West Conshohocken: ASTM, 2005. ISBN-13: 978-0-8031-3368-6

Merkle-98: J. G. Merkle, K. Wallin, D. E. McCabe: Technical Basis for an ASTM Standard on Determining the Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range. NUREG/CR-5504, ORNL/TM-13631. Oak Ridge: ORNL, 1998

Miller-00: M. K. Miller, P. Pareige, M. G. Burke: Understanding Pressure Vessel Steels - An Atom Probe Perspective. Materials Characterization Bd. 44, Ausg. 1-2 (Januar-Februar 2000), S. 235-254. doi:10.1016/S1044-5803(99)00056-X

Miller-06: M. K. Miller, R. K. Nanstad, M. A. Sokolov, K. F. Russell: The Effects of Irradiation, Annealing and Reirradiation on RPV Steels. Proc. of the Symp. on Microstructural Processes in Irrad. Materials. In: Journal of Nucl. Materials, Bd. 351, Ausg. 1-3 (Juni 2006), S. 216-222. doi:10.1016/j.jnucmat.2006.02

MPA-06: Abschlussbericht Vorhaben-Nr. 1501240: Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken. Berichts-Nr. 8886 000 000. Stuttgart: Materialprüfungsanstalt Univ. Stuttgart, 2006

Müller-00: G. Müller: Untersuchungen zum Zusammenhang zwischen Seigerungen und Zähigkeitskennwerten des RDB-Stahles ASTM A533B cl.1 des Blockes 5JRQ22. Arbeitsbericht FZR/FWSM - 01/2000. FZ Rossendorf, 2000

Müller-01: G. Müller: Anwendung verschiedener Abdruckverfahren zur Darstellung von Bruchflächen Arbeitsbericht FZR/FWSM - 10/2001. FZ Rossendorf, 2001

Müller-Okt02: G. Müller: Anwendung verschiedener Abdruckverfahren zur Darstellung von Bruchflächen (Nachweis interkristallinen Bruchs auf die Bruchflächen mittels Provil NOVO Light C.D.) Arbeitsbericht FZR/FWSM - 10/2001 (Teil 2). FZ Rossendorf, 2002

Müller-Nov02: G. Müller: Charakterisierung des Bruchverhaltens radioaktiver Proben mittels Abdruckverfahren" Arbeitsbericht FZR/FWSM - 04/2002. FZ Rossendorf, 2002

Nanstad-92: R. K. Nanstad, D. E. McCabe, F. M. Haggag, K. O. Bowman, D. J. Downing: Statistical Analyses of Fracture Toughness Results for Two Irradiated high Copper Welds. Effects of Radiation on Materials: 15th Intl. Symp. In:



- R. E. Stoller, A. S. Kumar, D. S. Gelles (Eds.): ASTM STP 1125, S. 270-291. Philadelphia: ASTM, 1992
- Nanstad-02: R. K. Nanstad, M. A. Sokolov, D. E. McCabe: Applicability of the Fracture Toughness Master Curve to Irradiated Highly Embrittled RPV Steel and to the Intergranular Fracture Mechanism. Proc. of the NATO ARW: Scientific Fundamentals for the Life Time Extension of Reactor Pressure Vessels. 22. bis 25. April 2002, Kiew, Ukraine.
<http://www.ornl.gov/~webworks/cppr/y2001/pres/119564.pdf>
- Nanstad-Gus-04: R. Nanstad et. al.: Fracture Toughness, Thermolectric Power, and Atom Probe Investigations of JRQ Steel in I, IA, IAR, and IARA Conditions. Technical Meeting on Irradiation Effects and Mitigation in RPV and Reactor Internals, 24. bis 28. Mai 2004, Gus-Khrustalny, Russland
- Nanstad-05: R. K. Nanstad, M. A. Sokolov: Fracture Toughness Vis-a-Vis the Master Curve for Some Advanced Reator Pressure Vessel and Structural Steels. EUROMAT 2005, 5. bis 8. September 2005, Prag, Tschechische Republik.
<http://www.extremat.org/ib/site/publication/downloads/Paper%20Nanstad1.pdf>
- NESC-IV-05: An Investigation of the Transferability of Master Curve Technology to Shallow Flaws in Reactor Pressure Vessel Applications. Final Report, European Commission, Joint Research Centre, EUR 21846EN, September 2005.
http://ie.jrc.cec.eu.int/publications/scientific_publications/2005/EUR21846EN.pdf
- Nevalainen-97: M. Nevalainen: The Effect of Specimen and Flaw Dimensions on Fracture Toughness. Dissertation. VTT Publication 314. Espoo, Finnland: VTT, 1997. <http://virtual.vtt.fi/inf/pdf/publications/1997/P314.pdf>
- Nikolaev-05: Y. A. Nikolaev: Radiation Embrittlement of VVER-1000 RPV Steels. In: SmiRT 18, 18th Int. Conf. on Struc. Mech. in React. Tech., 7. bis 12. August 2005, Beijing, China
- Nilsson-06: K.-F. Nilsson, N. Taylor; P. Minnebo: Analysis of Fracture Tests on Large Bend Beams Containing an Embedded Flaw. Intl. J. of Press. Vessels and Piping, Bd. 83, Ausg. 1 (Januar 2006), S. 72-83. doi:10.1016/j.ijpvp.2005.09.003
- NRC-07: NRC Regulatory Guide Update Program, Phase 3, Stand Mai 2007
<http://www.nrc.gov/reading-rm/doc-collections/reg-guides/>
- Odette-04: G. R. Odette, T. Yamamoto, H. Kishimoto, M. Sokolov, P. Spätig, W. J. Yang, J.-W. Rensman, G. E. Lucas: A Master Curve Analysis of F82H Using Statistical and Constraint Loss Size Adjustments of Small Specimen Data. J. of Nucl. Mat., Bd. 329-333, Teil 2 (1. August 2004), S. 1243-1247.
doi:10.1016/j.jnucmat.2004.04.255
- ODowd-91: N. P. O'Dowd, D. F. Shih: Family of Crack-tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter. I Structure of Fields. J. Mech. Phys. Solids Bd. 39, Ausg. 8 (1991), S. 989-1015
- ODowd-92: N. P. O'Dowd, D. F. Shih: Family of Crack-tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter. II Fracture Applications. J. Mech. Phys. Solids Bd. 40, Ausg. 5 (1992), S. 939-963



- ODowd-93: N. P. O'Dowd, D. F. Shih: Two-parameter Fracture Mechanics: Theory and Applications, Report No. NUREG/CR-5958, US Nuclear Regulatory Commission, Washington, USA, 1993
- Ortner-01: S. R. Ortner: The Shape Of The Ductile-To-Brittle Transition. AEAT/R/NT/0381 Issue 2, 2001. <http://www.hse.gov.uk/research/nuclear/aeat.pdf>
- Ortner-02: Factors Affecting the Shape of the Ductile-to-brittle Transition : Irradiation Effect in Reactor Pressure Vessel Steels. Proc. "Irradiation Embrittlement and Mitigation" Meeting 14. Mai 2001, Gloucester, Großbritannien. In: Intl. J. of Press. Vessels and Piping Bd. 79, Ausg. 8-10 (August 2002), S. 693-700. doi:10.1016/S0308-0161(02)00072-8
- Pareige-04: P. Pareige, B. Radiguet, M. Kozodaev, J. P. Massoud, O. Zabusov: Atomic Scale Observation of the Microstructure of a VVER 440 steel to Understand Properties of Irradiated, Annealed or Re-irradiated Materials. Technical Meeting on Irradiation Effects and Mitigation in RPV and Reactor Internals, 24. bis 28. Mai 2004, Gus-Khrustalny, Russland
- Rantala-02: R. Rantala: The Application of the Master Curve from the Finnish authorities' point of view. MASC Workshop "Use and Application of the Master Curve for Determining Fracture Toughness". VTT: 12. bis 14. Juni 2002, Helsinki, Finland
- Rathbun-00: H. J. Rathbun, G. R. Odette, M. Y. He: Size Scaling of Toughness in the Transition: A Single Variable Experiment and Data Base Assessment. Applications of Fracture Mechanics in Failure Assessment, PVP, Bd. 412, S. 113-124. D. Lidbury (Ed.), ASME : New York, 2000
- Reg1.99-88: Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Vessel Materials, Regulatory Guide 1.99, Revision 2. U.S. Nucl. Regulatory Commission: Washington, D. C., Mai 1988
- Roos-04: E. Roos, U. Eichele: Ermittlung von Bruchmechanikkennwerten zur Bauteilbewertung. DGM-Tagung Werkstoffpr. 2004, 25. bis 26.11.2004, Neu-Ulm. http://www.dgm.de/past/2004/werkstoffpruefung/download/687_18.pdf
- Rosinski-00: S. T. Rosinski, W. L. Server: Application of the Master Curve in the ASME Code, Intl. J. of Press. Vessels and Piping, Bd. 77, Ausg. 10 (15. August 2000), S 591-598. doi: 10.1016/S0308-0161(00)00031-4
- Rosinski-00: S. T. Rosinski: Validation of Master Curve Fracture Toughness Methodology for RPV Integrity Assessment (PWRMRP-26), PWR Materials Reliability Project (PWRMRP) 1000707, Final Report, 2000
- Rousselier-87: G. Rousselier: Ductile Fracture Models and Their Potential in Local Approach of Fracture, Nucl. Engng. and Design, Bd. 105, Ausg. 1 (Dezember 1987), S. 97-111. doi:10.1016/0029-5493(87)90234-2
- Ruggieri-98: C. Ruggieri; R. H. Dodds; K. Wallin: Constraint Effects on Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Region. Engng. Fract. Mech., Bd. 60, Nr. 1 (Mai 1998), S. 19 bis 36

| | | |
|--|--|---|
| | <p align="center">BMW Forschungsvorhaben 1501277</p> <p align="center">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p align="center">Abschlussbericht Seite 75</p> |
|--|--|---|


- Sattari-Far-05: I. Sattari-Far, K. Wallin: Application of Master Curve Methodology for Structural Integrity Assessments of Nuclear Components, SKI-Report 2005:55. Swedish Nuclear Power Inspectorate (SKI), 2005.
http://www.ski.se/dynamaster/file_archive/060323/35f67d3300e2153391581e12192285c7/SKI%20Rapport%202005_55%20weboriginal.pdf
- Scibetta-00: M. Scibetta: 3-D Finite Element Simulation of the PCCv Specimen Statically Loaded in Three-Point Bending. (report R-3440) Report BLG-860. Mol, Belgien: SCK•CEN, März 2000
- Scibetta-02: M. Scibetta, E. Lucon, E. van Walle, M. Valo: Contribution to Some Open Issues Related to the Master Curve. MASC Workshop "Use and Application of the Master Curve for Determining Fracture Toughness". VTT: 12. bis 14. Juni 2002, Helsinki, Finnland
- Server-02: W. Server, S. Rosinski, R. Lott, C. Kim, D. Weakland: Application of Master Curve Fracture Toughness for Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment in the USA, Intl. J. of Press. Vessels and Piping, Bd. 79, Ausg. 8-10 (August 2002), S. 701-713. doi: 10.1016/S0308-0161(02)00073-X
- Sevini-04: F. Sevini: ATHENA WP5: Radiation Embrittlement Understanding. Other Effects: V, Mo, Cr. ATHENA Workshop, AMES Thematic Network EURATOM FP5, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien.
<http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/docs/AMES%20Effect%20of%20element%20V%20Mo%20Cr.ppt>
- Sherry-95: A. H. Sherry, C. C. France, M. R. Goldthorpe: Compendium of T_{stress} Solutions for Two and Three Dimensional Cracked Geometries. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Band 18, 1995, S. 141-155
- Siegele-04: D. Siegele, E. Keim, G. Nagel: Comparison of Reference Temperature T_0 from Instability K_{Jc} and K_{Ic} Fracture Toughness. ATHENA Workshop. AMES Thematic Network EURATOM FP5, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien.
<http://safelife.jrc.nl/ames/projects/athena/docs/rome/wp3/Siegele-Ref-Temperature-T0.pdf>
- SINTAP-99: Structural INTEGRITY Assessment Procedures for European Industry. SINTAP Procedure Final Version: November 1999.
http://www.eurofitnet.org/sintap_Procedure_version_1a.pdf
- Sokolov-99: M. A. Sokolov, R. K. Nanstad: Comparison of Irradiation-Induced Shifts of K_{Jc} and Charpy Impact Toughness for Reactor Pressure Vessel Steels. In: R. K. Nanstad, M. L. Hamilton, F. A. Garner, A. S. Kumar (Eds.): Effects of Radiation on Materials, Proc. 18th Int. Symp. 1996, ASTM STP 1325, S. 167-190. West Conshohocken: ASTM, 1999
- Sokolov-00: M. A. Sokolov, R. K. Nanstad: Comparison of Irradiation-Induced Shifts of K_{Jc} and Charpy Impact Toughness for Reactor Pressure Vessel Steels. NUREG/CR-6609 bzw. ORNL/TM-13755. Oak Ridge: ORNL, 2000
- Sokolov-01: M. A. Sokolov, R. K. Nanstad: Comparison of Irradiation-Induced Shifts of Fracture Toughness and Calculative Procedures of Regulatory Guides. Oak Ridge: ORNL, 2001. <http://www.ornl.gov/~webworks/cppr/y2001/pres/116266.pdf>



- Sokolov-04: M. A. Sokolov, R. K. Nanstad: On Bias in T_0 Values Derived with Compact and CPVN Specimens. Proc. of ASME/JSME PVP-04: 2004 ASME/JSME Pressure Vessels and Piping Division Conference, 25. bis 29. Juli 2004, La Jolla, San Diego, USA. <http://www.ornl.gov/~webworks/cppr/y2001/pres/121763.pdf>
- Spätig-00: P. Spätig, E. Donahue, G. R. Odette, G. E. Lucas, M. Victoria: Transition Regime Fracture Toughness-Temperature Properties of Two Advanced Ferritic-Martensitic Steels. In: L. P. Kubin et. al. (Eds.): Symp. Proc. on Multiscale Modelling of Materials, Bd. 653, Symposium Z7.8, Materials Research. Soc.: MRS Fall Meeting, 27. November-1. Dezember 2000, Boston, USA
- Stephan-00: I. Stephan, B. Böhmer: Bestimmung der Neutronenbelastung von Reaktorwerkstoffen in den Experimenten RH-5 und RH-6. Arbeitsbericht FZR/FWSM - 05/2000. FZ Rossendorf, 2000
- Stephan-01: I. Stephan, B. Böhmer: Die Bestrahlungsexperimente an Reaktordruckbehälterstählen am Rossendorfer Forschungsreaktor RFR. Arbeitsbericht FZR/FWSM - 05/2001. FZ Rossendorf, 2001
- Stephan-02: I. Stephan: Bestrahlungsexperiment RH-7 im Bestrahlungsprogramm Rheinsberg II. Arbeitsbericht FZR/FWSM - 01/2002. FZ Rossendorf, 2002
- STUK-02: YVL 3.5/5.4.2002: Ydinvoimalaitoksen Painelaitteiden Lujuuden Varmistaminen (Radiation and Nuclear Safety Authority guide). STUK 2002. <http://www.finlex.fi/pdf/normit/9930-YVL3-5.pdf>
- Tvergaard-84: V. Tvergaard, A. Needleman: Analysis of the Cup-Cone Fracture in a Round Tensile Bar, Acta Metall. Bd. 32, Ausg. 1 (1984), S. 157-196
- Ulbricht-05: A. Ulbricht, A. J. Böhmert, H.-W. Viehrig: Microstructural and Mechanical Characterization of Radiation Effects in Model Reactor Pressure Vessel Steels. J. of ASTM Intl. (JAI), Bd. 2, Ausg. 10 (November-Dezember 2005). Paper ID: JAI12385. doi: 10.1520/JAI12385
- Ulbricht-06: A. Ulbricht: Untersuchungen an neutronenbestrahlten Reaktordruckbehälterstählen mit Neutronen-Kleinwinkelstreuung. Dissertation, FZR-453. FZ Rossendorf, 2006.
- VERLIFE-03, Unified Procedure for Lifetime Evaluation of Components and Piping in WWER NPPs. Final Version September 2003
- Viehrig-02: H.-W. Viehrig, J. Böhmert, J. Džugan: Dynamic Master Curve Issues, Proc. Of MASC 2002 Use and Application of the Master Curve for Determining Fracture Toughness. 12.-14. Juni 2002, Helsinki, Finland
- Viehrig-02b: H.-W. Viehrig, J. Böhmert, J. Džugan: Some Issues by Using the Master Curve Concept. In: Nucl. Engng. and Design, Bd. 212, Ausg. 1-3 (März 2002), S. 115-124. doi:10.1016/S0029-5493(01)00465-4
- Viehrig-03: H.-W. Viehrig, J. Böhmert: Maßnahmen zur Sicherung der Betriebsdauer des Reaktordruckbehälters. In: Betriebsdauermanagement der Kernkraftwerke, 27. bis 28. November 2003, Winterthur, Schweiz
- Viehrig-06: H.-W. Viehrig, M. Scibetta, K. Wallin: Application of Advanced Master Curve Approaches on WWER-440 Reactor Pressure Vessel Steels. Intl. J. of



- Pressure Vessel and Piping, Bd. 83, Ausg. 8 (August 2006), S. 584-592. doi:10.1016/j.ijpvp.2006.04.005
- VOCALIST-06: D. P. G. Lidbury et al.: Validation of Constraint-based Methodology in Structural Integrity of Ferritic Steels for Nuclear Reactor Pressure Vessels. Fatigue and Fract. of Engng. Mat. Struct., Bd. 29, Ausg. 9-10 (September-Oktober 2006), S. 829-849. doi:10.1111/j.1460-2695.2006.01057.x
- Wallin-84: K. Wallin: The Scatter in K_{IC} -Results. Engng. Fract. Mech., Bd. 19, Ausg. 6 (1984), S. 1085-1093. doi:10.1016/0013-7944(84)90153-X
- Wallin-85: K. Wallin: The Size Effect in K_{Jc} Results. Engng. Fract. Mech., Bd. 22, Ausg. 1 (1985), S. 149-163. doi:10.1016/0013-7944(85)90167-5
- Wallin-89: K. Wallin: The Effect of Ductile Tearing on Cleavage Fracture Probability in Fracture Toughness Testing, Engng. Fract. Mech., Bd. 32, Ausg. 4 (1989), S. 523-531. doi:10.1016/0013-7944(89)90186-0
- Wallin-89b: K. Wallin: A Simple Theoretical Charpy-V- K_{IC} Correlation for Irradiation Embrittlement. ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis, PVP Bd. 170, New York: ASME, 1989. ISBN-13: 978-0791803264
- Wallin-93: K. Wallin: Irradiation Damage Effects on the Fracture Toughness Transition Curve Shape for Reactor Pressure Vessel Steels. Intl. J. of Pressure Vessel and Piping. Bd. 55, Ausg. 1 (1993), S. 61-79. doi:10.1016/0308-0161(93)90047-W
- Wallin-98: K. Wallin: Master Curve Analysis of Ductile to Brittle Transition Region Fracture Toughness Round Robin Data - The 'Euro' Fracture Toughness Curve. VTT Publication 367. Espoo: VTT Publications, 1998
- Wallin-98b: K. Wallin, A. Bannister, P. Nevesmaa: New Unified Fracture Toughness Estimation Scheme for Structural Integrity Assessment, VTT, 1998 [http://www.eurofitnet.org/sintap BRITISH STEEL BalticalVConfPaper.pdf](http://www.eurofitnet.org/sintap_BRITISH_STEEL_BalticalVConfPaper.pdf)
- Wallin-99: K. Wallin: Statistical Re-evaluation of the ASME K_{IC} and K_{IR} Fracture Toughness Reference Curves. Nucl. Engng and Design. Bd. 193, Ausg. 3 (Okt. 1999), S. 317-326. doi:10.1016/S0029-5493(99)00187-9
- Wallin-00: K. Wallin: Transferability of Fracture Mechanical Parameters - Philosophy or Physics. 26. MPA-Seminar, 5. und 6. Oktober 2000, Stuttgart
- Wallin-01: K. Wallin, T. Planman, M. Valo, R. Rintamaa: Applicability of Miniature Size Bend Specimens to Determine the Master Curve Temperature T_0 . Engng. Fract. Mech., Bd. 68, Ausg. 11 (Juli 2001), S. 1265-1296. doi:10.1016/S0013-7944(01)00020-0
- Wallin-01b: K. Wallin: Quantifying T_{stress} Controlled Constraint by the Master Curve Transition Temperature T_0 . Engng. Fract. Mech., Bd. 68, Ausg. 3 (Februar 2000), S. 303-328. doi: 10.1016/S0013-7944(00)00067-9
- Wallin-04: K. Wallin: Overview of the Master Curve Based Techniques. ATHENA Workshop, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien
- Wallin-04b: K. Wallin: Introduction to the Master Curve Approach and ASTM E1921. ATHENA Workshop, 25. bis 27. Oktober 2004, Rom, Italien

| | | |
|--|---|---|
|  | <p align="center">BMWi Forschungsvorhaben 1501277</p> <p align="center">"Anwendung des Master-Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle"</p> | <p align="right">Abschlussbericht</p> <p align="right">Seite 78</p> |
|--|---|---|

- Wallin-04c: K. Wallin, P. Nevasmaa, A. Laukkanen, T. Planman: Master Curve Analysis of Inhomogeneous Ferritic Steels. Engng. Fract. Mech., Bd. 71, Ausg. 16-17 (Nov. 2004), S. 2329-2346. doi:10.1016/j.engfracmech.2004.01.010
- Wallin-04d: K. Wallin, A. Laukkanen: Theoretical Basis for Correlation Between Irradiation Induced Change in Yield Strength and Shift in Fracture Toughness Transition Temperature. PERFECT Research Report. M8. VTT Espoo, 1. Juli 2004
- Wallin-06: K. Wallin: Different Measures of Constraint. 3rd PERFECT plenary meeting RPV Mechanics, 8. bis 10. Februar 2006, Hévíz, Ungarn
- Wallin-06b: K. Wallin, A. Laukkanen, T. Planman: Proposed Expression for the Irradiation Induced Change in Yield Strength in the Fracture Toughness Transition Temperature (T_0) for Different Conditions of Irradiation and Material Chemistry. PERFECT Deliverable M3.1., 6. Februar 2006
- Wallin-06c: K. Wallin: WPIII-3: Implementation and Application of Preferred Fracture Models PERFECT Meeting. Hévíz, Ungarn, 2006
- Wallin-07: K. Wallin: Comparison of the Master Curve and Unified Curve Temperature Dependencies for Highly Embrittled Steels. PERFECT Deliverable D-N°: M3.3.1, 6. Januar 2007
- Wallin-07b: K. Wallin: Use of the Master Curve Methodology for Real Three Dimensional Cracks Nucl. Engng. and Design, Bd. 237, Ausg. 12-13 (Juli 2007), S. 1388-1394. doi:10.1016/j.nucengdes.2006.09.034
- Wallin-07c: K. Wallin: The Evaluation of the EURO Curve Data Base, Espoo, Report Identif. Code K_W -2007-01, Order Ref. 4570089192/IA4/0701/NB, März 2007
- WK2694-03: WK2694 Revision of E1921-02 Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range. ASTM Intl., 2003
- Yoon-01: K. K. Yoon, et al.: Japanese Fracture Toughness Data Analysis Using Master Curve Method, ASME Press. Vessel and Piping Conf., 2001, Atlanta, USA
- Yoon-02: K. K. Yoon, K. Hour: Dynamic Fracture Toughness Test and Master Curve Method Analysis of IAEA JRQ Material. Nucl. Engng and Design, Bd. 212, Ausg. 1-3 (März 2002), S. 59-65. doi:10.1016/S0029-5493(01)00480-0
- Zerbst-99: U. Zerbst, C. Wiesner, M. Kocak, L. Hodulak: SINTAP: Entwurf einer vereinheitlichten europäischen Fehlerbewertungsprozedur - eine Einführung. GKSS 99/E/65. ISSN 0344-9629. Geesthacht: GKSS-Forschungszentrum, 1999
- ZfK679-89: K. Popp, H.-P. Schützler, H.-W. Viehrig: Bestrahlungsexperimente zur Untersuchung der Neutronenversprödung von Reaktordruckbehälterstählen. ZfK-Report 679. ZfK Rossendorf 1989
- Zuidema-02: M. Janssen, J. Zuidema, R. J. H. Wanhill: Fracture Mechanics. Delft: Delft University Press, 2002. ISBN-13: 978-90-407-2221-9.
<http://mail.vssd.nl/hlf/m004h07.pdf>



Anhang

A1 Master Curve SINTAP-Analyse

Die Verwendung der SINTAP-Prozedur wird in allen Fällen empfohlen, wenn bei der Standard-MC-Auswertung ein oder mehrere gültige K_{Jc} -Werte eines Datensatzes nicht innerhalb der Kurven für 2%-und 98%-Bruchwahrscheinlichkeit liegen. Das Vorhandensein solcher Ausreißer gilt als ein Anzeichen für mögliche Inhomogenität. Die mit der SINTAP-Prozedur bestimmte Referenztemperatur T_R repräsentiert den spröden Anteil eines Datensatzes.

Die **SINTAP-Stufe 1** entspricht der Standard-MC-Auswertung nach ASTM [E1921-05], welche ausführlich in Kapitel 2.3.1 beschrieben ist.

Die Datenzenosierung der **SINTAP-Stufe 2** wird in Bild A1 schematisch dargestellt. Für Datensätze mit mindestens 10 Proben genügt SINTAP-Stufe 2 zur konservativen Abschätzung von T_0 . Sie beschreibt einen konservativeren unteren Grenzwert (lower tail estimation), indem der Einfluss derjenigen geprüften Proben eingeschränkt (zensoriert) wird, deren hohe K_{Jc} -Werte auf eine starke Plastifizierung vor der Risspitze schließen lassen und somit unkonservative T_0 ermöglichen. K_{Jc} -Werte, die oberhalb der in Stufe 1 bestimmten $K_{Jc(\text{med})}$ -Kurve (Bruchzähigkeit für 50% Versagenswahrscheinlichkeit) liegen, werden durch die $K_{Jc(\text{med})}$ -Werte bei der jeweiligen Prüftemperatur der Probe ersetzt und die Mediankurve erneut bestimmt. Dies wird solange fortgesetzt, bis sich ein „konstanter“ Wert für T_0 ergibt. Die ermittelten Referenzwerte K_0 bzw. \bar{K}_{MAT} beziehen sich auf 63,2% bzw. 50% kumulierter Versagenswahrscheinlichkeit, vergleichbar mit K_0 und $K_{Jc(\text{med})}$ der Standard-MC-Analyse. Wie bei der Standard-MC basierte auch bei SINTAP-2 und SINTAP-3 die kumulierte Versagenswahrscheinlichkeit P_f auf einer dreiparametrischen Weibullverteilung, Gl. (A1.1). Im Einzelnen wird T_R als Referenzwert für T_0 nach SINTAP-Stufe 2 wie folgt ermittelt (schrittweiser Ablaufplan, gefolgt von den Berechnungsformeln):

1. Grundlage des Zensierens ist die Median-MC der SINTAP-Stufe 1 (gestrichelte rote Kurve in Bild A1).
2. Alle Datenpunkte, deren Bruchzähigkeit K_i (rote Punkte in Bild A1) den Medianwert übersteigt, werden auf dessen Höhe zensoriert (graue Punkte in Bild A1): $K_{MAT}=K_i=K_T$. Datenpunkte genau auf und unterhalb der Mediankurve bleiben unverändert.
3. Mit dem neuen Datensatz wird nach ASTM E1921 eine neue MC (fette schwarze Kurve in Bild A1) und eine neue Referenztemperatur T_T berechnet. Dazu werden die einzelnen Bruchzähigkeitswerte auf 25,4 mm normiert, Gl. (A1.2), der Skalenparameter K_0 nach Gl. (A1.3) und \bar{K}_{MAT} für $P_f=0,5$ nach (A1.4). Die Temperaturabhängigkeit der Median-Bruchzähigkeit (A1.5) lässt sich nach iterativer Bestimmung der Referenztemperatur T_0 aus (A1.6) angeben (Multitemperatur-MC-Tests).
4. Vergleich des neu berechneten T_T mit T_0 . Liegt T_T unter T_0 , wird $T_T=T_K$. Liegt T_T über T_0 , wird in Schritt 1 der Vergleichswert T_0 durch T_T ersetzt, und die Iterationsschritte 1 bis 4 solange wiederholt, bis sich ein konstanter Wert für T_T einstellt. Dieser Wert wird T_K genannt.

5. SINTAP-MC anderer Versagenswahrscheinlichkeiten, z.B. $P_f=0,02$ oder $0,05$ wird nach Ermitteln von K_0 nach (A1.7) berechnet, was der umgestellten Gleichung (A1.1) entspricht.
6. Bei mehr als 9 geprüften Proben ($N>9$) wird T_K zum Referenzwert T_R der SINTAP-Stufe 2: $T_R=T_K$.
7. Bei weniger als 10 geprüften Proben ($N<10$) ist mit SINTAP-Stufe 3 fortzufahren.

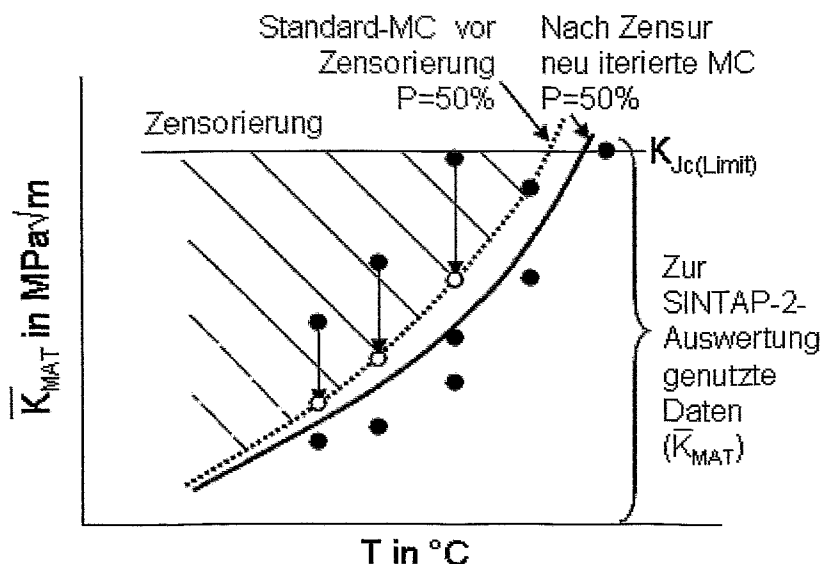


Bild A1: schematische Datenzensurierung der SINTAP-Analysestufe 2

Berechnungsformeln:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{MAT} - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}}{K_0 - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}}\right)^4\right), \quad (\text{A1.1}) \text{ vgl. Gl. (1)}$$

wobei K_{MAT} die einzelnen Bruchzähigkeitswerte darstellen, und K_0 iterativ für eine vorgegeben Versagenswahrscheinlichkeit P_f bestimmt wird.

Größennormierung der Bruchzähigkeitswerte auf 25 mm:

$$K_{MAT(25\text{mm})} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} + (K_{MAT} - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}) \cdot \left(\frac{B}{25\text{mm}}\right)^{1/4} \quad (\text{A1.2}) \text{ vgl. Gl. (2)}$$

Iterative K_0 -Bestimmung:

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{MAT(25\text{mm})} - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}})^4}{r} \right]^{1/4} + 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}, \quad (\text{A1.3}) \text{ vgl. Gl. (3)}$$

wobei r die Anzahl der Proben des Datensatzes ist, die spröde versagten.



Aus dem einer kumulativen Versagenswahrscheinlichkeit von 63,2% entsprechenden K_0 errechnet sich die Medianbruchzähigkeit bei 50% Bruchwahrscheinlichkeit ($P_f=0,5$) \bar{K}_{MAT} nach:

$$\bar{K}_{MAT} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} + (K_0 - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}) \cdot [\ln(2)]^{1/4} \quad (\text{A1.4}) \text{ vgl. Gl. (5)}$$

Die Temperaturabhängigkeit der Median-Bruchzähigkeit von 1T-Proben \bar{K}_{MAT} :

$$\bar{K}_{MAT} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019(T - T_0)] \quad (\text{A1.5}) \text{ vgl. Gl. (6)}$$

Iterative T_0 -Bestimmung bei Multitemperatur-Prüfung:

$$\sum_{i=1}^n \frac{\delta_i \cdot \exp(0.019 \cdot (T_i - T_0))}{11 + 77 \cdot \exp(0.019 \cdot (T_i - T_0))} - \sum_{i=1}^n \frac{(K_{MAT}^i - 20)^4 \cdot \exp(0.019 \cdot (T_i - T_0))}{(11 + 77 \cdot \exp[0.019 \cdot (T_i - T_0)])^5} = 0 \quad (\text{A1.6}) \text{ vgl.}$$

Gl. (8)

$$K_{MAT} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} + (K_0 - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}) \cdot [-\ln(1 - P_f)]^{0,25} \quad (\text{A1.7})$$

Mit der **SINTAP-Stufe 3** wird die höchste T_0 anhand eines Einzelwertes des Datensatzes ermittelt, Bild A2. Die SINTAP-Stufe 3 empfiehlt sich für die Bruchzähigkeitsanalyse von makroskopisch inhomogenem Gefüge und sehr kleinen Datensatzumfängen ($N < 10$).

1. Es werden nur nicht-zensierte Datenpunkte verwendet, um die größte T_0 , $T_{0(\max)}$, nach Gl. (A1.8) zu ermitteln. Hierbei ist T_i die Prüftemperatur der Probe mit der Bruchzähigkeit K_i und N die Gesamtprobenzahl.

$$T_0 = \max T_i - \frac{\ln \left\{ \frac{(K_{MATi} - 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}) \cdot (N / \ln 2)^{1/4}}{77} - 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \right\}}{0,019} \quad (\text{A1.8})$$

2. Vergleich von $T_{0(\max)}$ (d. h. SINTAP 3-Ergebnis) und T_K (SINTAP 2-Ergebnis):

Ist $T_{0(\max)} - 8^\circ\text{C} < T_K$, kann das Material als homogen betrachtet werden, und T_K ist die Referenztemperatur.

Ist $T_{0(\max)} - 8^\circ\text{C} > T_K$, deutet das auf inhomogenes Material hin, so dass der Referenztemperatur T_K der Wert von $T_{0(\max)}$ zugewiesen wird.

3. Die endgültige Referenztemperatur T_0 , T_R , wird nach Gl. (A1.9) bestimmt, inklusive eines zusätzlichen Sicherheitsfaktors, der den sehr geringen Datensatzumfang berücksichtigt:

$$T_R = T_K + \frac{14}{\sqrt{r}}, \quad (\text{A1.9})$$

wobei r die Anzahl der durch Sprödbruch versagten Proben ist.

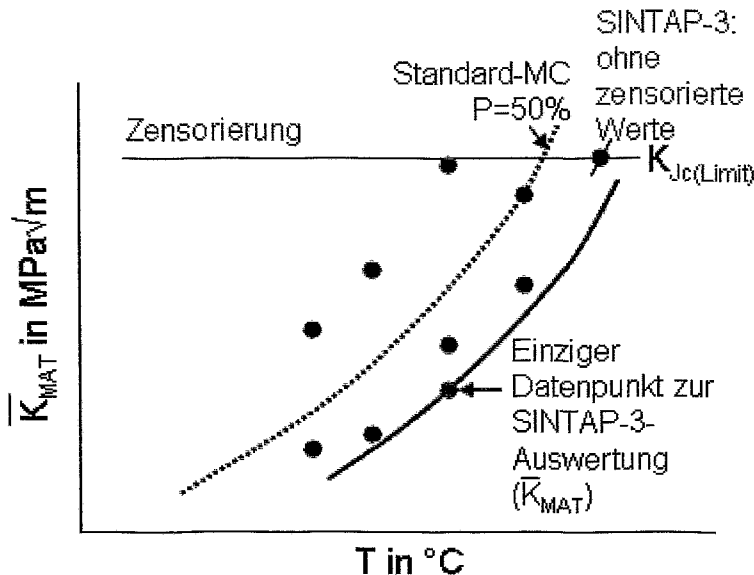


Bild A2: schematische Datenzensurierung der SINTAP-Analysestufe 3

A2 Multimodaler Master Curve-Ansatz

Das multimodale MC-Konzept erlaubt die Analyse von Datensätzen, die aus vielen Teilpopulationen bestehen. Damit eignet sich die Methode z.B. speziell für Datensätze aus verschiedenen Chargen eines Materials oder makroskopisch inhomogenes Material.

Jede Population ist gekennzeichnet durch eine eigene T_0 , die eine Zufallsvariable darstellt, welche angenommenermaßen der Gaußverteilung folgt und sich demzufolge durch die Parameter T_0^{MM} und die Standardabweichung $\sigma_{T_0}^{MM}$ beschreiben lässt. Die Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion folgt der Gaußverteilung:

$$f_T = \frac{1}{\sigma_{T_0}^{MM} \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot \exp\left\{-\frac{(T_0 - T_0^{MM})^2}{2 \cdot (\sigma_{T_0}^{MM})^2}\right\}. \quad (\text{A2.1})$$

Für jeden Datenpunkt, der bei einer bestimmten Temperatur T eine Bruchzähigkeit K_{Jc} aufwies, lässt sich eine Überlebenswahrscheinlichkeit bei T_0 aufstellen (conditional survival probability), vorausgesetzt der Datenpunkt entstammte der Population für die T_0 gilt. Die Überlebenswahrscheinlichkeit wird von der Weibullverteilung der MC geprägt:

$$S_{T_0} = \exp\left\{-\left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^4\right\}, \quad (\text{A2.2})$$

wobei $K_{min}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $K_0=31+77\exp(0,019(T-T_0))$.

Jede Population besitzt ihre eigene T_0^{MM} und $\sigma_{T_0}^{MM}$, so dass die Gesamt-Überlebenswahrscheinlichkeit eines Datenpunktes bei einer bestimmten Temperatur und Bruchzähigkeit alle möglichen T_0 wie auch ihre Dichteverteilungsfunktionen berücksichtigen muss. Die geschieht über



$$S = \int_{-\infty}^{\infty} f_T \cdot S_{T_0} dT_0. \quad (A2.3)$$

Die entsprechende Gesamt-Versagenswahrscheinlichkeitsdichte ist definiert als

$$f = \frac{\partial S}{\partial K_{Jc}} = \int_{-\infty}^{\infty} f_T \cdot f_{T_0} dT_0. \quad (A2.4)$$

Die Parameter T_0^{MM} und $\sigma_{T_0}^{MM}$ werden durch Anwenden der Maximum Likelihood-Verfahrensweise bestimmt. Ziel ist das Auffinden derjenigen T_0^{MM} und $\sigma_{T_0}^{MM}$, welche den folgenden Ausdruck maximieren:

$$\ln L = \sum_{i=1}^n [\delta_i \ln(f_c) + (1 - \delta_i) \ln(s_{ci})], \quad (A2.5)$$

worin n die Anzahl der Datenpunkte ist und δ_i das Kronecker-Delta darstellt, welches den Wert 1 bei gültigen Datenpunkten annimmt und den Wert 0 bei ungültigen. Übersteigt die Bruchzähigkeit eines Datenpunktes seine Messkapazität $K_{Jc(Limit)}$ gemäß ASTM E1921, ist der Bruchzähigkeitswert durch $K_{Jc(limit)}$ zu ersetzen.

Sind T_0^{MM} und $\sigma_{T_0}^{MM}$ bestimmt, lassen sich die 5%- und 95%-Kurven sowie die Mediankurve ableiten. Dazu muss für jede Temperatur im Bereich $T_0^{MM} - 2\sigma_{T_0}^{MM} - 50^\circ\text{C}$ bis $T_0^{MM} + 2\sigma_{T_0}^{MM} + 50^\circ\text{C}$ der Wert K_{Jc} so bestimmt werden, dass

$$1 - S = 0,05 = \int_{-\infty}^{\infty} f_t \cdot S_{T_0} dT_0, \quad (A2.6)$$

$$1 - S = 0,50 = \int_{-\infty}^{\infty} f_t \cdot S_{T_0} dT_0, \quad (A2.7)$$

$$1 - S = 0,95 = \int_{-\infty}^{\infty} f_t \cdot S_{T_0} dT_0. \quad (A2.8)$$

Als einfaches Entscheidungskriterium, ob der Datensatz möglicherweise einen signifikant inhomogenen Werkstoffzustand repräsentiert, hilft das Lösen folgender Gleichung:

$$\sigma_{T_0}^{MM} > 2 \cdot \sigma_{T_0, E1921}, \quad (A2.9)$$

d.h. der Stahl ist wahrscheinlich inhomogen, wenn die Standardabweichung der MML-Abschätzung mehr als das Doppelte der theoretischen Unsicherheit bei der T_0 -Bestimmung eines homogenen Stahles beträgt.



Tabellen

- Tabelle 2.2.1: US-amerikanische und europäische Bruchzähigkeitsnormen
- Tabelle 2.3.2.1: Vergleich der aus SE(B)- und 1T-C(T)-Proben bestimmten T_0 -Werte (JRQ, TL-Orientierung, 55 mm Tiefenlage), [IAEA1435-05, Tab.10.3]
- Tabelle 2.3.2.2: MC-Testergebnisse von unbestrahltem 9Cr-1MoV-Blech, 20% Seitkerb, ermüdungsangerissen [Nanstad-05]
- Tabelle 3.1: Herstelltechnologien der untersuchten RDB-Stähle
- Tabelle 3.2: Chem. Zusammensetzung (Masse-%) nach Schmelzanalysen [IAEA1230-01] und Stückanalysen (FZD)
- Tabelle 3.3: Bestrahlungsbedingungen
- Tabelle 3.4: Bestrahlungszeiträume
- Tabelle 3.5: Untersuchungsmaterial und Proben im unbestrahlten Zustand (U)
- Tabelle 3.6: Untersuchungsmaterial und Proben im bestrahlten Zustand (I)
- Tabelle 3.7: Untersuchungsmaterial und Proben im bestrahlten und ausgeheilten Zustand: 475°C/100h (IA)
- Tabelle 4.1: 3JR11 und 1JFL41: primäre Austenit-Korngrößen (mittlere Sehnenlänge) in μm , Kostätzung [Löwe-04]
- Tabelle 4.2.1: 3JRQ57: Wanddickenabhängigkeit der Zugversuchskennwerte bei Raumtemperatur, Orientierung T, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min
- Tabelle 4.2.2: 3JRQ11: Temperaturabhängigkeit der Zugversuchskennwerte, unbestrahlter Zustand, Mittellagen ($1/4$ -T bis $3/4$ -T), Orientierung T, Typ DIN 50125-B8x40, Prüfgeschwindigkeit 0,5 mm/min
- Tabelle 4.2.3: 3JRQ57: Bestrahlungs- und Ausheileinfluss auf die Zugversuchskennwerte, Mittellagen ($1/4$ -T bis $3/4$ -T), Orientierung T, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min
- Tabelle 4.2.4: 1JFL11: Wanddickenabhängigkeit der Zugversuchskennwerte bei Raumtemperatur, Orientierung L, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min
- Tabelle 4.2.5: 1JFL41: Temperaturabhängigkeit der Zugversuchskennwerte, unbestrahlter Zustand, Mittellagen ($1/4$ -T bis $3/4$ -T), Orientierung L, Typ DIN 50125-B8x40, Prüfgeschwindigkeit 0,5 mm/min
- Tabelle 4.2.6: 1JFL11: Bestrahlungs- und Ausheileinfluss auf die Zugversuchskennwerte, Mittellagen ($1/4$ -T bis $3/4$ -T), Orientierung L, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min
- Tabelle 4.2.7: KAB-B: Wanddickenabhängigkeit der mechanischen Kennwerte bei Raumtemperatur, Orientierung L, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min, aus [Böhmert-95, Tab. 5.1.1]
- Tabelle 4.2.8: KAB-B: Bestrahlungs- und Ausheileinfluss auf die Zugversuchskennwerte, $1/4$ -T-Lage, Orientierung L „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min
- Tabelle 4.3.1: 3JRQ57: Ergebnisse der Charpy-V-Tests (300 J)
- Tabelle 4.3.2: 1JFL11: Ergebnisse der Charpy-V-Tests (300 J)
- Tabelle 4.3.3: KAB-B: Ergebnisse der Charpy-V-Tests (300 J)
- Tabelle 4.3.4: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des unbestrahlten 3JRQ57, Probenorientierung T-L



- Tabelle 4.3.5: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des bestrahlten 3JRQ57, Probenorientierung T-L
- Tabelle 4.3.6: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des unbestrahlten 1JFL11, Probenorientierung L-T
- Tabelle 4.3.7: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des bestrahlten 1JFL11, Probenorientierung L-T
- Tabelle 4.3.8: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests von KAB-B, Probenorientierung L-T
- Tabelle 4.4.1 R-Kurven-Auswertung von 3JRQ57 und 1JFL11
- Tabelle 4.4.2 Datenpunkte der R-Kurven von 3JRQ57
- Tabelle 4.4.3 Datenpunkte der R-Kurven von 1JFL11
- Tabelle 4.5.1: Master Curve Ergebnisse von 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B
- Tabelle 4.5.2: Anzahl der Proben die unterhalb der 5%- bzw. 2%-Perzentile liegen (Standardabweichung nach ASTM [E1921-05])
- Tabelle 4.5.3 Einzelergebnisse der MC-Tests für 3JRQ57
- Tabelle 4.5.4 Einzelergebnisse der MC-Tests für 1JFL11
- Tabelle 4.5.5 Einzelergebnisse der MC-Tests für KAB-B



Tabelle 2.2.1: US-amerikanische und europäische Bruchzähigkeitsnormen

| Norm: | E399-05 | E1820-06 | E1921-05 | ISO 12135:2002 | GKSS (2002) |
|--|---|---|----------|--|--|
| zulässige Probengeometrien | | | | | |
| 3-Punkt-Biegeproben | SE(B) | SE(B) | SE(B) | SE(B) | SE(B) |
| Kompaktproben | C(T) | C(T) | C(T) | C(T) | C(T) |
| Disk-shaped Compact Tension | DC(T) | DC(T) | DC(T) | | |
| Arc-shaped specimen | A(T); A(B) | | | | |
| Middle Tension specimen | M(T) | | | | M(T) |
| Seitkerben bei SE(B) u. C(T) erlaubt? | nein | ja | ja | ja | ja |
| Stretchzonen-Bestimmung? | nein | nein | nein | ja | ja |
| SE(B): J berechenbar aus Kraft und ... | - | LLD | LLD | LLD | LLD ("LPD") |
| | - | CMOD | CMOD | - | CMOD |
| Wird J in J_{pl} und J_{el} unterteilt? | - | ja | ja | nein (ges. Fläche A) | ja |
| SE(B), F-LLD: J_{pl} mit $\eta =$ | - | 1,9 | 1,9 | 2,0 | 2,0 (" η_{pl} ") |
| Besonderheiten | | <ul style="list-style-type: none"> dynam. R-Kurven mit a₀q-Fit | | <ul style="list-style-type: none"> J-Berechnung mit A statt mit A_{pl} | <ul style="list-style-type: none"> Bei seitgekerbten Proben J_{pl} nicht mit B_n, sondern mit B |
| Gemeinsamkeiten | <ul style="list-style-type: none"> J-Integral-Korrektur bei Risswachstum (auch in der Basic-Methode von E1820-05 a) optische Anfangs- und Endrisslängenbestimmung nach der 9-Punkt-Methode Stretchzonenbest. aus 45 Einzelmessungen (9-Punktmethode, je ≥ 5 lokalen Messungen) | | | | |

| Typ A Rissinstabilität ohne nennenswerte plastische Verformung: | | | | | |
|--|----------|------------|-------------------------------|----------------|-------------|
| Norm: | E399-05 | E1820-06 | E1921-05 | ISO 12135:2002 | GKSS (2002) |
| LEBM-Konzept (K) | ja | ja | ja | ja | ja |
| Parameter | K | K | K (aus J_0) | K | K |
| | - | J | J | - | - |
| | - | δ | - | - | - |
| Kennwerte | K_{Ic} | K_{Ib} | - | K_{Ib} | K_{Ib} |
| | - | J_c | $J_{Ib} (\rightarrow K_{Ib})$ | - | - |
| | - | δ_c | - | - | - |



Forts. Tab. 2.2.1: US-amerikanische und europäische Bruchzähigkeitsnormen

| Typ B: Rissinstabilität nach vorheriger plastischer Deformation, aber praktisch ohne (<0,2 mm) stabile Rissverlängerung | | | | | |
|---|---------|--|--------------------------------|---|---|
| Norm: | E399-05 | E1820-06 | E1921-05 | ISO 12135:2002 | GKSS (2002) |
| FBM-Konzept (J bzw. δ) | nein | ja | ja | ja | ja |
| Parameter | - | J δ | J | J δ | J δ_5 ψ (CTOA) |
| Kennwerte wenn Dickenkrit. u Δa -Limit erfüllt: | - | J_c ($\rightarrow K_{Jc}$) und δ_c^* | J_c ($\rightarrow K_{Jc}$) | J_c und δ_c | J_c und δ_{5c} |
| wenn Dickenkriterium nicht erfüllt: wenn Δa nicht ermittelbar: | - | δ_c | - | - | - |
| wenn $\Delta a \leq 0,2$ mm überschritten wird | - | - | - | J_{uc} und δ_{uc} J_u und δ_{5u} | J_{uc} und δ_{5uc} J_u und δ_{5u} |
| Typ C: stabile, duktile Rissverlängerung ($\Delta a > 0,2$ mm), J-R- bzw. δ -R-Kurven | | | | | |
| Norm: | E399-05 | E1820-06 | E1921-05 | ISO 12135:2002 | GKSS (2002) |
| FBM-Konzept | nein | ja | nein | ja | ja |
| physikalisch: | - | nein | nein | ja J_i und δ_i | ja J_i und δ_{5i} ψ_c (critical CTOA) |
| technisch: | - | ja | nein | ja $J_{0,2BL}$ $\delta_{0,2BL}$ | ja $J_{0,2BL}$ $\delta_{5,0,2BL}$ $J_{0,2}$ und $\delta_{5,0,2}$ |
| nach stab. Rissw. Pop-In oder Sprödbbruch: | - | J_u und δ_u | - | J_u und δ_u | - |
| Anstieg der Blunting Line* (* in E1820 "Construction line") | - | [J]: $M \cdot \sigma_Y$ mit $M=2$ [δ]: M_δ mit $M_\delta=1,4$ | - | J_m und δ_m [J]: $3,75 \cdot R_m$ | - |
| R-Kurven-Fit: | - | $J = C_1 \cdot \Delta a^{C_2}$ $\delta = C_1 \cdot \Delta a^{C_2}$ | - | $J = \alpha + \beta \cdot \Delta a^\gamma$ $\delta = \alpha + \beta \cdot \Delta a^\gamma$ | - |

Tabelle 2.3.2.1: Vergleich der aus SE(B)- und 1T-C(T)-Proben bestimmten T_0 -Werte (JRQ, TL-Orientierung, 55 mm Tiefenlage), [IAEA1435-05, Tab.10.3]

| Probentyp | Referenztemperatur T_0 für JRQ-Blech in °C | | |
|----------------------------|--|-------|-------|
| | CRP 3 | CRP 4 | CRP 5 |
| C(T) | -53 | -49 | -54 |
| ermüdungsangerissene SE(B) | -66 | -71 | -66 |
| Bias in K | 13 | 22 | 12 |

Tabelle 2.3.2.2: MC-Testergebnisse von unbestrahltem 9Cr-1MoV-Blech, 20% Seitkerb, ermüdungsangerissen [Nanstad-05]

| Probentyp | Probenanzahl N | Prüftemperaturen | T_0 in °C |
|--------------------------|----------------|------------------|-------------|
| 1T-C(T) | 10 | 3 | -30,0 |
| 0,5T-C(T) | 10 | 3 | -28,0 |
| SE(B) | 10 | 4 | -24,7 |
| obige 3 Probentypen zus. | 30 | 5 | -27,2 |
| 0,2T-C(T) | 10 | 2 | -9,4 |
| alle Probentypen zus. | 40 | 5 | -24,9 |

**Tabelle 3.1: Herstelltechnologien der untersuchten RDB-Stähle**

| | |
|--|---|
| Herstelltechnologie JRQ [ZfK679-89], [IAEA1230-01] | |
| 227 mm dickes Walzblech, Kawasaki Steel Corporation | |
| Schmelzprozeß: | 180 t BOF-LRF Verfahren (LD-Konverter) |
| Pfannennachbehandlung: | ASEA-SKF Verfahren |
| Grobwalzen: | 340 mm-2300mm ·3430 mm |
| Vorwärmen: | 1200 °C |
| Endwalzen: | 225 mm-2500 mm-3000 mm |
| Endwärmebehandlung: | |
| Normalglühen: | 900 °C |
| Abschrecken: | Öl (von 880 °C) |
| Anlassen: | 665 °C (12 h) |
| Spannungsarmglühen: | 620 °C (40 h) |
| Herstelltechnologie JFL [JAERC-86], [ZfK679-89] | |
| 290 mm dicken Originalschmiedestück, Kawasaki Steel Corporation: | |
| Schmelzprozess: | 275 t BOF (LD-Konverter) |
| Pfannennachbehandlung: | RH (Ruhrstahl Heraeus Verfahren) - Teilmengengasung |
| Gießen: | 220 t Hohlblock |
| Vorwärmen: | keine Angabe |
| Schmieden: | als Ring mit 5017 mm Durchmesser |
| Endwärmebehandlung: | |
| Vorwärmen: | 650 °C (4 h) |
| Austenitisieren: | 880 °C (9 h) |
| Abschrecken: | Öl |
| Anlassen: | 640 °C (9 h), Luftabkühlung |
| Herstelltechnologie KAB (15Kh2MFA) [Brumovsky-87] | |
| nach sowjetischer Originaltechnologie industriell hergestellt, geschmiedet, 140 mm Dicke und 10 mm Plattierung | |
| Endwärmebehandlung: | |
| Austenitisieren: | 1000 °C (4-15 h) |
| Abschrecken: | Öl (680-720 °C, 10-30 h), Luftabkühlung |
| Anlassen: | 665 °C (30-90 h), Ofenabkühlung |

Tabelle 3.2: Chem. Zusammensetzung (Masse-%) nach Schmelzanalysen [IAEA1230-01] und Stückanalysen (FZD)

| RDB-Stahl | Analyse | C | Si | Mn | Cr | Mo | Ni | P | Cu | V | S |
|--|------------------|------|------|------|------|------|------|-------|------|-------|-------|
| 3JRQ57 (A533B cl.1, HSST plate 2) [IAEA1230-01] | Schmelz Stück | 0,18 | 0,24 | 1,42 | 0,12 | 0,51 | 0,84 | 0,017 | 0,14 | 0,002 | 0,004 |
| | | 0,15 | 0,24 | 1,20 | 0,13 | 0,47 | 0,81 | 0,016 | 0,13 | 0,004 | 0,004 |
| 1JFL11 (A508 cl.3, 22NiMoCr 3-7) [JAERC-86] | Schmelz Stück | 0,17 | 0,25 | 1,42 | 0,16 | 0,52 | 0,75 | 0,004 | 0,01 | 0,004 | 0,002 |
| | | 0,17 | 0,27 | 1,32 | 0,16 | 0,50 | 0,71 | 0,011 | 0,02 | 0,003 | 0,005 |
| KAB-B (15Kh2MFA) [ZfK679-89] | Schmelz Stück | 0,14 | 0,23 | 0,52 | 2,62 | 0,60 | 0,23 | 0,011 | 0,23 | 0,28 | 0,23 |
| | | 0,15 | 0,23 | 0,56 | 2,59 | 0,59 | 0,25 | 0,013 | 0,24 | 0,27 | 0,013 |



Tabelle 3.3: Bestrahlungsbedingungen
Tabelle 3.4: Bestrahlungszeiträume

Tabelle 3.3: Bestrahlungsbedingungen [Stephan-00, Stephan-01, Stephan-02]

| RDB-Stahl | Bestr.-zustand (qualitativ) | Fluenz Φ in 10^{18} n/cm ² (E>1 MeV) | max. Fluss (schnell) in 10^{12} ncm ⁻² s ⁻¹ (E>1 MeV) | Fluenz Φ in 10^{18} n/cm ² (E>0,5 MeV) | eff. Tage | Kühlmittel-Temp. in °C | Reaktor | Bestr.-experiment | Position |
|-----------|-----------------------------|--|---|--|-----------|------------------------|---------|-------------------|-------------------|
| 3JRQ57 | niedrig | 7,28 | 0,136 | 10,45 | 792 | 255 | WWER-2 | RH-6 | Girl. 2, Kan. 7 |
| | mittel | 54,85 | 3,01 | 76,92 | 297 | 255 | WWER-2 | RH-7 | Kassette IV |
| | hoch | 98,18 | 5,37 | 137,69 | 297 | 255 | WWER-2 | RH-7 | Kassette III |
| 1JFL11 | niedrig | 6,52 | 0,136 | 9,43 | 792 | 255 | WWER-2 | RH-8 | Girl. 1, Kan. 8 |
| | mittel | 51,21 | 2,82 | 71,79 | 297 | 255 | WWER-2 | RH-7 | Kassette II |
| | hoch | 86,69 | 4,74 | 121,53 | 297 | 255 | WWER-2 | RH-7 | Kassette I |
| KAB-B | niedrig | 3,70 | — | 5,20 | — | 255 | WWER-2 | RH-3 | Surveillance |
| | mittel | 19,60 | 19,1 | — | 12 | 55 | RFR | RFR-12/13 | Kan. C1, Pos. III |
| | mittel | 50,00 | — | 70,00 | — | 255 | WWER-2 | RH-2 | Targetkanal |
| | hoch | 99,84 | 5,44 | 139,43 | 297 | 255 | WWER-2 | RH-7 | Kassette V |

Tabelle 3.4: Bestrahlungszeiträume [Stephan-01, Stephan-02]

| Reaktor | Bestrahlungsexperiment | Zeitraum | effektive Tage |
|---------|------------------------|---------------------------|----------------|
| WWER-2 | RH-6 | 06.10.1987 bis 01.06.1990 | 792 |
| WWER-2 | RH-7 | 06.10.1987 bis 19.08.1988 | 297 |
| RFR | RFR-12 | 285 h bis 05.07.1986 | 12 |
| RFR | RFR-13 | 285 h bis 27.09.1986 | 12 |



Tabelle 3.5: Untersuchungsmaterial und Proben im unbestrahlten Zustand (U)

| Code | Bestrahlung | | Probenanzahl | | | |
|--------|----------------|---|-----------------|----------------|------------------------|----------|
| | Bestr.-zustand | Fluenz Φ in 10^{18} n/cm ² (E>1MeV) | Zugversuche | Charpy-V-Tests | J _R -Kurven | MC-Tests |
| JRQ | unbestrahlt | 0 | 77 [#] | 34 | 3 | 10 |
| JFL | unbestrahlt | 0 | 78 [*] | 33 | 3 | 22 |
| KAB | unbestrahlt | 0 | 8 | 16 | 0 | 20 |
| Summe: | | | 163 | 83 | 6 | 52 |

[#] 63 Stück T3-Miniaturzugproben 3JRQ57 und 14 Stück 5x40-Rundzugproben 3JRQ11

^{*} 61 Stück T3-Miniaturzugproben 1JFL11 und 17 Stück 5x40-Rundzugproben 1JFL41

Tabelle 3.6: Untersuchungsmaterial und Proben im bestrahlten Zustand (I)

| Code | Bestrahlung | | Probenanzahl | | | |
|--------|----------------|---|--------------|----------------|------------------------|----------------|
| | Bestr.-zustand | Fluenz Φ in 10^{18} n/cm ² (E>1MeV) | Zugversuche | Charpy-V-Tests | J _R -Kurven | MC-Tests |
| JRQ | niedrig | 7,32 | 6 | 10 | 0 | 10 |
| | mittel | 54,85 | 4 | 13 | 3 | 17 |
| | hoch | 98,18 | 4 | 13 | 3 | 15 |
| JFL | niedrig | 6,57 | 6 | 10 | 0 | 8 |
| | mittel | 51,21 | 4 | 13 | 3 | 23 |
| | hoch | 86,69 | 3 | 13 | 3 | 23 |
| KAB | niedrig | 3,70 | 0 | 10 | 0 | 0 |
| | mittel (RFR) | 19,60 | 5 | 0 | 0 | 7 [*] |
| | mittel | 50,00 | 0 | 10 | 0 | 0 |
| | hoch | 99,80 | 5 | 0 | 0 | 15 |
| Summe: | | | 37 | 92 | 12 | 118 |

^{*} nicht seitgekerbt

Tabelle 3.7: Untersuchungsmaterial und Proben im bestrahlten und ausgeheilten Zustand: 475°C/100h (IA)

| Code | Bestrahlung | | Probenanzahl | | | |
|--------|----------------|---|--------------|----------------|------------------------|------------------|
| | Bestr.-zustand | Fluenz Φ in 10^{18} n/cm ² (E>1MeV) | Zugversuche | Charpy-V-Tests | J _R -Kurven | MC-Tests |
| JRQ | niedrig | 7,32 | 3 | 0 | 0 | 0 |
| | mittel | 54,85 | 4 | 0 | 0 | 8 |
| | hoch | 98,18 | 4 | 0 | 0 | 8 |
| JFL | niedrig | 6,57 | 3 | 0 | 0 | 8 |
| | mittel | 51,21 | 4 | 0 | 0 | 8 |
| | hoch | 86,69 | 4 | 0 | 0 | 8 |
| KAB | niedrig | 3,70 | 0 | 6 [‡] | 0 | 0 |
| | mittel (RFR) | 19,60 | 9 | 0 | 0 | 8 [*] |
| | mittel (RFR) | 19,60 | 0 | 0 | 0 | 8 ^{*,#} |
| | mittel | 50,00 | 0 | 9 [‡] | 0 | 0 |
| | hoch | 99,80 | 5 | 0 | 0 | 0 |
| Summe: | | | 36 | 15 | 0 | 56 |



‡ 475°C/152h # 270°C/100h * nicht seitgekerbt

Tabelle 4.1: 3JR11 und 1JFL41: primäre Austenit-Korngrößen (mittlere Sehnenlänge) in µm, Kostätzung [Löwe-04]

| Orientierung | 3JRQ11 | 1JFL41 | |
|--------------|--------|---------|---------|
| | | (1/4 T) | (1/2 T) |
| S | 27±14 | 11±6 | 11±6 |
| L | 27±14 | 11±6 | 11±6 |
| T | 27±14 | 10±6 | 11±6 |

Tabelle 4.2.1: 3JRQ57: Wanddickenabhängigkeit der Zugversuchskennwerte bei Raumtemperatur, Orientierung T, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min

| Lage | Entfernung zur inneren Lage in % | R _{p0.2} | | R _m | | A | Z |
|------|--|----------------------|---------------|----------------------|---------------|--------------------|--------------------|
| | | Mittelwert in MPa | SAW in MPa | Mittelwert in MPa | SAW in MPa | Mittelwert in % | Mittelwert in % |
| A | 3,1 | 551 | 4 | 675 | 2 | 23 | 76 |
| B | 9,8 | 542 | 2 | 671 | 3 | 21 | 76 |
| C | 16,0 | 510 | 3 | 643 | 5 | 20 | 74 |
| D | 23,6 | 487 | 1 | 616 | 2 | 21 | 74 |
| E | 32,0 | 485 | 3 | 616 | 3 | 21 | 72 |
| F | 39,6 | 491 | 6 | 618 | 7 | 23 | 72 |
| G | 47,6 | 486 | 3 | 616 | 3 | 21 | 73 |
| H | 55,1 | 489 | 6 | 619 | 7 | 21 | 72 |
| I | 62,7 | 465 | 5 | 616 | 5 | 22 | 74 |
| J | 70,7 | 489 | 2 | 621 | 2 | 21 | 72 |
| K | 78,2 | 484 | 1 | 620 | 1 | 21 | 75 |
| L | 86,2 | 510 | 4 | 645 | 2 | 21 | 75 |
| M | 96,0 | 553 | 7 | 675 | 3 | 23 | 76 |
| | nur Mittellagen E-J (1/4- bis 3/4-T) | 484 | 8 | 618 | 2 | 21 | 73 |



Tabelle 4.2.2: 3JRQ11: Temperaturabhängigkeit der Zugversuchskennwerte, unbestrahlter Zustand, Mittellagen (1/4-T bis 3/4-T), Orientierung T, Typ DIN 50125-B8x40, Prüfgeschwindigkeit 0,5 mm/min

| T [°C] | R _{p0,2} [MPa] | R _m [MPa] | A _t [%] | Probenanzahl |
|--------|-------------------------|----------------------|--------------------|--------------|
| -100 | 580 | 743 | 27 | 2 |
| -70 | 534 | 695 | 27 | 3 |
| -50 | 524 | 688 | 25 | 3 |
| 22 | 479 | 614 | 23 | 2 |
| 100 | 465 | 587 | 20 | 2 |
| 120 | 464 | 586 | 19 | 2 |

Tabelle 4.2.3: 3JRQ57: Bestrahlungs- und Ausheilungseinfluss auf die Zugversuchskennwerte, Mittellagen (1/4-T bis 3/4-T), Orientierung T, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min

| | unbestrahlt (U) und bestrahlt (I) | | | | | bestrahlt und ausgeheilt (IA) | | | | |
|-------------|--|-------------------|--------------------|----------------|-----------------|--|-------------------|--------------------|----------------|-----------------|
| | Fluenz | R _{p0,2} | ΔR _{p0,2} | R _m | ΔR _m | Fluenz | R _{p0,2} | ΔR _{p0,2} | R _m | ΔR _m |
| | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in MPa | in MPa | in MPa | in MPa | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in MPa | in MPa | in MPa | in MPa |
| unbestrahlt | 0,00 | 484 | | 618 | | 0,00 | 484 | | | |
| niedrig | 7,14 | 689 | 205 | 798 | 181 | 7,34 | 492 | 8 | 622 | 4 |
| mittel | 54,85 | 770 | 286 | 847 | 230 | 54,85 | 493 | 9 | 625 | 7 |
| hoch | 98,18 | 843 | 359 | 904 | 287 | 98,18 | 492 | 8 | 622 | 4 |

| | unbestrahlt (U) und bestrahlt (I) | | | | | bestrahlt und ausgeheilt (IA) | | | | |
|-------------|--|----------------|-----------------|------|-----|--|----------------|-----------------|------|------|
| | Fluenz | A ₅ | ΔA ₅ | Z | ΔZ | Fluenz | A ₅ | ΔA ₅ | Z | ΔZ |
| | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in % | | in % | | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in % | in % | in % | in % |
| unbestrahlt | 0,00 | 21 | | 73 | | 0,00 | 21 | | 73 | |
| niedrig | 7,14 | 17 | -4 | 47 | -26 | 7,34 | 22 | 1 | 71 | -2 |
| mittel | 54,85 | 16 | -5 | 57 | -16 | 54,85 | 22 | 1 | 73 | 0 |
| hoch | 98,18 | 16 | -5 | 55 | -18 | 98,18 | 22 | 1 | 72 | -1 |

Tabelle 4.2.4: 1JFL11: Wanddickenabhängigkeit der Zugversuchskennwerte bei Raumtemperatur, Orientierung L, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min

| Lage | Entfernung zur inneren Lage in % | R _{p0,2} | | R _m | | A | Z |
|------|---|----------------------|---------------|----------------------|---------------|--------------------|--------------------|
| | | Mittelwert in MPa | SAW in MPa | Mittelwert in MPa | SAW in MPa | Mittelwert in % | Mittelwert in % |
| A | 2,4 | 497 | 7 | 639 | 3 | 16 | 76 |
| B | 8,6 | 502 | 7 | 652 | 2 | 17 | 72 |
| C | 14,8 | 489 | 5 | 639 | 4 | 18 | 73 |
| D | 20,7 | 473 | 7 | 623 | 5 | 18 | 74 |
| E | 26,6 | 482 | 6 | 631 | 9 | 22 | 73 |
| F | 32,4 | | | | | | |
| G | 38,3 | 471 | 3 | 616 | 6 | 21 | 74 |
| H | 43,8 | | | | | | |
| I | 49,3 | | | | | | |
| J | 55,2 | 469 | 3 | 614 | 3 | 22 | 75 |
| K | 61,0 | 467 | 2 | 611 | 4 | 22 | 74 |
| L | 65,9 | 462 | 3 | 601 | 3 | 21 | 76 |
| M | 71,4 | 469 | 3 | 608 | 5 | 21 | 75 |
| N | 76,9 | | | | | | |
| O | 82,8 | 466 | 11 | 613 | 4 | 22 | 74 |
| P | 89,0 | 469 | 3 | 611 | 5 | 22 | 74 |
| Q | 96,6 | 471 | 3 | 615 | 3 | 23 | 75 |
| | nur Mittellagen E-M: (1/4- bis 3/4-T) | 470 | 6 | 614 | 9 | 21 | 74 |

Tabelle 4.2.5: 1JFL41: Temperaturabhängigkeit der Zugversuchskennwerte, unbestrahlter Zustand, Mittellagen (1/4-T bis 3/4-T), Orientierung L, Typ DIN 50125-B8x40, Prüfgeschwindigkeit 0,5 mm/min

| T in °C | TWI- Formel | FZD- Polynom | Messwerte | | | Probenanzahl |
|------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|--------------------------|------------------------|--------------|
| | R _{p0,2} in MPa | R _{p0,2} in MPa | R _{p0,2} in MPa | R _m in MPa | A _t in % | |
| -135 | | 625 | 626 | 784 | 32 | 3 |
| -105 | | 575 | 578 | 738 | 31 | 3 |
| -80 | | 541 | 535 | 700 | 29 | 2 |
| -50 | | 509 | 504 | 666 | 26 | 2 |
| -25 | | 491 | 501 | 655 | 27 | 2 |
| 0 | | 479 | 482 | 628 | 26 | 2 |
| 22 | | 474 | | | | 3 |
| 50 | 454 | | | | | |
| 100 | 431 | | | | | |
| 125 | 422 | | | | | |
| 150 | 413 | | | | | |



Tabelle 4.2.6: 1JFL11: Bestrahlungs- und Ausheilungseinfluss auf die Zugversuchskennwerte, Mittellagen (1/4-T bis 3/4-T), Orientierung L, „T3“-Kleinzugproben, Prüfungsgeschwindigkeit 0,25 mm/min

| | unbestrahlt (U) und bestrahlt (I) | | | | | bestrahlt und ausgeheilt (IA) | | | | |
|-------------|--|-------------------|--------------------|----------------|-----------------|--|-------------------|--------------------|----------------|-----------------|
| | Fluenz | R _{p0.2} | ΔR _{p0.2} | R _m | ΔR _m | Fluenz | R _{p0.2} | ΔR _{p0.2} | R _m | ΔR _m |
| | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in MPa | in MPa | in MPa | in MPa | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in MPa | in MPa | in MPa | in MPa |
| unbestrahlt | 0 | 470 | 0 | 614 | | 0 | 470 | | 614 | 0 |
| niedrig | 7,15 | 534 | 64 | 666 | 53 | 6,63 | 479 | 85 | 621 | 9 |
| mittel | 51,21 | 587 | 117 | 706 | 92 | 51,21 | 482 | 90 | 621 | 12 |
| hoch | 86,69 | 640 | 170 | 746 | 132 | 86,69 | 483 | 92 | 628 | 13 |

| | unbestrahlt (U) und bestrahlt (I) | | | | | bestrahlt und ausgeheilt (IA) | | | | |
|-------------|--|----------------|-----------------|------|----|--|----------------|-----------------|------|------|
| | Fluenz | A ₅ | ΔA ₅ | Z | ΔZ | Fluenz | A ₅ | ΔA ₅ | Z | ΔZ |
| | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in % | | in % | | in 10 ¹⁸ n/cm ² | in % | in % | in % | in % |
| unbestrahlt | 0 | 21 | | 74 | | 0 | 21 | | 74 | |
| niedrig | 7,15 | 20 | -1 | 70 | -4 | 7,15 | 23 | 2 | 74 | 0 |
| mittel | 51,21 | 19 | -2 | 68 | -7 | 51,21 | 21 | 0 | 74 | 0 |
| hoch | 86,69 | 19 | -2 | 66 | -9 | 86,69 | 21 | -1 | 73 | -2 |

Tabelle 4.2.7: KAB-B: Wanddickenabhängigkeit der mechanischen Kennwerte bei Raumtemperatur, Orientierung L, „T3“-Kleinzugproben, Prüfungsgeschwindigkeit 0,25 mm/min, aus [Böhmer-95, Tab. 5.1.1]

| Lage | Entfernung zur inneren Lage | R _{p0.2} | R _m | A | Härte |
|------|---|-------------------|----------------|------|-------|
| | in % | in MPa | in MPa | in % | HV10 |
| 10 | 4,5 | - | - | - | 192 |
| 9 | 13,6 | | | | 198 |
| 8 | 22,7 | | | | 199 |
| 7 | 31,8 | | | | 192 |
| 6 | 40,9 | 505 | 618 | 20 | 190 |
| 5 | 50,0 | 499 | 610 | 20 | 191 |
| 4 | 59,1 | 511 | 620 | 19 | 187 |
| 3 | 68,2 | 511 | 621 | 19 | 187 |
| 2 | 77,3 | | | | 197 |
| 1 | 86,4 | 543 | 653 | 19 | 196 |
| 0 | 95,5 | 529 | 640 | 19 | 206 |
| | nur Mittellagen 3-7 (1/4- bis 3/4-T) | 507 | 617 | 20 | 189 |



Tabelle 4.2.8: KAB-B: Bestrahlungs- und Ausheilungseinfluss auf die Zugversuchskennwerte, 1/4-T-Lage, Orientierung L, „T3“-Kleinzugproben, Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min

| | Fluenz [#] in 10 ¹⁸ n/cm ² | R _{p0,2} in MPa | ΔR _{p0,2} in MPa | R _m in MPa | ΔR _m in MPa | A ₅ in % | Z in % |
|--|---|--------------------------------|---------------------------------|-----------------------------|------------------------------|------------------------|-----------|
| unbestrahlt | 0 | 518 | | 630 | 0 | | |
| Garantierte Mindestwerte [Brumovsky-05] | 0 | 431 | | 519 | | 14 | 50 |
| mittel bestrahlt* (RFR) | 19,2 | 792 | 274 | 799 | 170 | 21 | - |
| mittel bestr.* und ausgeheilt | 19,2 | 529 | 12 | 640 | 10 | 23 | - |
| hoch bestrahlt | 99,84 | 739 | 221 | 793 | 164 | 18 | 68 |
| hoch bestr. u. ausgeheilt | 99,84 | 539 | 22 | 649 | 20 | 21 | 76 |

[#] E>1MeV

*Bestrahlungstemperatur 55 °C. Alle anderen Proben wurden bei 255 °C bestrahlt.

Tabelle 4.3.1: 3JRQ57: Ergebnisse der Charpy-V-Tests (300 J)

| | Fluenz in 10 ¹⁸ n/cm ² | tanh-Fitparameter | | | T _{28J} in °C | T _{41J} in °C | USE in J | ΔT _{28J} in K | ΔT _{41J} in K |
|----------------|--|-------------------|------|------|---------------------------|---------------------------|-------------|---------------------------|---------------------------|
| | | A | B | C | | | | | |
| unbestrahlt | 0,00 | 101,3 | 90,9 | 22,7 | -19,3 | -13,2 | 192,3 | | |
| niedrig bestr. | 7,24 | 72,1 | 72,1 | 45,1 | 99,4 | 110,7 | 144,2 | 118,7 | 123,9 |
| mittel bestr. | 54,85 | 66,4 | 80,0 | 40,0 | 163,1 | 167,4 | 132,8 | 182,4 | 180,6 |
| hoch bestr. | 98,18 | 55,7 | 55,7 | 22,3 | 202,4 | 208,5 | 111,4 | 221,7 | 221,7 |

Tabelle 4.3.2: 1JFL11: Ergebnisse der Charpy-V-Tests (300 J)

| | Fluenz 10 ¹⁸ n/cm ² | tanh-Fitparameter | | | T _{28J} in °C | T _{41J} in °C | USE in J | ΔT _{28J} in K | ΔT _{41J} in K |
|----------------|---|-------------------|-------|------|---------------------------|---------------------------|-------------|---------------------------|---------------------------|
| | | A | B | C | | | | | |
| unbestrahlt | 0,00 | 111,1 | 100,1 | 25,0 | -50,6 | -42,6 | 211,2 | | |
| niedrig bestr. | 6,45 | 110,6 | 103,2 | 17,2 | -27,3 | -22,4 | 213,8 | 23,4 | 20,1 |
| mittel bestr. | 51,21 | 102,4 | 93,7 | 23,3 | 2,3 | 9,2 | 196,1 | 52,9 | 51,8 |
| hoch bestr. | 86,69 | 101,3 | 94,3 | 33,7 | 26,2 | 35,7 | 195,5 | 76,8 | 78,2 |

Tabelle 4.3.3: KAB-B: Ergebnisse der Charpy-V-Tests (300 J)

| | Fluenz 10 ¹⁸ n/cm ² | tanh-Fitparameter | | | T _{28J} in °C | T _{41J} in °C | USE in J | ΔT _{28J} in K | ΔT _{41J} in K |
|---------------------------------|---|-------------------|------|------|---------------------------|---------------------------|-------------|---------------------------|---------------------------|
| | | A | B | C | | | | | |
| unbestrahlt | 0 | 102,4 | 93,2 | 23,1 | -50,1 | -43,1 | 195,6 | 0,0 | 0,0 |
| niedrig bestr. | 3,7 | 87,8 | 85,0 | 68,4 | -32,0 | -15,0 | 173,0 | 18,1 | 28,1 |
| mittel bestr. | 50 | 69,0 | 63,9 | 26,3 | 56,9 | 65,0 | 133,0 | 107,0 | 108,1 |
| niedrig bestr. u. ausgeheilt | 3,7 | 101,5 | 95,5 | 13,9 | -31,4 | -28,0 | 197,0 | 18,7 | 15,1 |
| mittel bestr. u. ausgeheilt | 50 | 97,1 | 92,1 | 22,6 | -41,0 | -35,0 | 189,0 | 9,1 | 8,1 |



Tabelle 4.3.4: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des unbestrahlten 3JRQ57, Probenorientierung T-L

| Zustand (U, I, IA) | Fluenz in 10^{18} n/cm ² (E>1MeV) | Pr.nr. | Lage | T in °C | Kerbschlag- arbeit KV in J | laterale Breitung in mm | Duktil- Anteil in % | Kurven- typ - |
|-----------------------|--|--------|---------|------------|----------------------------------|-------------------------------|---------------------------|---------------------|
| Unbestrahlt | 0.00 | D/177 | D 1/4-T | 99.5 | 194 | 2.35 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/178 | D 1/4-T | 147.0 | 189 | 2.55 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/179 | D 1/4-T | 51.0 | 166 | 2.25 | 81 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/180 | D 1/4-T | 21.0 | 135 | 1.86 | 62 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/181 | D 1/4-T | 0.0 | 94 | 1.38 | 35 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/182 | D 1/4-T | -25.5 | 23 | 0.47 | 19 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/183 | D 1/4-T | -50.0 | 11 | 0.15 | 4 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/184 | D 1/4-T | -38.5 | 11 | 0.19 | 9 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/185 | D 1/4-T | 263.0 | 193 | 2.61 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/186 | D 1/4-T | -12.5 | 73 | 1.17 | 25 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/187 | D 1/4-T | 12.5 | 89 | 1.45 | 42 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/188 | D 1/4-T | 75.0 | 190 | 2.49 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/189 | D 1/4-T | 37.5 | 170 | 2.41 | 80 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/190 | D 1/4-T | 125.5 | 199 | 2.65 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/326 | G 1/2-T | 146.5 | 182 | 2.52 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/327 | G 1/2-T | 100.0 | 184 | 2.37 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/328 | G 1/2-T | 50.0 | 165 | 2.34 | 81 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/329 | G 1/2-T | 21.5 | 157 | 2.20 | 71 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/330 | G 1/2-T | 0.0 | 39 | 0.79 | 30 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/331 | G 1/2-T | -25.0 | 27 | 0.46 | 11 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/332 | G 1/2-T | 11.0 | 137 | 2.08 | 54 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/333 | G 1/2-T | -54.0 | 11 | 0.17 | 4 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/334 | G 1/2-T | -39.5 | 15 | 0.25 | 8 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/335 | G 1/2-T | -11.0 | 34 | 0.57 | 30 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/336 | G 1/2-T | -72.0 | 10 | 0.15 | 3 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/337 | G 1/2-T | -0.5 | 34 | 0.59 | 27 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/338 | G 1/2-T | 5.5 | 123 | 1.93 | 45 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/339 | G 1/2-T | 15.0 | 122 | 1.90 | 53 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/340 | G 1/2-T | 74.0 | 177 | 2.48 | 90 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/341 | G 1/2-T | 122.0 | 191 | 2.37 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/342 | G 1/2-T | 197.0 | 198 | 2.64 | 100 | F |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/343 | G 1/2-T | 4.5 | 110 | 1.69 | 43 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/344 | G 1/2-T | 40.0 | 163 | 2.23 | 76 | |
| Unbestrahlt | 0.00 | G/345 | G 1/2-T | 172.0 | 189 | 2.70 | 100 | F |



Tabelle 4.3.5: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des bestrahlten 3JRQ57, Probenorientierung T-L

| Zustand (U, I, IA) | Fluenz in 10^{18} n/cm^2 ($E > 1 \text{ MeV}$) | Pr.nr. | Lage | T in °C | Kerbschlag- arbeit KV in J | laterale Breitung in mm | Duktil- Anteil in % | Kurven- typ - |
|-----------------------|--|--------|-----------|------------|----------------------------------|-------------------------------|---------------------------|---------------------|
| I-niedrig | 7.24 | Pr1116 | H 1/2-T | 162.0 | 97 | 1.29 | 61 | E |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1117 | H 1/2-T | 175.0 | 133 | 1.63 | 100 | F |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1118 | H 1/2-T | 200.0 | 149 | 1.79 | 100 | F |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1119 | H 1/2-T | 150.0 | 94 | 1.36 | 57 | E |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1120 | H 1/2-T | 100.0 | 40 | 0.75 | 30 | C |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1121 | H 1/2-T | 50.0 | 7 | 0.21 | 0 | A/B |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1122 | H 1/2-T | 125.0 | 58 | 1.61 | 43 | D |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1123 | H 1/2-T | 75.0 | 22 | 0.37 | 0 | C |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1124 | H 1/2-T | 0.0 | 6 | 0.14 | 0 | A/B |
| I-niedrig | 7.24 | Pr1125 | H 1/2-T | 250.0 | 150 | 1.73 | 100 | F |
| I-mittel | 54.85 | 828 | E,F 1/4-T | 150.0 | 34 | 0.63 | 69 | D |
| I-mittel | 54.85 | 829 | E,F 1/4-T | 200.0 | 136 | 1.78 | 0 | F |
| I-mittel | 54.85 | 830 | E,F 1/4-T | 250.0 | 130 | 1.70 | 0 | F |
| I-mittel | 54.85 | 831 | E,F 1/4-T | 125.0 | 24 | 0.25 | 81 | C |
| I-mittel | 54.85 | 832 | E,F 1/4-T | 162.0 | 59 | 0.78 | 52 | D |
| I-mittel | 54.85 | 833 | E,F 1/4-T | 175.0 | 55 | 0.84 | 55 | D |
| I-mittel | 54.85 | 834 | E,F 1/4-T | 187.0 | 110 | 1.56 | 9 | E |
| I-mittel | 54.85 | 835 | E,F 1/4-T | 100.0 | 13 | 0.38 | 90 | C |
| I-mittel | 54.85 | 836 | E,F 1/4-T | 193.0 | 114 | 1.53 | 12 | E |
| I-mittel | 54.85 | 837 | E,F 1/4-T | 182.0 | 63 | 0.82 | 35 | E |
| I-mittel | 54.85 | 838 | E,F 1/4-T | 225.0 | 133 | 1.76 | 0 | F |
| I-mittel | 54.85 | 839 | E,F 1/4-T | 193.0 | 89 | 1.11 | 30 | E |
| I-mittel | 54.85 | 840 | E,F 1/4-T | 100.0 | 25 | 0.28 | 89 | C |
| I-hoch | 98.18 | 785 | D,E 1/4-T | 100.0 | 16 | 95.70 | 0 | C |
| I-hoch | 98.18 | 786 | D,E 1/4-T | 150.0 | 26 | 78.20 | 0 | C |
| I-hoch | 98.18 | 787 | D,E 1/4-T | 225.0 | 59 | 38.80 | 1 | D |
| I-hoch | 98.18 | 788 | D,E 1/4-T | 237.0 | 69 | 23.60 | 1 | E |
| I-hoch | 98.18 | 789 | D,E 1/4-T | 275.0 | 118 | 0.00 | 2 | F |
| I-hoch | 98.18 | 790 | D,E 1/4-T | 200.0 | 45 | 59.40 | 1 | D |
| I-hoch | 98.18 | 791 | D,E 1/4-T | 175.0 | 23 | 79.30 | 0 | C |
| I-hoch | 98.18 | 792 | D,E 1/4-T | 262.0 | 112 | 0.00 | 1 | F |
| I-hoch | 98.18 | 793 | D,E 1/4-T | 243.0 | 92 | 0.00 | 1 | F |
| I-hoch | 98.18 | 794 | D,E 1/4-T | 187.0 | 26 | 69.40 | 0 | C |
| I-hoch | 98.18 | 795 | D,E 1/4-T | 250.0 | 104 | 0.00 | 1 | F |
| I-hoch | 98.18 | 796 | D,E 1/4-T | 300.0 | 112 | 0.00 | 1 | F |
| I-hoch | 98.18 | 797 | D,E 1/4-T | 212.0 | 53 | 50.30 | 1 | D |



Tabelle 4.3.6: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des unbestrahlten 1JFL11, Probenorientierung L-T

| Zustand (U, I, IA) | Fluenz in 10^{18} n/cm ² (E>1MeV) | Pr.nr. | Lage | T in °C | Kerbschlag- arbeit KV in J | laterale Breitung in mm | Duktil- Anteil in % |
|-----------------------|--|--------|---------|------------|----------------------------------|-------------------------------|---------------------------|
| Unbestrahlt | 0.00 | D/131 | D 1/4-T | 18.0 | 169 | 2.32 | 81 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/132 | D 1/4-T | 103.0 | 201 | 2.50 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/133 | D 1/4-T | 151.5 | 206 | 2.72 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/134 | D 1/4-T | 52.0 | 202 | 2.46 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/135 | D 1/4-T | -51.0 | 36 | 0.53 | 11 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/136 | D 1/4-T | -75.0 | 11 | 0.15 | 1 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/137 | D 1/4-T | -24.0 | 75 | 1.10 | 37 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/138 | D 1/4-T | -1.0 | 165 | 2.16 | 73 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/139 | D 1/4-T | 263.0 | 220 | 2.56 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/140 | D 1/4-T | -62.5 | 14 | 0.19 | 6 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/141 | D 1/4-T | -37.5 | 101 | 1.48 | 37 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/142 | D 1/4-T | -12.5 | 134 | 1.98 | 64 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/143 | D 1/4-T | 37.5 | 210 | 2.58 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | D/144 | D 1/4-T | -17.5 | 147 | 2.11 | 62 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/305 | I 1/2-T | 24.0 | 211 | 2.50 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/306 | I 1/2-T | -0.5 | 173 | 2.40 | 74 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/307 | I 1/2-T | -25.0 | 70 | 1.09 | 31 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/308 | I 1/2-T | -47.5 | 58 | 0.96 | 17 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/309 | I 1/2-T | -72.5 | 23 | 0.32 | 6 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/310 | I 1/2-T | -86.0 | 12 | 0.18 | 2 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/311 | I 1/2-T | -75.5 | 12 | 0.16 | 3 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/312 | I 1/2-T | -55.0 | 34 | 0.50 | 10 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/313 | I 1/2-T | -36.0 | 91 | 1.33 | 28 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/314 | I 1/2-T | -11.0 | 141 | 1.95 | 61 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/316 | I 1/2-T | 97.0 | 227 | 2.62 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/317 | I 1/2-T | 143.0 | 205 | 2.68 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/318 | I 1/2-T | 50.0 | 220 | 2.71 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/319 | I 1/2-T | 75.0 | 220 | 2.46 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/320 | I 1/2-T | -40.0 | 58 | 0.93 | 19 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/321 | I 1/2-T | -30.0 | 147 | 2.16 | 50 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/322 | I 1/2-T | 11.0 | 214 | 2.46 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/323 | I 1/2-T | -19.0 | 101 | 1.53 | 38 |
| Unbestrahlt | 0.00 | I/324 | I 1/2-T | -5.0 | 186 | 2.53 | 76 |



Tabelle 4.3.7: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests des bestrahlten 1JFL11, Probenorientierung L-T

| Zustand (U, I, IA) | Fluenz in 10^{18} n/cm ² (E>1MeV) | Pr.nr. | Lage | T in °C | Kerbschlag- arbeit KV in J | laterale Breitung in mm | Duktil- Anteil in % | Kurven- typ - |
|-----------------------|--|--------|-----------|------------|----------------------------------|-------------------------------|---------------------------|---------------------|
| I-niedrig | 6.45 | Pr1105 | I 1/2-T | 150.0 | 215 | 2.65 | 0 | F |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1106 | I 1/2-T | 100.0 | 223 | 2.21 | 0 | F |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1107 | J 1/4-T | 50.0 | 196 | 2.23 | 11 | E |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1108 | J 1/4-T | 0.0 | 128 | 1.67 | 59 | E |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1109 | J 1/4-T | -50.0 | 16 | 0.29 | 100 | C |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1110 | J 1/4-T | -25.0 | 21 | 0.82 | 84 | C |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1111 | J 1/4-T | -75.0 | 7 | 0.10 | 100 | A/B |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1112 | J 1/4-T | 75.0 | 206 | 2.19 | 0 | F |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1113 | J 1/4-T | 28.0 | 197 | 2.39 | 12 | E |
| I-niedrig | 6.45 | Pr1114 | J 1/4-T | -12.0 | 130 | 1.07 | 45 | E |
| I-mittel | 51.21 | 742 | O 1/4-T | -37.0 | 12 | 0.23 | 100 | C |
| I-mittel | 51.21 | 743 | O 1/4-T | -25.0 | 29 | 0.45 | 100 | C |
| I-mittel | 51.21 | 744 | O 1/4-T | 0.0 | 56 | 0.88 | 75 | C |
| I-mittel | 51.21 | 745 | O 1/4-T | 50.0 | 179 | 2.15 | 10 | E |
| I-mittel | 51.21 | 746 | O 1/4-T | 100.0 | 191 | 2.21 | 0 | F |
| I-mittel | 51.21 | 747 | O 1/4-T | 75.0 | 179 | 2.36 | 10 | E |
| I-mittel | 51.21 | 748 | O 1/4-T | 150.0 | 193 | 2.12 | 0 | F |
| I-mittel | 51.21 | 749 | O 1/4-T | -12.0 | 26 | 0.40 | 100 | C |
| I-mittel | 51.21 | 750 | O 1/4-T | 125.0 | 206 | 2.13 | 0 | F |
| I-mittel | 51.21 | 751 | O 1/4-T | 12.0 | 26 | 0.40 | 73 | C |
| I-mittel | 51.21 | 752 | O 1/4-T | 23.5 | 103 | 1.27 | 44 | E |
| I-mittel | 51.21 | 753 | O 1/4-T | 17.0 | 33 | 0.54 | 67 | C |
| I-mittel | 51.21 | 754 | O 1/4-T | 33.0 | 138 | 1.88 | 30 | E |
| I-hoch | 86.69 | 699 | D,O 1/4-T | 100.0 | 179 | 1.99 | 0 | F |
| I-hoch | 86.69 | 700 | D,O 1/4-T | 67.0 | 116 | 1.50 | 41 | E |
| I-hoch | 86.69 | 701 | D,O 1/4-T | 25.0 | 19 | 0.34 | 82 | C |
| I-hoch | 86.69 | 702 | D,O 1/4-T | 50.0 | 37 | 0.44 | 74 | C |
| I-hoch | 86.69 | 703 | D,O 1/4-T | 75.0 | 101 | 1.35 | 27 | E |
| I-hoch | 86.69 | 704 | D,O 1/4-T | 87.0 | 168 | 1.57 | 23 | E |
| I-hoch | 86.69 | 705 | D,O 1/4-T | 125.0 | 191 | 2.02 | 0 | F |
| I-hoch | 86.69 | 706 | D,O 1/4-T | 200.0 | 191 | 2.32 | 0 | F |
| I-hoch | 86.69 | 707 | D,O 1/4-T | 82.0 | 170 | 1.94 | 14 | E |
| I-hoch | 86.69 | 708 | D,O 1/4-T | -25.0 | 9 | 0.10 | 100 | A/B |
| I-hoch | 86.69 | 709 | D,O 1/4-T | 0.0 | 32 | 0.45 | 87 | C |
| I-hoch | 86.69 | 710 | D,O 1/4-T | 112.0 | 195 | 1.97 | 0 | E |
| I-hoch | 86.69 | 711 | D,O 1/4-T | 62.0 | 149 | 1.87 | 24 | E |



Tab. 4.3.8: Einzelergebnisse der Charpy-V-Tests von KAB-B, Probenorientierung L-T

| Zustand (U, I, IA) | Fluenz in 10^{18} n/cm^2 ($E > 1 \text{ MeV}$) | Pr.nr. | Lage | T in °C | Kerbschlag- arbeit KV in J | laterale Breitung in mm | Duktil- Anteil in % |
|-----------------------|--|--------|---------|------------|----------------------------------|-------------------------------|---------------------------|
| Unbestrahlt | 0.00 | 1 | 3 1/4-T | 22.0 | 176 | 1.73 | 78 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 2 | 3 1/4-T | 22.0 | 200 | 1.92 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 3 | 3 1/4-T | 0.0 | 201 | 1.88 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 4 | 3 1/4-T | 0.0 | 163 | 1.86 | 58 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 5 | 3 1/4-T | -24.0 | 53 | 0.77 | 14 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 6 | 3 1/4-T | -25.5 | 114 | 1.44 | 38 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 7 | 3 1/4-T | -47.0 | 14 | 0.24 | 2 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 8 | 3 1/4-T | -47.0 | 72 | 0.93 | 13 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 9 | 3 1/4-T | -64.5 | 28 | 0.26 | 0 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 10 | 3 1/4-T | -63.0 | 29 | 0.34 | 0 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 11 | 3 1/4-T | -71.5 | 38 | 0.48 | 0 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 12 | 3 1/4-T | -71.5 | 12 | 0.21 | 0 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 13 | 3 1/4-T | -73.0 | 11 | 0.17 | 0 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 14 | 3 1/4-T | -15.0 | 204 | 1.86 | 60 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 15 | 3 1/4-T | -15.0 | 144 | 1.74 | 100 |
| Unbestrahlt | 0.00 | 16 | 3 1/4-T | -4.0 | 175 | 1.99 | 73 |
| I-niedrig | 3.70 | 484 | 3 1/4-T | 21.0 | 41 | 0.36 | 0 |
| I-niedrig | 3.70 | 485 | 3 1/4-T | 145.5 | 147 | 2.17 | 100 |
| I-niedrig | 3.70 | 486 | 3 1/4-T | 98.5 | 159 | 1.85 | 100 |
| I-niedrig | 3.70 | 489 | 3 1/4-T | 73.5 | 167 | 2.04 | 100 |
| I-niedrig | 3.70 | 490 | 3 1/4-T | 49.0 | 147 | 2.03 | 78 |
| I-niedrig | 3.70 | 493 | 3 1/4-T | 13.0 | 67 | 1.11 | 31 |
| I-niedrig | 3.70 | 494 | 3 1/4-T | -24.0 | 62 | 0.38 | 6 |
| I-niedrig | 3.70 | 495 | 3 1/4-T | -27.0 | 33 | 0.44 | 0 |
| I-niedrig | 3.70 | 496 | 3 1/4-T | -9.0 | 85 | 1.15 | 26 |
| I-niedrig | 3.70 | 497 | 3 1/4-T | 16.5 | 72 | 1.02 | 37 |
| I-mittel | 50.00 | 421 | 3 1/4-T | 100.0 | 123 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 422 | 3 1/4-T | 21.5 | 8 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 423 | 3 1/4-T | 23.5 | 7 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 424 | 3 1/4-T | 73.0 | 67 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 434 | 3 1/4-T | 53.0 | 24 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 435 | 3 1/4-T | 81.0 | 66 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 437 | 3 1/4-T | 51.5 | 18 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 438 | 3 1/4-T | 254.0 | 136 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 439 | 3 1/4-T | 193.0 | 128 | - | - |
| I-mittel | 50.00 | 440 | 3 1/4-T | 149.5 | 132 | - | - |
| IA-niedrig | 3.70 | 483 | 3 1/4-T | 22.0 | 216 | 1.75 | 100 |
| IA-niedrig | 3.70 | 498 | 3 1/4-T | -30.0 | 20 | 0.27 | 16 |
| IA-niedrig | 3.70 | 499 | 3 1/4-T | 49.0 | 188 | 1.92 | 100 |
| IA-niedrig | 3.70 | 500 | 3 1/4-T | -39.5 | 21 | 0.17 | 6 |
| IA-niedrig | 3.70 | 501 | 3 1/4-T | -22.5 | 83 | 0.98 | 36 |
| IA-niedrig | 3.70 | 502 | 3 1/4-T | -3.0 | 155 | 1.56 | 79 |
| IA-mittel | 50.00 | 425 | 3 1/4-T | -20.0 | 133.1 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 426 | 3 1/4-T | -54.0 | 7 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 428 | 3 1/4-T | 74.0 | 201 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 429 | 3 1/4-T | -45.0 | 52 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 430 | 3 1/4-T | -11.0 | 143 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 431 | 3 1/4-T | -22.0 | 29 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 432 | 3 1/4-T | -5.5 | 97 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 433 | 3 1/4-T | 22.0 | 211 | - | - |
| IA-mittel | 50.00 | 436 | 3 1/4-T | 143.0 | 177 | - | - |



Tabelle 4.4.1: R-Kurven-Auswertung von 3JRQ57 und 1JFL1

| | | | | | | ASTM [E 1820-06] | | | [ISO12135-02] | [GKSS-02] | | |
|-------------------|------------|-------------|----------------------------|-------------------------|------------------------------|-----------------------|-------|--|--|------------------------------|----------------------------|------------------------------|
| 3JRQ57 | T in °C | Pr.- Nr. | J _{max} [N/mm] | Δa _{max} mm | J _{limit} [N/mm] | Fitparameter C1 C2 | | J _Q (J _{0,2BL}) [N/mm] | K _Q (K _{J0,2}) [MPa√m] | J _{i,szB} [N/mm] | J _{0,2} [N/mm] | K _{J0,2} [MPa√m] |
| unbestrahlt | 220 | L1 | 372 | 1.13 | 163 | 455.1 | 0.809 | 232.5 | 232 | # | 123.8 | 168 |
| | 220 | L2 | 374 | 1.23 | 169 | 511.3 | 0.877 | 261.2 | 245 | # | 124.5 | 168 |
| | 220 | L3 | 378 | 1.28 | 163 | 453.6 | 0.806 | 232.1 | 231 | # | 124.0 | 168 |
| Mittelwert | | | | | | | | 242 | 236 | | 124 | 168 |
| mittel bestrahlt | 220 | 968 | 339 | 1.65 | 259 | 263.4 | 0.489 | 145.4 | 183 | # | 119.9 | 165 |
| | 220 | 969 | 345 | 1.32 | 248 | 302.6 | 0.537 | 160.4 | 192 | # | 127.5 | 170 |
| | 220 | 970 | 360 | 1.41 | 258 | 306.7 | 0.514 | 168.7 | 197 | # | 134.2 | 175 |
| Mittelwert | | | | | | | | 158 | 191 | | 127 | 170 |
| hoch bestrahlt | 220 | 923 | 353 | 2.26 | 261 | 249.0 | 0.454 | 141.2 | 181 | # | 120.0 | 165 |
| | 220 | 924 | 382 | 2.15 | 254 | 270.2 | 0.434 | 159.7 | 192 | # | 134.5 | 175 |
| | 220 | 925 | 313 | 1.67 | 258 | 258.7 | 0.456 | 147.1 | 184 | # | 124.2 | 168 |
| Mittelwert | | | | | | | | 149 | 186 | | 126 | 169 |

| | | | | | | ASTM [E 1820-06] | | | [ISO12135-02] | [GKSS-02] | | |
|-------------------|------------|-------------|----------------------------|-------------------------|------------------------------|-----------------------|-------|--|--|------------------------------|----------------------------|------------------------------|
| 1JFL11 | T in °C | Pr.- Nr. | J _{max} [N/mm] | Δa _{max} mm | J _{limit} [N/mm] | Fitparameter C1 C2 | | J _Q (J _{0,2BL}) [N/mm] | K _Q (K _{J0,2}) [MPa√m] | J _{i,szB} [N/mm] | J _{0,2} [N/mm] | K _{J0,2} [MPa√m] |
| unbestrahlt | 100 | JFL-U-1 | 385 | 0.59 | 171 | 421.2 | 0.629 | 257.0 | 244 | # | 152.9 | 187 |
| | 100 | JFL-U-2 | 453 | 0.66 | 166 | 442.4 | 0.653 | 269.6 | 249 | # | 154.8 | 188 |
| | 100 | JFL-U-3 | 431 | 0.67 | 169 | 564.3 | 0.773 | 359.7 | 288 | # | 162.8 | 192 |
| Mittelwert | | | | | | | | 295 | 260 | | 157 | 189 |
| mittel bestrahlt | 100 | 878 | 434 | 0.77 | 196 | 434.9 | 0.633 | 243.8 | 237 | # | 156.9 | 189 |
| | 100 | 879 | 439 | 0.75 | 197 | 571.8 | 0.800 | 300.8 | 263 | # | 157.8 | 189 |
| Mittelwert | | | | | | | | 272 | 250 | | 157 | 189 |
| hoch bestrahlt | 100 | 833 | 486 | 0.92 | 216 | 593.7 | 0.835 | 288.1 | 258 | # | 154.9 | 188 |
| | 100 | 834 | 453 | 0.90 | 220 | 472.4 | 0.699 | 243.0 | 237 | # | 153.4 | 187 |
| | 100 | 835 | 476 | 0.92 | 205 | 540.1 | 0.731 | 286.0 | 257 | # | 166.6 | 195 |
| Mittelwert | | | | | | | | 272 | 251 | | 158 | 190 |

$$J=C1 \cdot \Delta a^{C2}$$

$$J=A+C \cdot \Delta a^D$$

* Keine normgerechte Fitkurve möglich wegen zu wenigen Datenpunkten im Fitbereich

Im REM konnten keine Stretchzonen nachgewiesen werden.

Während der Prüfung der Probe 880 sprang der COD-Clip ab.



Tabelle 4.4.2: Datenpunkte der R-Kurven von 3JRG57

| i | unbestrahlt, Fluenz $\Phi=0$ | | | | | | mittel bestr. $\Phi=54,85 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2 (E>1\text{MeV})$ | | | | | | hoch bestr. $\Phi=98,18 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2 (E>1\text{MeV})$ | | | | | |
|----|------------------------------|------------------|---------------|------------------|---------------|------------------|---|------------------|---------------|------------------|---------------|------------------|---|------------------|---------------|------------------|---------------|------------------|
| | Pr.nr. L1 | | Pr.nr. L2 | | Pr.nr. L3 | | Pr.nr. 968 | | Pr.nr. 969 | | Pr.nr. 970 | | Pr.nr. 923 | | Pr.nr. 924 | | Pr.nr. 968 | |
| | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm |
| 1 | 1.2 | -0.026 | 1.1 | 0.108 | 1.4 | -0.024 | 2.4 | 0.003 | 2.7 | 0.011 | 2.4 | -0.030 | 3.0 | -0.047 | 3.1 | -0.036 | 3.1 | -0.023 |
| 2 | 4.1 | -0.022 | 3.7 | -0.002 | 4.6 | -0.002 | 5.8 | -0.097 | 6.2 | 0.008 | 5.7 | 0.031 | 6.9 | 0.017 | 7.0 | 0.043 | 6.7 | 0.010 |
| 3 | 9.5 | -0.015 | 8.5 | 0.013 | 10.3 | 0.008 | 10.4 | -0.041 | 10.9 | -0.001 | 10.7 | 0.006 | 12.0 | 0.004 | 12.1 | 0.012 | 11.9 | 0.023 |
| 4 | 17.4 | 0.033 | 15.6 | 0.048 | 18.3 | 0.038 | 16.4 | -0.011 | 16.8 | 0.023 | 16.6 | 0.022 | 18.4 | 0.000 | 19.0 | 0.016 | 18.2 | 0.015 |
| 5 | 25.9 | 0.061 | 24.5 | 0.016 | 27.3 | 0.008 | 23.9 | -0.013 | 23.7 | 0.001 | 23.5 | 0.025 | 26.0 | 0.013 | 26.2 | 0.039 | 25.5 | 0.011 |
| 6 | 35.7 | 0.031 | 33.7 | 0.031 | 36.5 | 0.061 | 31.9 | -0.040 | 32.3 | 0.038 | 31.8 | 0.026 | 34.3 | 0.015 | 35.0 | 0.001 | 34.0 | 0.041 |
| 7 | 44.6 | 0.079 | 43.4 | 0.075 | 46.7 | 0.062 | 40.2 | -0.027 | 39.3 | 0.020 | 39.7 | 0.037 | 42.7 | 0.027 | 44.2 | 0.015 | 42.1 | 0.041 |
| 8 | 54.7 | 0.096 | 51.7 | 0.090 | 57.2 | 0.077 | 48.7 | -0.040 | 47.4 | 0.065 | 48.3 | 0.045 | 51.3 | 0.016 | 52.6 | 0.045 | 50.4 | 0.032 |
| 9 | 65.3 | 0.083 | 63.1 | 0.078 | 68.1 | 0.118 | 57.4 | 0.017 | 55.9 | 0.081 | 57.4 | 0.039 | 60.1 | 0.048 | 61.2 | 0.039 | 59.0 | 0.032 |
| 10 | 74.6 | 0.114 | 72.4 | 0.114 | 78.9 | 0.103 | 65.3 | 0.022 | 64.3 | 0.066 | 65.9 | 0.085 | 69.3 | 0.051 | 70.8 | 0.054 | 68.8 | 0.072 |
| 11 | 85.5 | 0.129 | 82.6 | 0.140 | 90.2 | 0.158 | 74.4 | 0.035 | 72.4 | 0.090 | 74.4 | 0.107 | 77.8 | 0.049 | 79.7 | 0.076 | 76.7 | 0.091 |
| 12 | 96.8 | 0.123 | 93.3 | 0.126 | 101.1 | 0.128 | 82.4 | 0.022 | 80.8 | 0.090 | 83.0 | 0.097 | 86.4 | 0.086 | 88.5 | 0.076 | 84.8 | 0.085 |
| 13 | 108.2 | 0.158 | 104.8 | 0.182 | 113.1 | 0.178 | 91.3 | 0.108 | 88.5 | 0.113 | 92.0 | 0.116 | 94.9 | 0.119 | 97.3 | 0.077 | 93.2 | 0.115 |
| 14 | 118.7 | 0.179 | 116.4 | 0.174 | 124.1 | 0.193 | 99.9 | 0.097 | 97.4 | 0.119 | 100.9 | 0.112 | 104.1 | 0.118 | 106.5 | 0.093 | 102.2 | 0.141 |
| 15 | 129.8 | 0.198 | 127.3 | 0.180 | 134.7 | 0.216 | 108.5 | 0.102 | 105.9 | 0.149 | 109.4 | 0.124 | 112.1 | 0.157 | 114.4 | 0.092 | 110.2 | 0.148 |
| 16 | 139.1 | 0.256 | 137.3 | 0.241 | 147.7 | 0.237 | 116.4 | 0.144 | 113.9 | 0.148 | 118.2 | 0.164 | 121.2 | 0.167 | 124.2 | 0.121 | 118.9 | 0.209 |
| 17 | 152.1 | 0.247 | 148.9 | 0.231 | 159.1 | 0.261 | 126.2 | 0.151 | 122.6 | 0.190 | 127.7 | 0.167 | 129.3 | 0.233 | 131.8 | 0.175 | 126.8 | 0.253 |
| 18 | 162.5 | 0.303 | 160.4 | 0.267 | 170.3 | 0.309 | 133.9 | 0.203 | 131.5 | 0.199 | 136.3 | 0.213 | 137.9 | 0.253 | 139.8 | 0.208 | 136.0 | 0.248 |
| 19 | 174.3 | 0.327 | 170.3 | 0.328 | 182.0 | 0.339 | 141.8 | 0.224 | 139.7 | 0.213 | 144.9 | 0.258 | 146.0 | 0.294 | 148.9 | 0.227 | 144.5 | 0.263 |
| 20 | 184.0 | 0.363 | 182.6 | 0.332 | 193.6 | 0.381 | 151.0 | 0.265 | 147.5 | 0.254 | 153.6 | 0.248 | 154.3 | 0.338 | 156.6 | 0.280 | 152.2 | 0.322 |
| 21 | 195.1 | 0.402 | 193.3 | 0.375 | 204.2 | 0.415 | 158.1 | 0.299 | 155.9 | 0.280 | 162.3 | 0.288 | 161.2 | 0.380 | 165.8 | 0.312 | 160.7 | 0.338 |
| 22 | 205.6 | 0.421 | 204.7 | 0.385 | 216.1 | 0.442 | 166.0 | 0.361 | 163.4 | 0.337 | 170.6 | 0.335 | 168.9 | 0.416 | 173.1 | 0.367 | 168.2 | 0.390 |
| 23 | 216.3 | 0.477 | 213.5 | 0.453 | 226.7 | 0.494 | 175.1 | 0.351 | 172.2 | 0.365 | 179.7 | 0.338 | 176.6 | 0.467 | 181.0 | 0.404 | 176.2 | 0.435 |
| 24 | 227.7 | 0.489 | 225.2 | 0.462 | 238.0 | 0.525 | 183.2 | 0.392 | 179.8 | 0.379 | 187.2 | 0.395 | 183.4 | 0.513 | 187.6 | 0.468 | 184.6 | 0.469 |
| 25 | 236.7 | 0.553 | 235.3 | 0.513 | 248.0 | 0.585 | 189.8 | 0.470 | 187.7 | 0.414 | 194.5 | 0.532 | 190.9 | 0.555 | 195.7 | 0.523 | 190.7 | 0.519 |
| 26 | 247.2 | 0.585 | 245.7 | 0.551 | 259.3 | 0.599 | 197.9 | 0.492 | 195.8 | 0.462 | 204.5 | 0.467 | 198.8 | 0.592 | 203.2 | 0.569 | 198.9 | 0.564 |
| 27 | 256.9 | 0.634 | 254.5 | 0.599 | 268.3 | 0.675 | 204.8 | 0.543 | 203.3 | 0.470 | 213.3 | 0.473 | 206.5 | 0.639 | 210.9 | 0.591 | 205.8 | 0.584 |
| 28 | 267.3 | 0.698 | 265.8 | 0.643 | 278.4 | 0.709 | 212.7 | 0.584 | 210.8 | 0.500 | 220.4 | 0.544 | 212.7 | 0.684 | 218.6 | 0.636 | 212.1 | 0.643 |
| 29 | 276.1 | 0.720 | 275.2 | 0.691 | 286.6 | 0.769 | 219.4 | 0.621 | 219.2 | 0.531 | 230.6 | 0.536 | 220.5 | 0.717 | 224.8 | 0.667 | 218.8 | 0.676 |
| 30 | 287.0 | 0.735 | 284.6 | 0.729 | 298.6 | 0.795 | 225.7 | 0.674 | 226.1 | 0.598 | 237.5 | 0.579 | 227.1 | 0.750 | 232.9 | 0.712 | 226.2 | 0.719 |
| 31 | 294.5 | 0.784 | 293.0 | 0.796 | 307.8 | 0.842 | 232.9 | 0.720 | 233.8 | 0.608 | 245.6 | 0.602 | 234.1 | 0.796 | 239.3 | 0.743 | 231.2 | 0.785 |
| 32 | 305.8 | 0.803 | 301.5 | 0.842 | 316.2 | 0.893 | 238.8 | 0.778 | 240.9 | 0.641 | 253.7 | 0.642 | 240.4 | 0.844 | 246.1 | 0.775 | 237.8 | 0.829 |
| 33 | 313.8 | 0.880 | 309.1 | 0.894 | 324.2 | 0.935 | 246.5 | 0.794 | 247.6 | 0.688 | 260.7 | 0.679 | 245.9 | 0.884 | 253.0 | 0.826 | 241.4 | 0.902 |



(Fortsetzung) Tabelle 4.4.2: Datenpunkte der R-Kurven von 3JRG57

| i | Pr.nr. L1 | | Pr.nr. L2 | | Pr.nr. L3 | | Pr.nr. 968 | | Pr.nr. 969 | | Pr.nr. 970 | | Pr.nr. 923 | | Pr.nr. 924 | | Pr.nr. 968 | |
|----|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|
| | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa |
| | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm |
| 34 | 324.9 | 0.870 | 319.6 | 0.917 | 332.8 | 0.996 | 252.4 | 0.842 | 254.3 | 0.714 | 267.5 | 0.724 | 246.9 | 0.998 | 259.9 | 0.854 | 248.6 | 0.931 |
| 35 | 330.8 | 0.937 | 326.7 | 0.977 | 342.5 | 1.020 | 258.9 | 0.881 | 260.8 | 0.766 | 273.0 | 0.786 | 251.3 | 1.050 | 266.9 | 0.888 | 253.8 | 0.967 |
| 36 | 341.3 | 0.963 | 335.7 | 1.013 | 347.7 | 1.100 | 265.3 | 0.925 | 267.6 | 0.813 | 279.4 | 0.836 | 255.5 | 1.121 | 273.3 | 0.918 | 259.3 | 1.030 |
| 37 | 347.9 | 1.017 | 343.0 | 1.069 | 357.0 | 1.128 | 272.2 | 0.952 | 274.4 | 0.830 | 286.6 | 0.863 | 260.6 | 1.160 | 279.4 | 0.949 | 264.3 | 1.065 |
| 38 | 356.8 | 1.045 | 352.1 | 1.089 | 362.2 | 1.198 | 276.9 | 1.011 | 282.0 | 0.852 | 293.8 | 0.899 | 265.4 | 1.204 | 285.1 | 1.000 | 270.9 | 1.100 |
| 39 | 361.8 | 1.115 | 358.7 | 1.154 | 369.0 | 1.266 | 281.6 | 1.072 | 287.3 | 0.899 | 301.1 | 0.931 | 269.2 | 1.259 | 291.1 | 1.036 | 275.4 | 1.143 |
| 40 | 371.6 | 1.133 | 367.4 | 1.178 | 377.6 | 1.283 | 287.4 | 1.100 | 294.1 | 0.926 | 306.5 | 0.992 | 273.0 | 1.322 | 297.2 | 1.084 | 279.5 | 1.195 |
| 41 | | | 374.0 | 1.232 | | | 292.0 | 1.154 | 299.5 | 0.970 | 311.6 | 1.048 | 277.4 | 1.364 | 301.7 | 1.114 | 284.4 | 1.235 |
| 42 | | | | | | | 296.6 | 1.203 | 304.5 | 1.016 | 317.6 | 1.091 | 280.5 | 1.426 | 306.7 | 1.160 | 287.7 | 1.287 |
| 43 | | | | | | | 301.6 | 1.246 | 311.5 | 1.044 | 324.3 | 1.117 | 284.2 | 1.463 | 311.8 | 1.194 | 291.3 | 1.345 |
| 44 | | | | | | | 306.7 | 1.286 | 316.3 | 1.088 | 329.8 | 1.155 | 288.1 | 1.511 | 316.5 | 1.237 | 294.4 | 1.397 |
| 45 | | | | | | | 311.3 | 1.338 | 321.7 | 1.122 | 334.4 | 1.207 | 291.9 | 1.545 | 321.4 | 1.276 | 296.7 | 1.456 |
| 46 | | | | | | | 315.8 | 1.376 | 327.3 | 1.151 | 339.1 | 1.250 | 296.2 | 1.582 | 325.4 | 1.326 | 299.7 | 1.509 |
| 47 | | | | | | | 320.1 | 1.415 | 330.8 | 1.212 | 345.6 | 1.288 | 298.6 | 1.630 | 329.5 | 1.367 | 304.2 | 1.538 |
| 48 | | | | | | | 324.6 | 1.458 | 335.0 | 1.249 | 349.7 | 1.326 | 302.9 | 1.666 | 334.8 | 1.396 | 308.0 | 1.576 |
| 49 | | | | | | | 329.5 | 1.489 | 339.8 | 1.266 | 354.7 | 1.372 | 306.3 | 1.706 | 337.5 | 1.447 | 310.0 | 1.626 |
| 50 | | | | | | | 333.7 | 1.535 | 345.3 | 1.318 | 360.1 | 1.408 | 307.8 | 1.761 | 341.9 | 1.483 | 312.8 | 1.670 |
| 51 | | | | | | | 338.3 | 1.561 | | | | | 311.6 | 1.795 | 346.4 | 1.517 | | |
| 52 | | | | | | | 342.3 | 1.602 | | | | | 315.7 | 1.819 | 350.7 | 1.545 | | |
| 53 | | | | | | | | | | | | | 320.1 | 1.849 | 353.8 | 1.584 | | |
| 54 | | | | | | | | | | | | | 322.7 | 1.879 | 358.1 | 1.613 | | |
| 55 | | | | | | | | | | | | | 326.0 | 1.913 | 357.1 | 1.683 | | |
| 56 | | | | | | | | | | | | | 328.2 | 1.949 | 358.5 | 1.742 | | |
| 57 | | | | | | | | | | | | | 331.0 | 1.981 | 357.7 | 1.829 | | |
| 58 | | | | | | | | | | | | | 334.5 | 2.007 | 361.1 | 1.866 | | |
| 59 | | | | | | | | | | | | | 337.2 | 2.041 | 361.7 | 1.925 | | |
| 60 | | | | | | | | | | | | | 340.4 | 2.067 | 366.8 | 1.937 | | |
| 61 | | | | | | | | | | | | | 342.2 | 2.101 | 367.5 | 2.009 | | |
| 62 | | | | | | | | | | | | | 344.7 | 2.128 | 376.1 | 1.974 | | |
| 63 | | | | | | | | | | | | | 346.4 | 2.166 | 375.1 | 2.045 | | |
| 64 | | | | | | | | | | | | | 349.5 | 2.192 | 376.8 | 2.090 | | |
| 65 | | | | | | | | | | | | | 351.9 | 2.216 | 385.8 | 2.069 | | |
| 66 | | | | | | | | | | | | | 354.1 | 2.244 | 382.1 | 2.147 | | |



Tabelle 4.4.3: Datenpunkte der R-Kurven von 1JFL11

| i | unbestrahlt, Fluenz $\Phi=0$ | | | | | | mittel bestr. $\Phi=51,21 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E>1\text{MeV}$) | | | | | | hoch bestr., $\Phi=99,84 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E>1\text{MeV}$) | | | | | |
|----|------------------------------|------------------|---------------|------------------|---------------|------------------|---|------------------|---------------|------------------|---------------|------------------|--|------------------|---------------|------------------|---------------|------------------|
| | JFL-U-1 | | JFL-U-2 | | JFL-U-3 | | Pr.nr. 878 | | Pr.nr. 879 | | Pr.nr. 880 | | Pr.nr. 833 | | Pr.nr. 834 | | Pr.nr. 835 | |
| | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm | J_i N/mm | Δa mm |
| 1 | 1.1 | 0.069 | 1.3 | -0.145 | 1.1 | -0.056 | 1.7 | 0.001 | 1.9 | 0.006 | | | 1.6 | -0.038 | 1.7 | 0.057 | 1.8 | -0.044 |
| 2 | 4.0 | -0.069 | 4.6 | -0.067 | 4.6 | 0.018 | 7.1 | -0.003 | 4.8 | -0.004 | Der | | 4.6 | -0.004 | 4.5 | -0.007 | 5.0 | 0.013 |
| 3 | 9.1 | -0.045 | 10.9 | -0.033 | 10.7 | -0.006 | 15.9 | 0.020 | 9.1 | -0.014 | COD-Clip | | 9.4 | 0.018 | 8.6 | -0.034 | 9.3 | 0.010 |
| 4 | 16.4 | -0.028 | 19.8 | 0.055 | 18.1 | 0.049 | 26.3 | 0.041 | 14.0 | 0.001 | fiel | | 14.7 | 0.010 | 13.9 | -0.002 | 15.2 | 0.037 |
| 5 | 24.1 | 0.023 | 29.4 | 0.076 | 27.0 | 0.039 | 36.2 | 0.008 | 20.3 | 0.024 | während | | 21.5 | 0.020 | 19.9 | 0.003 | 21.6 | 0.023 |
| 6 | 32.2 | 0.008 | 39.0 | 0.020 | 36.1 | -0.036 | 46.2 | 0.029 | 26.5 | 0.019 | der | | 28.7 | 0.029 | 26.4 | 0.003 | 28.8 | 0.019 |
| 7 | 40.7 | 0.071 | 48.5 | 0.034 | 46.1 | 0.038 | 56.4 | 0.050 | 32.8 | 0.018 | Messung | | 36.2 | 0.042 | 33.1 | 0.024 | 36.2 | 0.031 |
| 8 | 50.0 | 0.080 | 59.3 | 0.066 | 56.1 | 0.105 | 67.2 | 0.073 | 38.6 | 0.031 | ab. | | 43.3 | 0.057 | 39.6 | 0.031 | 43.6 | 0.045 |
| 9 | 59.2 | 0.085 | 71.2 | 0.019 | 65.8 | 0.075 | 77.8 | 0.093 | 45.1 | 0.042 | | | 50.3 | 0.040 | 46.3 | 0.036 | 50.9 | 0.058 |
| 10 | 69.1 | 0.064 | 80.4 | 0.067 | 76.3 | 0.098 | 89.0 | 0.102 | 51.0 | 0.034 | | | 57.8 | 0.076 | 53.1 | 0.058 | 57.7 | 0.062 |
| 11 | 78.6 | 0.078 | 92.5 | 0.128 | 87.5 | 0.144 | 100.2 | 0.130 | 57.1 | 0.079 | | | 64.7 | 0.095 | 59.9 | 0.048 | 65.0 | 0.062 |
| 12 | 87.6 | 0.134 | 103.7 | 0.116 | 98.1 | 0.146 | 112.3 | 0.053 | 63.7 | 0.123 | | | 72.9 | 0.080 | 66.7 | 0.079 | 72.7 | 0.064 |
| 13 | 98.1 | 0.145 | 114.4 | 0.160 | 109.9 | 0.110 | 122.4 | 0.137 | 70.1 | 0.089 | | | 79.5 | 0.094 | 73.3 | 0.068 | 80.2 | 0.068 |
| 14 | 108.4 | 0.108 | 126.2 | 0.148 | 120.6 | 0.144 | 133.8 | 0.157 | 76.7 | 0.082 | | | 87.2 | 0.101 | 80.8 | 0.080 | 87.9 | 0.082 |
| 15 | 117.8 | 0.155 | 137.9 | 0.166 | 130.6 | 0.167 | 145.2 | 0.180 | 83.6 | 0.103 | | | 95.3 | 0.120 | 87.9 | 0.100 | 95.4 | 0.082 |
| 16 | 128.4 | 0.181 | 150.0 | 0.204 | 143.1 | 0.150 | 156.0 | 0.206 | 90.2 | 0.092 | | | 102.6 | 0.117 | 94.9 | 0.109 | 103.0 | 0.110 |
| 17 | 138.1 | 0.193 | 162.9 | 0.204 | 153.7 | 0.181 | 168.3 | 0.215 | 97.0 | 0.104 | | | 110.3 | 0.144 | 102.4 | 0.114 | 110.3 | 0.106 |
| 18 | 150.2 | 0.180 | 174.0 | 0.238 | 165.7 | 0.202 | 179.5 | 0.247 | 104.2 | 0.116 | | | 117.7 | 0.146 | 108.3 | 0.198 | 118.1 | 0.130 |
| 19 | 160.5 | 0.179 | 188.2 | 0.196 | 177.2 | 0.200 | 190.7 | 0.265 | 110.7 | 0.132 | | | 125.6 | 0.142 | 116.3 | 0.179 | 125.9 | 0.141 |
| 20 | 170.3 | 0.227 | 198.5 | 0.283 | 189.6 | 0.243 | 202.2 | 0.303 | 117.6 | 0.140 | | | 133.9 | 0.158 | 124.5 | 0.124 | 133.3 | 0.160 |
| 21 | 180.7 | 0.238 | 208.7 | 0.322 | 201.7 | 0.214 | 214.4 | 0.307 | 124.3 | 0.148 | | | 141.5 | 0.186 | 131.4 | 0.171 | 141.5 | 0.166 |
| 22 | 192.8 | 0.237 | 222.6 | 0.297 | 212.6 | 0.254 | 225.8 | 0.328 | 131.3 | 0.157 | | | 148.9 | 0.197 | 138.8 | 0.174 | 149.4 | 0.170 |
| 23 | 203.0 | 0.269 | 235.2 | 0.328 | 222.4 | 0.318 | 238.2 | 0.339 | 138.5 | 0.162 | | | 156.9 | 0.219 | 146.5 | 0.192 | 157.6 | 0.178 |
| 24 | 213.3 | 0.300 | 248.9 | 0.320 | 236.3 | 0.291 | 249.0 | 0.370 | 145.2 | 0.178 | | | 165.3 | 0.217 | 153.5 | 0.198 | 164.9 | 0.194 |
| 25 | 225.0 | 0.310 | 260.3 | 0.341 | 246.3 | 0.353 | 260.8 | 0.393 | 151.8 | 0.193 | | | 173.0 | 0.235 | 161.2 | 0.217 | 173.0 | 0.201 |
| 26 | 234.8 | 0.346 | 271.8 | 0.392 | 260.1 | 0.342 | 272.9 | 0.403 | 159.3 | 0.201 | | | 180.9 | 0.238 | 168.9 | 0.215 | 181.1 | 0.232 |
| 27 | 245.6 | 0.351 | 286.6 | 0.368 | 272.2 | 0.348 | 283.5 | 0.440 | 166.7 | 0.225 | | | 189.6 | 0.241 | 176.1 | 0.234 | 188.2 | 0.237 |
| 28 | 257.1 | 0.367 | 298.6 | 0.390 | 283.0 | 0.387 | 295.5 | 0.454 | 173.3 | 0.222 | | | 197.4 | 0.269 | 183.1 | 0.252 | 196.3 | 0.251 |
| 29 | 267.9 | 0.391 | 310.7 | 0.400 | 298.3 | 0.330 | 307.0 | 0.471 | 180.3 | 0.239 | | | 205.8 | 0.281 | 190.6 | 0.262 | 204.6 | 0.256 |
| 30 | 279.1 | 0.397 | 322.4 | 0.431 | 307.6 | 0.397 | 319.0 | 0.487 | 187.6 | 0.243 | | | 213.5 | 0.281 | 198.2 | 0.281 | 211.9 | 0.278 |
| 31 | 290.3 | 0.414 | 336.1 | 0.419 | 319.8 | 0.397 | 329.3 | 0.520 | 194.4 | 0.289 | | | 221.3 | 0.308 | 205.4 | 0.301 | 219.8 | 0.292 |
| 32 | 299.4 | 0.448 | 345.9 | 0.490 | 330.2 | 0.436 | 340.3 | 0.545 | 201.7 | 0.288 | | | 228.7 | 0.330 | 212.6 | 0.316 | 227.2 | 0.310 |
| 33 | 311.9 | 0.433 | 357.8 | 0.497 | 340.7 | 0.497 | 350.5 | 0.578 | 208.6 | 0.282 | | | 237.1 | 0.347 | 220.7 | 0.322 | 235.5 | 0.318 |



(Fortsetzung) Tabelle 4.4.3: Datenpunkte der R-Kurven von 1JFL11

| i | JFL-U-1 | | JFL-U-2 | | JFL-U-3 | | Pr.nr. 878 | | Pr.nr. 879 | | Pr.nr. 880 | | Pr.nr. 833 | | Pr.nr. 834 | | Pr.nr. 835 | |
|----|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|----------------|----|----------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|
| | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa | J _i | Δa |
| | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm | N/mm | mm |
| 34 | 321.7 | 0.475 | 369.7 | 0.535 | 355.5 | 0.466 | 362.5 | 0.589 | 215.0 | 0.306 | | | 245.6 | 0.344 | 228.1 | 0.348 | 243.4 | 0.337 |
| 35 | 333.0 | 0.490 | 380.8 | 0.566 | 365.3 | 0.513 | 374.6 | 0.602 | 222.6 | 0.314 | | | 252.8 | 0.377 | 235.2 | 0.364 | 250.9 | 0.359 |
| 36 | 343.7 | 0.503 | 391.6 | 0.582 | 376.1 | 0.533 | 384.6 | 0.632 | 229.1 | 0.332 | | | 261.1 | 0.376 | 242.8 | 0.365 | 258.5 | 0.369 |
| 37 | 353.9 | 0.530 | 404.7 | 0.588 | 387.8 | 0.563 | 395.0 | 0.656 | 237.6 | 0.334 | | | 269.1 | 0.399 | 250.2 | 0.383 | 265.6 | 0.399 |
| 38 | 365.4 | 0.538 | 417.7 | 0.605 | 399.4 | 0.580 | 405.3 | 0.666 | 243.9 | 0.350 | | | 276.9 | 0.418 | 256.7 | 0.410 | 273.8 | 0.407 |
| 39 | 373.9 | 0.591 | 430.8 | 0.607 | 411.4 | 0.581 | 415.8 | 0.710 | 250.9 | 0.376 | | | 284.2 | 0.436 | 264.4 | 0.420 | 280.5 | 0.432 |
| 40 | 385.1 | 0.586 | 435.8 | 0.696 | 421.9 | 0.622 | 425.0 | 0.744 | 256.8 | 0.386 | | | 292.6 | 0.443 | 272.0 | 0.434 | 288.5 | 0.435 |
| 41 | | | 452.7 | 0.663 | 430.8 | 0.670 | 434.3 | 0.774 | 264.0 | 0.403 | | | 300.1 | 0.467 | 279.2 | 0.450 | 295.4 | 0.462 |
| 42 | | | | | | | | | 271.8 | 0.405 | | | 307.9 | 0.484 | 287.2 | 0.459 | 302.9 | 0.485 |
| 43 | | | | | | | | | 278.9 | 0.418 | | | 316.0 | 0.499 | 293.8 | 0.479 | 310.3 | 0.503 |
| 44 | | | | | | | | | 285.4 | 0.441 | | | 322.9 | 0.518 | 301.2 | 0.496 | 317.8 | 0.517 |
| 45 | | | | | | | | | 293.1 | 0.448 | | | 329.4 | 0.544 | 307.8 | 0.526 | 325.5 | 0.534 |
| 46 | | | | | | | | | 299.6 | 0.447 | | | 337.6 | 0.562 | 315.4 | 0.527 | 333.1 | 0.544 |
| 47 | | | | | | | | | 307.3 | 0.465 | | | 345.8 | 0.567 | 322.5 | 0.547 | 340.1 | 0.561 |
| 48 | | | | | | | | | 312.9 | 0.489 | | | 353.0 | 0.595 | 329.1 | 0.558 | 347.7 | 0.580 |
| 49 | | | | | | | | | 320.4 | 0.502 | | | 360.1 | 0.603 | 336.5 | 0.585 | 355.2 | 0.588 |
| 50 | | | | | | | | | 327.7 | 0.506 | | | 368.1 | 0.621 | 344.1 | 0.587 | 362.5 | 0.610 |
| 51 | | | | | | | | | 333.7 | 0.524 | | | 375.4 | 0.639 | 351.1 | 0.602 | 368.7 | 0.635 |
| 52 | | | | | | | | | 340.6 | 0.540 | | | 382.4 | 0.665 | 358.0 | 0.619 | 376.5 | 0.649 |
| 53 | | | | | | | | | 348.5 | 0.538 | | | 389.1 | 0.677 | 364.4 | 0.636 | 383.2 | 0.664 |
| 54 | | | | | | | | | 355.1 | 0.551 | | | 396.9 | 0.697 | 370.8 | 0.657 | 390.3 | 0.682 |
| 55 | | | | | | | | | 361.9 | 0.563 | | | 403.3 | 0.720 | 378.7 | 0.665 | 397.2 | 0.700 |
| 56 | | | | | | | | | 368.1 | 0.586 | | | 410.2 | 0.737 | 385.1 | 0.689 | 404.7 | 0.711 |
| 57 | | | | | | | | | 375.2 | 0.594 | | | 416.9 | 0.754 | 391.6 | 0.705 | 411.0 | 0.737 |
| 58 | | | | | | | | | 381.7 | 0.612 | | | 424.5 | 0.771 | 398.4 | 0.723 | 417.9 | 0.750 |
| 59 | | | | | | | | | 389.3 | 0.614 | | | 431.4 | 0.789 | 404.2 | 0.748 | 425.2 | 0.764 |
| 60 | | | | | | | | | 394.2 | 0.645 | | | 438.5 | 0.805 | 410.9 | 0.763 | 430.8 | 0.791 |
| 61 | | | | | | | | | 401.4 | 0.648 | | | 446.1 | 0.816 | 416.5 | 0.790 | 436.5 | 0.816 |
| 62 | | | | | | | | | 408.0 | 0.663 | | | 453.0 | 0.830 | 422.7 | 0.803 | 443.3 | 0.830 |
| 63 | | | | | | | | | 414.4 | 0.679 | | | 459.6 | 0.851 | 428.7 | 0.831 | 450.0 | 0.843 |
| 64 | | | | | | | | | 420.8 | 0.693 | | | 466.1 | 0.867 | 435.2 | 0.839 | 456.4 | 0.863 |
| 65 | | | | | | | | | 427.3 | 0.705 | | | 472.2 | 0.891 | 442.0 | 0.859 | 461.9 | 0.886 |
| 66 | | | | | | | | | 432.2 | 0.733 | | | 478.5 | 0.913 | 448.0 | 0.873 | 469.2 | 0.904 |
| 67 | | | | | | | | | 439.2 | 0.747 | | | 485.6 | 0.924 | 453.0 | 0.896 | 475.6 | 0.915 |



Tabelle 4.5.1: Master Curve Ergebnisse von 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B

| Material | Zustand | Φ in 10^{18} n/cm ² | Standard MC-Analyse | | | | | SINTAP | | MML [#] | Unified Curve | | | |
|----------|-----------------|--|---------------------|----|----------------|----------------------|---------------|---|---|--|---------------|-----------------------------------|---------------|-----------------------------------|
| | | | r | N | $\Sigma\eta_i$ | T ₀ °C | σ K | T _K ^{SINTAP2} °C | T _K ^{SINTAP3} °C | T ₀ ^{MML} ± $\sigma_{T_0}^{MML}$ °C | [Wallin-07]* | | [Margolin-01] | |
| | | | | | | | | | | | Ω | T ₀ ^{UC} (°C) | Ω | T ₀ ^{UC} (°C) |
| 3JRQ57 | Unbestrahlt | 0,00 | 9 | 10 | 1,40 | -65,6 | 6,0 | -65,6 | -77,7 | nein: -65,5 | 2883 | -98 | 1621 | -67 |
| 3JRQ57 | I-niedrig | 7,24 | 9 | 10 | 1,28 | 77,0 | 6,3 | 87,3 | 91,5 | ja: 82 ± 17 | 196 | -98 | 136 | 79 |
| 3JRQ57 | I-mittel | 54,85 | 16 | 17 | 2,57 | 123,6 | 4,5 | 137,8 | 155,0 | ja: 130 ± 25 | 83 | 119 | 72 | 133 |
| 3JRQ57 | I-hoch | 98,18 | 15 | 15 | 1,88 | 164,2 | 4,9 | 164,2 | 149,8 | - | 41 | 253 | 50 | 186 |
| 3JRQ57 | IA- mittel | 54,85 | 7 | 8 | 1,05 | -73,2 | 6,8 | -66,2 | -79,5 | nein: -73,2 | 3328 | -106 | 1799 | -73 |
| 3JRQ57 | IA- hoch | 98,18 | 7 | 8 | 1,10 | -68,5 | 6,8 | -66,6 | -76,7 | nein: -68,5 | 3045 | -101 | 1683 | -69 |
| 1JFL11 | Unbestrahlt | 0,00 | 16 | 18 | 2,38 | -105,8 | 4,7 | -94,2 | -107,4 | nein: -104 ± 8 | 6178 | -138 | 3286 | -105 |
| 1JFL11 | I-niedrig | 6,45 | 7 | 8 | 1,12 | -88,3 | 6,8 | -72,9 | -24,0 | ja: -78 ± 22 | 4431 | -121 | 2472 | -90 |
| 1JFL11 | I-mittel | 51,21 | 20 | 22 | 3,17 | -37,0 | 4,0 | -25,2 | -31,7 | ja: -27 ± 24 | 1677 | -69 | 1000 | -41 |
| 1JFL11 | I-hoch | 86,69 | 22 | 23 | 3,35 | -45,0 | 3,8 | -38,0 | -35,4 | ja: -40 ± 14 | 1950 | -77 | 1098 | -46 |
| 1JFL11 | IA- niedrig | 6,45 | 7 | 8 | 1,10 | -114,3 | 6,8 | -114,3 | -112,6 | nein: -114,3 | 7270 | -147 | 3943 | -115 |
| 1JFL11 | IA- mittel | 51,21 | 8 | 8 | 1,29 | -106,5 | 6,4 | -103,7 | -89,0 | nein: -106,5 | 6261 | -139 | 3427 | -107 |
| 1JFL11 | IA- hoch | 86,69 | 8 | 8 | 1,24 | -100,4 | 6,4 | -84,9 | -71,8 | ja: -92 ± 18 | 5583 | -133 | 3097 | -102 |
| KAB-B | Unbestrahlt | 0,00 | 12 | 20 | 2,00 | -109,8 | 5,2 | -102,9 | -76,5 | - | 6671 | -142 | 3810 | -113 |
| KAB-B | I-mittel | 19,19 | 6 | 7 | 0,95 | 4,8 | 7,3 | 29,2 | 28,9 | ja: 24 ± 35 | 760 | -26 | 556 | -9 |
| KAB-B | I-hoch | 99,84 | 12 | 15 | 1,70 | 40,5 | 5,4 | 48,8 | 43,3 | - | 387 | 12 | 249 | 38 |
| KAB-B | IA-mittel-270°C | 19,19 | 7 | 8 | 1,10 | -10,3 | 6,8 | 15,7 | 15,7 | ja: -3 ± 22 | 1010 | -42 | 728 | -24 |
| KAB-B | IA-mittel-475°C | 19,19 | 7 | 8 | 1,02 | -79,5 | 7,1 | -44,4 | -51,5 | ja: 55 ± 41 | 3751 | -112 | 2267 | -85 |

(E>1MeV)

fett: gültige T_K

Gl. (45)

Gl. (46)

- # nein: nach Gl. (A2.9) im Anhang A2 makroskopisch homogenes Material
- # ja: nach Gl. (A2.9) im Anhang A2 makroskopisch inhomogenes Material
- T₀: Referenztemperatur nach ASTM E1921-05
- $\Sigma\eta_i$: Summe der Wichtungsfaktoren nach ASTM E1921-05, Eq. (22)

*modifiziert: Ω
aus zensorierten
K_{IC(T)}-Werten
berechnet



Tabelle 4.5.2: Anzahl der Proben die unterhalb der 5%- bzw. 2%-Perzentile liegen (Standardabweichung nach ASTM [E1921-05])

| Werkstoff | Bestr.-Zustand | Anzahl geprüfter Proben N | Anzahl der Proben <5%-Kurve | Anzahl der Proben <2%-Kurve |
|-----------|-----------------|---------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| 3JRQ57 | U | 10 | 0 | 0 |
| 3JRQ57 | I-niedrig | 10 | 1 | 0 |
| 3JRQ57 | I-mittel | 17 | 4 | 3 |
| 3JRQ57 | I-hoch | 15 | 0 | 0 |
| 3JRQ57 | IA-mittel | 8 | 0 | 0 |
| 3JRQ57 | IA-hoch | 8 | 0 | 0 |
| 3JRQ57 | alle | 68 | 5 | 3 |
| 1JFL11 | U | 22 | 2 | 0 |
| 1JFL11 | I-niedrig | 8 | 1 | 1 |
| 1JFL11 | I-mittel | 22 | 5 | 0 |
| 1JFL11 | I-hoch | 23 | 2 | 1 |
| 1JFL11 | IA-niedrig | 8 | 0 | 0 |
| 1JFL11 | IA-mittel | 8 | 1 | 0 |
| 1JFL11 | IA-hoch | 8 | 1 | 1 |
| 1JFL11 | alle | 99 | 12 | 3 |
| KAB-B | U | 20 | 5 | 4 |
| KAB-B | I-mittel | 7 | 2 | 0 |
| KAB | I-hoch | 15 | 1 | 0 |
| KAB | IA-mittel-270°C | 8 | 1 | 1 |
| KAB | IA-mittel-475°C | 8 | 3 | 1 |
| KAB | alle | 58 | 12 | 6 |

Tabelle 4.5.3: Einzelergebnisse der MC-Tests für 3JRQ57

| Zu-stand | Φ in 10^{18} n/cm ² | Pr.-Nr. | T _{Prüf} °C | E _T GPa | R _{p0.2} MPa | J _c N/mm | K _{Jc} in MPa√m | K _{Jc(limit)} | 1 gültig 0 zens. | K _{Jc(IT)} MPa√m | Anmer- kungen |
|----------|---------------------------------------|---------|----------------------|--------------------|-----------------------|---------------------|--------------------------|------------------------|---------------------|---------------------------|------------------|
| U | 0 | 215/1 | -70 | 218 | 553 | 53.1 | 112.7 | 147.1 | 1 | 93.5 | |
| U | 0 | 215/2 | -70 | 218 | 553 | 56.8 | 116.6 | 147.9 | 1 | 96.5 | |
| U | 0 | 216/1 | -80 | 219 | 568 | 39.2 | 97.1 | 149.6 | 1 | 81.0 | |
| U | 0 | 216/2 | -80 | 219 | 568 | 51.8 | 111.6 | 150.3 | 1 | 92.6 | |
| U | 0 | 218/1 | -90 | 220 | 585 | 18.4 | 66.6 | 152.9 | 1 | 56.9 | |
| U | 0 | 218/2 | -60 | 217 | 540 | 44.5 | 103.0 | 145.3 | 1 | 85.7 | |
| U | 0 | 219/1 | -90 | 220 | 585 | 52.4 | 112.4 | 151.8 | 1 | 93.3 | |
| U | 0 | 219/2 | -60 | 217 | 540 | 87.3 | 144.2 | 145.5 | 1 | 118.5 | |
| U | 0 | 186/1 | -64 | 217 | 545 | 126.4 | 173.7 | 148.0 | 0 | 141.8 | |
| U | 0 | 187/1 | -64 | 217 | 545 | 56.3 | 115.9 | 148.3 | 1 | 96.0 | |
| I-niedr | 7,24 | VB9 | 23 | 210 | 684 | 23.8 | 74.0 | 155.4 | 1 | 62.8 | |
| I-niedr | 7,24 | VB10 | 23 | 210 | 684 | 20.2 | 68.3 | 158.7 | 1 | 58.3 | |
| I-niedr | 7,24 | VB11 | 40 | 208 | 678 | 18.6 | 65.3 | 154.5 | 1 | 55.9 | |
| I-niedr | 7,24 | VB12 | 60 | 207 | 672 | 31.5 | 84.5 | 152.8 | 1 | 71.1 | |
| I-niedr | 7,24 | VB13 | 70 | 206 | 669 | 74.2 | 129.5 | 147.6 | 1 | 106.8 | |
| I-niedr | 7,24 | VB14 | 70 | 206 | 669 | 125.5 | 168.4 | 154.2 | 0 | 137.6 | |
| I-niedr | 7,24 | VB15 | 60 | 207 | 672 | 13.1 | 54.5 | 156.2 | 1 | 47.4 | |
| I-niedr | 7,24 | VB16 | 60 | 207 | 672 | 24.8 | 75.0 | 153.6 | 1 | 63.6 | |
| I-niedr | 7,24 | VB45 | 65 | 206 | 670 | 20.3 | 67.7 | 152.4 | 1 | 57.8 | |
| I-niedr | 7,24 | VB46 | 65 | 206 | 670 | 45.0 | 101.0 | 157.1 | 1 | 84.2 | |



(Fortsetzung) Tabelle 4.5.3: Einzelergebnisse der MC-Tests für 3JRQ57

| Zu-stand | Φ in 10^{18} n/cm ² | Pr.- Nr. | T _{Prüf} °C | E _T GPa | R _{p0.2} MPa | J _c N/mm | K _{Jc} in MPa \sqrt{m} | K _{Jc(limit)} in MPa \sqrt{m} | 1 gültig 0 zens. | K _{Jc(1T)} MPa \sqrt{m} | Anmer- kungen |
|-----------|--|-------------|-------------------------|-----------------------|--------------------------|------------------------|--------------------------------------|---|---------------------|---------------------------------------|------------------|
| I-mittel | 54,85 | 983 | 120 | 201 | 736 | 43.4 | 98.0 | 163.2 | 1 | 81.8 | |
| I-mittel | 54,85 | 984 | 120 | 201 | 736 | 31.5 | 83.5 | 162.0 | 1 | 70.4 | |
| I-mittel | 54,85 | 985 | 130 | 200 | 734 | 82.1 | 134.4 | 161.0 | 1 | 110.7 | |
| I-mittel | 54,85 | 986 | 130 | 200 | 734 | 128.9 | 168.5 | 165.6 | 0 | 137.7 | |
| I-mittel | 54,85 | 987 | 110 | 202 | 739 | 79.1 | 132.6 | 165.1 | 1 | 109.3 | |
| I-mittel | 54,85 | 988 | 110 | 202 | 739 | 69.8 | 124.6 | 164.4 | 1 | 103.0 | |
| I-mittel | 54,85 | 989 | 100 | 203 | 742 | 36.6 | 90.4 | 166.4 | 1 | 75.8 | |
| I-mittel | 54,85 | 990 | 100 | 203 | 742 | 69.9 | 124.9 | 169.4 | 1 | 103.2 | |
| I-mittel | 54,85 | 991 | 90 | 204 | 744 | 5.5 | 35.0 | 164.4 | 1 | 35.0 | |
| I-mittel | 54,85 | 992 | 90 | 204 | 744 | 11.6 | 50.9 | 167.1 | 1 | 44.5 | |
| I-mittel | 54,85 | 993 | 90 | 204 | 744 | 6.3 | 37.6 | 165.2 | 1 | 37.6 | |
| I-mittel | 54,85 | 994 | 100 | 203 | 742 | 11.1 | 49.8 | 165.2 | 1 | 49.8 | |
| I-mittel | 54,85 | 995 | 110 | 202 | 739 | 11.4 | 50.4 | 161.0 | 1 | 44.1 | |
| I-mittel | 54,85 | 996 | 120 | 201 | 736 | 34.2 | 87.0 | 160.0 | 1 | 73.1 | |
| I-mittel | 54,85 | 997 | 130 | 200 | 734 | 53.9 | 108.9 | 157.5 | 1 | 90.6 | |
| I-mittel | 54,85 | VB17 | 100 | 203 | 742 | 37.0 | 90.9 | 165.1 | 1 | 76.2 | |
| I-mittel | 54,85 | VB18 | 100 | 203 | 742 | 60.1 | 115.8 | 165.9 | 1 | 96.0 | |
| I-hoch | 98,18 | 938 | 80 | 205 | 820 | 16.7 | 61.3 | 173.1 | 1 | 52.8 | |
| I-hoch | 98,18 | 939 | 100 | 203 | 815 | 15.8 | 59.3 | 177.1 | 1 | 51.2 | |
| I-hoch | 98,18 | 940 | 100 | 203 | 815 | 23.1 | 71.7 | 173.3 | 1 | 61.0 | |
| I-hoch | 98,18 | 941 | 45 | 208 | 830 | 6.4 | 38.3 | 177.4 | 1 | 38.3 | |
| I-hoch | 98,18 | 942 | 120 | 201 | 809 | 20.2 | 66.9 | 174.2 | 1 | 57.2 | |
| I-hoch | 98,18 | 943 | 150 | 199 | 801 | 56.6 | 111.2 | 170.1 | 1 | 92.3 | |
| I-hoch | 98,18 | 944 | 160 | 198 | 798 | 30.2 | 81.1 | 169.4 | 1 | 68.4 | |
| I-hoch | 98,18 | 945 | 150 | 199 | 801 | 44.8 | 98.9 | 171.0 | 1 | 82.5 | |
| I-hoch | 98,18 | 946 | 180 | 196 | 793 | 120.2 | 160.9 | 164.4 | 1 | 131.8 | |
| I-hoch | 98,18 | 947 | 170 | 197 | 796 | 124.8 | 164.3 | 168.6 | 1 | 134.5 | |
| I-hoch | 98,18 | 948 | 160 | 198 | 798 | 45.2 | 99.1 | 169.7 | 1 | 82.7 | |
| I-hoch | 98,18 | 949 | 170 | 197 | 796 | 82.5 | 133.6 | 172.9 | 1 | 110.1 | |
| I-hoch | 98,18 | 950 | 180 | 196 | 793 | 55.1 | 109.0 | 168.8 | 1 | 90.6 | |
| I-hoch | 98,18 | 951 | 120 | 201 | 809 | 38.7 | 92.5 | 169.2 | 1 | 77.5 | |
| I-hoch | 98,18 | 952 | 150 | 199 | 801 | 32.6 | 84.3 | 166.6 | 1 | 71.0 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB70 | -80 | 219 | 577 | 26.5 | 79.7 | 150.9 | 1 | 67.4 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB71 | -80 | 219 | 577 | 102.3 | 156.8 | 152.2 | 0 | 128.4 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB72 | -90 | 220 | 594 | 30.1 | 85.3 | 152.9 | 1 | 71.8 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB73 | -90 | 220 | 594 | 50.4 | 110.3 | 153.2 | 1 | 91.6 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB74 | -90 | 220 | 594 | 33.0 | 89.2 | 153.9 | 1 | 74.8 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB75 | -80 | 219 | 577 | 44.3 | 103.1 | 152.0 | 1 | 85.9 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB76 | -90 | 220 | 594 | 37.6 | 95.3 | 153.4 | 1 | 79.6 | |
| IA-mittel | 54,85 | VB77 | -90 | 220 | 594 | 32.3 | 88.3 | 154.5 | 1 | 74.2 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB21 | -70 | 218 | 561 | 35.1 | 91.7 | 148.6 | 1 | 76.9 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB22 | -70 | 218 | 561 | 112.4 | 164.0 | 148.9 | 0 | 134.3 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB23 | -80 | 219 | 576 | 63.3 | 123.4 | 151.1 | 1 | 102.0 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB24 | -80 | 219 | 576 | 54.8 | 114.8 | 151.5 | 1 | 95.2 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB25 | -90 | 220 | 593 | 26.5 | 79.9 | 154.4 | 1 | 67.5 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB26 | -90 | 220 | 593 | 19.4 | 68.4 | 153.6 | 1 | 58.4 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB27 | -90 | 220 | 593 | 27.8 | 81.9 | 154.4 | 1 | 69.1 | |
| IA-hoch | 98,18 | VB28 | -80 | 219 | 576 | 54.0 | 113.9 | 151.2 | 1 | 94.5 | |



Tabelle 4.5.4: Einzelergebnisse der MC-Tests für 1JFL11

| Zu- stand | Φ in 10 ¹⁸ n/cm ² | Pr.- Nr. | T _{Prüf} °C | E _T GPa | R _{p02} MPa | J _c N/mm | K _{Jc} in MPa√m | K _{Jc(limit)} | 1 gültig 0 zens. | K _{Jc(1T)} MPa√m | Anmer- kungen |
|--------------|---|-------------|-------------------------|-----------------------|-------------------------|------------------------|-----------------------------|------------------------|---------------------|------------------------------|------------------|
| U | 0 | 168_1 | -90 | 220 | 554 | 100.6 | 155.8 | 147.4 | 0 | 127.6 | |
| U | 0 | 168_2 | -110 | 221 | 583 | 20.4 | 70.4 | 151.4 | 1 | 59.9 | |
| U | 0 | 170_1 | -100 | 220 | 568 | 155.0 | 193.8 | 150.7 | 0 | 157.6 | |
| U | 0 | 170_2 | -110 | 221 | 583 | 40.5 | 99.2 | 152.1 | 1 | 82.8 | |
| U | 0 | 172_1 | -120 | 222 | 599 | 87.4 | 146.1 | 155.2 | 1 | 119.9 | |
| U | 0 | 172_2 | -130 | 223 | 616 | 20.0 | 70.1 | 157.5 | 1 | 59.6 | |
| U | 0 | 173_1 | -120 | 222 | 599 | 39.0 | 97.6 | 152.8 | 1 | 81.4 | |
| U | 0 | 173_2 | -130 | 223 | 616 | 38.6 | 97.3 | 156.8 | 1 | 81.2 | |
| U | 0 | VB78 | -130 | 223 | 616 | 36.0 | 94.0 | 156.2 | 1 | 78.6 | |
| U | 0 | VB79 | -140 | 224 | 634 | 14.9 | 60.5 | 161.7 | 1 | 52.1 | |
| U | 0 | J04_1 | -110 | 221 | 583 | 45.4 | 105.1 | 153.9 | 1 | 87.4 | |
| U | 0 | J04_2 | -110 | 221 | 583 | 81.6 | 140.8 | 150.1 | 1 | 115.7 | |
| U | 0 | J04_3 | -120 | 222 | 599 | 26.1 | 79.8 | 153.1 | 1 | 67.3 | |
| U | 0 | J04_4 | -120 | 222 | 599 | 24.2 | 76.9 | 152.4 | 1 | 65.1 | |
| U | 0 | J04_5 | -130 | 223 | 616 | 33.3 | 90.3 | 155.6 | 1 | 75.7 | |
| U | 0 | J04_6 | -130 | 223 | 616 | 13.0 | 56.5 | 155.5 | 1 | 48.9 | |
| U | 0 | J04_7 | -140 | 224 | 634 | 24.4 | 77.4 | 158.1 | 1 | 65.5 | |
| U | 0 | J04_8 | -140 | 224 | 634 | 37.7 | 96.3 | 158.9 | 1 | 80.4 | |
| U | 0 | 168 | -56 | 217 | 515 | 204.9 | 220.8 | 143.6 | 0 | 179.1 | |
| U | 0 | 170 | -51 | 216 | 510 | 256.7 | 246.9 | 145.5 | 0 | 199.8 | |
| U | 0 | 172 | -64 | 217 | 523 | 154.7 | 192.2 | 146.4 | 0 | 156.4 | |
| U | 0 | 173 | -59 | 217 | 518 | 128.5 | 175.0 | 144.5 | 0 | 142.8 | |
| I-niedr | 6,45 | VB38 | -90 | 220 | 618 | 36.7 | 94.1 | 155.7 | 1 | 78.7 | |
| I-niedr | 6,45 | VB39 | -90 | 220 | 618 | 41.2 | 99.7 | 157.0 | 1 | 83.2 | |
| I-niedr | 6,45 | VB40 | -80 | 219 | 605 | 143.7 | 185.8 | 154.5 | 0 | 151.4 | |
| I-niedr | 6,45 | VB41 | -100 | 220 | 632 | 96.8 | 153.1 | 157.2 | 1 | 125.5 | |
| I-niedr | 6,45 | VB42 | -110 | 221 | 647 | 4.8 | 34.1 | 160.1 | 1 | 34.1 | |
| I-niedr | 6,45 | VB43 | -100 | 220 | 632 | 23.1 | 74.8 | 157.0 | 1 | 63.4 | |
| I-niedr | 6,45 | VB44 | -90 | 220 | 618 | 42.8 | 101.6 | 156.3 | 1 | 84.6 | |
| I-niedr | 6,45 | VB65 | -110 | 221 | 647 | 24.0 | 76.5 | 165.2 | 1 | 64.7 | |
| I-mittel | 51,21 | 893 | -60 | 217 | 636 | 11.0 | 51.1 | 157.1 | 1 | 44.7 | |
| I-mittel | 51,21 | 894 | -60 | 217 | 636 | 30.3 | 85.1 | 157.0 | 1 | 71.5 | |
| I-mittel | 51,21 | 895 | -40 | 215 | 618 | 43.0 | 100.9 | 154.9 | 1 | 84.1 | |
| I-mittel | 51,21 | 896 | -40 | 215 | 618 | 81.4 | 138.7 | 152.3 | 1 | 114.1 | |
| I-mittel | 51,21 | 897 | -50 | 216 | 626 | 39.0 | 96.3 | 156.3 | 1 | 80.4 | |
| I-mittel | 51,21 | 898 | -50 | 216 | 626 | 10.3 | 49.4 | 154.8 | 1 | 49.4 | |
| I-mittel | 51,21 | 899 | -30 | 214 | 611 | 41.8 | 99.2 | 152.4 | 1 | 82.8 | |
| I-mittel | 51,21 | 900 | -30 | 214 | 611 | 90.6 | 146.1 | 154.4 | 1 | 119.9 | |
| I-mittel | 51,21 | 901 | -50 | 216 | 626 | 17.1 | 63.8 | 158.1 | 1 | 54.7 | |
| I-mittel | 51,21 | 903 | -20 | 213 | 605 | 93.3 | 148.0 | 150.3 | 1 | 121.4 | |
| I-mittel | 51,21 | 904 | -20 | 213 | 605 | 230.5 | 232.5 | 154.2 | 0 | 188.4 | |
| I-mittel | 51,21 | 905 | -40 | 215 | 618 | 49.3 | 107.9 | 151.9 | 1 | 89.7 | |
| I-mittel | 51,21 | 906 | -30 | 214 | 611 | 19.7 | 68.1 | 150.0 | 1 | 58.1 | |
| I-mittel | 51,21 | 907 | -30 | 214 | 611 | 33.9 | 89.3 | 153.2 | 1 | 74.9 | |
| I-mittel | 51,21 | VB80 | -50 | 216 | 626 | 24.8 | 76.7 | 154.0 | 1 | 64.9 | |
| I-mittel | 51,21 | VB81 | -50 | 216 | 626 | 132.8 | 177.6 | 156.4 | 0 | 144.8 | |
| I-mittel | 51,21 | VB82 | -60 | 217 | 636 | 49.2 | 108.3 | 157.9 | 1 | 90.0 | |
| I-mittel | 51,21 | VB83 | -60 | 217 | 636 | 59.4 | 119.0 | 158.6 | 1 | 98.4 | |
| I-mittel | 51,21 | VB84 | -70 | 218 | 646 | 12.3 | 54.3 | 159.5 | 1 | 47.1 | |
| I-mittel | 51,21 | VB85 | -70 | 218 | 646 | 9.4 | 47.5 | 159.8 | 1 | 47.5 | |



(Fortsetzung) Tabelle 4.5.4: Einzelergebnisse der MC-Tests für 1JFL11

| Zu-stand | Φ in 10^{18} n/cm ² | Pr.-Nr. | T _{Prüf} °C | E _T GPa | R _{p0.2} MPa | J _c N/mm | K _{Jc} in MPa√m | K _{Jc(limit)} in MPa√m | 1 gültig 0 zens. | K _{Jc(T)} MPa√m | Anmer- kungen |
|-----------|---------------------------------------|---------|----------------------|--------------------|-----------------------|---------------------|--------------------------|---------------------------------|---------------------|--------------------------|------------------|
| I-mittel | 51,21 | VB86 | -60 | 217 | 636 | 12.5 | 54.5 | 156.9 | 1 | 47.3 | |
| I-mittel | 51,21 | VB87 | -50 | 216 | 626 | 88.2 | 144.8 | 155.1 | 1 | 118.8 | |
| I-hoch | 86,69 | 848 | -90 | 220 | 724 | 24.3 | 76.6 | 170.9 | 1 | 64.9 | |
| I-hoch | 86,69 | 849 | -90 | 220 | 724 | 22.6 | 73.9 | 170.5 | 1 | 62.7 | |
| I-hoch | 86,69 | 850 | -80 | 219 | 711 | 8.7 | 45.8 | 168.5 | 1 | 45.8 | |
| I-hoch | 86,69 | 851 | -80 | 219 | 711 | 40.9 | 99.2 | 166.9 | 1 | 82.8 | |
| I-hoch | 86,69 | 852 | -70 | 218 | 699 | 21.5 | 71.7 | 163.9 | 1 | 61.0 | |
| I-hoch | 86,69 | 853 | -70 | 218 | 699 | 20.4 | 69.8 | 164.5 | 1 | 59.5 | |
| I-hoch | 86,69 | 854 | -60 | 217 | 689 | 31.1 | 86.2 | 162.3 | 1 | 72.5 | |
| I-hoch | 86,69 | 855 | -60 | 217 | 689 | 28.3 | 82.1 | 160.4 | 1 | 69.3 | |
| I-hoch | 86,69 | 856 | -60 | 217 | 689 | 98.5 | 153.2 | 171.4 | 1 | 125.7 | |
| I-hoch | 86,69 | 857 | -60 | 217 | 689 | 45.2 | 103.8 | 164.1 | 1 | 86.5 | |
| I-hoch | 86,69 | 858 | -50 | 216 | 679 | 13.4 | 56.4 | 161.4 | 1 | 48.9 | |
| I-hoch | 86,69 | 859 | -50 | 216 | 679 | 78.4 | 136.4 | 162.7 | 1 | 112.3 | |
| I-hoch | 86,69 | 860 | -40 | 215 | 671 | 50.0 | 108.7 | 162.4 | 1 | 90.4 | |
| I-hoch | 86,69 | 861 | -40 | 215 | 671 | 83.6 | 140.6 | 159.7 | 1 | 115.7 | |
| I-hoch | 86,69 | 862 | -50 | 216 | 679 | 28.2 | 81.8 | 163.2 | 1 | 69.0 | |
| I-hoch | 86,69 | VB29 | -60 | 217 | 689 | 15.9 | 61.6 | 163.2 | 1 | 53.0 | |
| I-hoch | 86,69 | VB30 | -60 | 217 | 689 | 36.0 | 92.6 | 164.8 | 1 | 77.6 | |
| I-hoch | 86,69 | VB31 | -50 | 216 | 680 | 54.7 | 114.0 | 162.0 | 1 | 94.5 | |
| I-hoch | 86,69 | VB32 | -50 | 216 | 680 | 28.9 | 82.9 | 163.3 | 1 | 69.9 | |
| I-hoch | 86,69 | VB33 | -40 | 215 | 671 | 115.0 | 164.9 | 161.8 | 0 | 134.9 | |
| I-hoch | 86,69 | VB34 | -40 | 215 | 671 | 32.5 | 87.7 | 161.9 | 1 | 73.7 | |
| I-hoch | 86,69 | VB35 | -50 | 216 | 679 | 56.3 | 115.6 | 164.0 | 1 | 95.8 | |
| I-hoch | 86,69 | VB36 | -50 | 216 | 679 | 96.9 | 151.7 | 161.6 | 1 | 124.5 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB47 | -110 | 221 | 592 | 60.6 | 121.4 | 153.2 | 1 | 100.3 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB48 | -110 | 221 | 592 | 120.6 | 171.3 | 154.2 | 0 | 139.8 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB49 | -120 | 222 | 608 | 69.1 | 129.9 | 156.1 | 1 | 107.0 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB50 | -120 | 222 | 608 | 74.4 | 134.8 | 156.7 | 1 | 110.9 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB51 | -110 | 221 | 592 | 65.1 | 125.8 | 157.1 | 1 | 103.8 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB52 | -130 | 223 | 625 | 17.5 | 65.5 | 159.4 | 1 | 56.0 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB53 | -130 | 223 | 625 | 44.2 | 104.1 | 159.7 | 1 | 86.6 | |
| IA-niedr. | 6,45 | VB54 | -130 | 223 | 625 | 23.0 | 75.0 | 160.6 | 1 | 63.6 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB55 | -110 | 221 | 595 | 80.0 | 139.5 | 154.4 | 1 | 114.7 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB56 | -110 | 221 | 595 | 76.4 | 136.3 | 155.2 | 1 | 112.1 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB57 | -120 | 222 | 611 | 47.1 | 107.3 | 156.1 | 1 | 89.1 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB58 | -120 | 222 | 611 | 74.9 | 135.3 | 157.1 | 1 | 111.3 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB59 | -130 | 223 | 628 | 26.2 | 80.1 | 159.7 | 1 | 67.6 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB60 | -130 | 223 | 628 | 10.9 | 51.7 | 158.9 | 1 | 45.1 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB61 | -120 | 222 | 611 | 33.5 | 90.4 | 157.4 | 1 | 75.8 | |
| IA-mittel | 51,21 | VB62 | -100 | 220 | 580 | 43.9 | 103.1 | 152.0 | 1 | 85.9 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB1 | -110 | 221 | 595 | 26.6 | 80.4 | 154.7 | 1 | 67.9 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB2 | -110 | 221 | 595 | 11.6 | 53.0 | 151.5 | 1 | 46.2 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB3 | -120 | 222 | 611 | 51.4 | 112.0 | 156.4 | 1 | 92.9 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB4 | -120 | 222 | 611 | 70.0 | 130.8 | 156.2 | 1 | 107.8 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB5 | -120 | 222 | 611 | 56.7 | 117.6 | 155.3 | 1 | 97.4 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB6 | -110 | 221 | 595 | 28.7 | 83.5 | 158.9 | 1 | 70.4 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB7 | -120 | 222 | 611 | 18.9 | 67.9 | 156.8 | 1 | 58.0 | |
| IA-hoch | 86,69 | VB8 | -100 | 220 | 580 | 42.9 | 102.0 | 151.4 | 1 | 85.0 | |



Tabelle 4.5.5: Einzelergebnisse der MC-Tests für KAB-B

| Zu-stand | Φ in 10^{16} n/cm ² | Pr.-Nr. | T _{Prüf} °C | E _T GPa | R _{p0.2} MPa | J _c N/mm | K _{Jc} in MPa√m | K _{Jc(limit)} in MPa√m | 1 gültig 0 zens. | K _{Jc(1T)} MPa√m | Anmer-kungen |
|----------|---------------------------------------|---------|----------------------|--------------------|-----------------------|---------------------|--------------------------|---------------------------------|------------------|---------------------------|--------------|
| U | 0 | 255 | -120 | 222 | 509 | 12.0 | 54.1 | 147.4 | 1 | 47.0 | |
| U | 0 | 256 | -120 | 222 | 509 | 20.2 | 70.1 | 149.1 | 1 | 59.8 | |
| U | 0 | 257 | -110 | 221 | 509 | 59.7 | 120.5 | 146.8 | 1 | 99.7 | |
| U | 0 | 258 | -110 | 221 | 509 | 86.1 | 144.7 | 143.9 | 0 | 118.9 | |
| U | 0 | 259 | -120 | 222 | 509 | 10.5 | 50.5 | 146.0 | 1 | 44.2 | |
| U | 0 | 260 | -110 | 221 | 509 | 101.9 | 157.4 | 142.6 | 0 | 129.0 | |
| U | 0 | 261 | -100 | 220 | 509 | 97.0 | 153.3 | 143.9 | 0 | 125.6 | |
| U | 0 | 262 | -102 | 221 | 509 | 93.0 | 150.2 | 142.5 | 0 | 123.1 | |
| U | 0 | 263 | -100 | 220 | 509 | 77.3 | 136.8 | 144.2 | 1 | 112.5 | |
| U | 0 | 6 | -80 | 219 | 509 | 137.2 | 181.6 | 141.4 | 0 | 148.0 | |
| U | 0 | 7 | -100 | 220 | 509 | 71.3 | 131.4 | 145.7 | 1 | 108.4 | |
| U | 0 | 8 | -80 | 219 | 509 | 329.5 | 281.4 | 142.9 | 0 | 227.0 | |
| U | 0 | 9 | -100 | 220 | 509 | 131.1 | 178.2 | 144.0 | 0 | 145.3 | |
| U | 0 | 10 | -120 | 222 | 509 | 59.0 | 120.0 | 142.1 | 1 | 99.2 | |
| U | 0 | 11 | -120 | 222 | 509 | 11.6 | 53.1 | 141.6 | 1 | 46.3 | |
| U | 0 | 12 | -110 | 221 | 509 | 169.2 | 202.9 | 144.6 | 0 | 164.9 | |
| U | 0 | 13 | -110 | 221 | 509 | 51.6 | 112.0 | 143.8 | 1 | 92.9 | |
| U | 0 | 14 | -110 | 221 | 509 | 18.3 | 66.7 | 142.4 | 1 | 57.0 | |
| U | 0 | 15 | -120 | 222 | 509 | 6.3 | 39.3 | 143.8 | 1 | 39.3 | |
| U | 0 | 16 | -100 | 220 | 509 | 72.0 | 132.1 | 144.3 | 1 | 108.8 | |
| I-mittel | 19,6 | 651 | -10 | 213 | 792 | 12.4 | 53.8 | 170.2 | 1 | 46.8 | |
| I-mittel | 19,6 | 653 | 0 | 212 | 792 | 97.6 | 150.7 | 169.5 | 1 | 123.5 | |
| I-mittel | 19,6 | 656 | -10 | 213 | 792 | 28.0 | 80.8 | 171.5 | 1 | 68.1 | |
| I-mittel | 19,6 | 657 | 0 | 212 | 792 | 22.2 | 71.9 | 168.4 | 1 | 61.1 | |
| I-mittel | 19,6 | 673 | 10 | 211 | 792 | 40.3 | 96.6 | 174.9 | 1 | 80.7 | |
| I-mittel | 19,6 | 674 | 10 | 211 | 792 | 272.1 | 251.1 | 176.0 | 0 | 203.1 | |
| I-mittel | 19,6 | VB88 | -9 | 213 | 792 | 10.6 | 49.8 | 178.0 | 1 | 49.8 | |
| I-hoch | 99,84 | 1046 | -20 | 213 | 739 | 17.1 | 63.3 | 166.0 | 1 | 54.3 | |
| I-hoch | 99,84 | 1047 | 0 | 212 | 739 | 46.9 | 104.5 | 170.4 | 1 | 86.9 | |
| I-hoch | 99,84 | 1048 | -20 | 213 | 739 | 13.1 | 55.5 | 163.8 | 1 | 48.1 | |
| I-hoch | 99,84 | 1049 | 0 | 212 | 739 | 23.5 | 73.9 | 164.2 | 1 | 62.7 | |
| I-hoch | 99,84 | 1050 | -10 | 213 | 739 | 15.4 | 60.0 | 167.8 | 1 | 51.7 | |
| I-hoch | 99,84 | 1051 | 10 | 211 | 739 | 17.6 | 63.9 | 168.5 | 1 | 54.8 | |
| I-hoch | 99,84 | 1052 | 50 | 207 | 739 | 26.4 | 77.6 | 165.6 | 1 | 65.6 | |
| I-hoch | 99,84 | 1053 | 30 | 209 | 739 | 25.0 | 75.8 | 166.9 | 1 | 64.2 | |
| I-hoch | 99,84 | 1055 | 70 | 206 | 739 | 176.8 | 199.9 | 165.6 | 0 | 162.5 | |
| I-hoch | 99,84 | 1056 | 55 | 207 | 739 | 72.2 | 128.1 | 167.1 | 1 | 105.7 | |
| I-hoch | 99,84 | 1057 | 55 | 207 | 739 | 126.2 | 169.4 | 162.2 | 0 | 138.4 | |
| I-hoch | 99,84 | 1058 | 50 | 207 | 739 | 78.9 | 134.1 | 165.1 | 1 | 110.5 | |
| I-hoch | 99,84 | 1059 | 40 | 208 | 739 | 98.4 | 150.1 | 163.5 | 1 | 123.2 | |
| I-hoch | 99,84 | 1060 | 40 | 208 | 739 | 65.9 | 122.8 | 164.5 | 1 | 101.5 | |
| I-hoch | 99,84 | 1054 | 100 | 203 | 739 | 598.8 | 365.5 | 164.7 | 0 | 293.8 | |



(Fortsetzung) Tabelle 4.5.5: Einzelergebnisse der MC-Tests für KAB-B

| Zu- stand | Φ in 10^{18} n/cm ² | Pr.- Nr. | T _{Prüf} °C | E _T GPa | R _{p0.2} MPa | J _c N/mm | K _{Jc} in MPa√m | K _{Jc(limit)} in MPa√m | 1 gültig 0 zens. | K _{Jc(1T)} MPa√m | Anmer- kungen |
|--------------|--|-------------|-------------------------|-----------------------|--------------------------|------------------------|-----------------------------|------------------------------------|---------------------|------------------------------|------------------|
| IA-mittel | 19,6 | 665 | -50 | 216 | 9999 | 17.0 | 63.6 | 611.1 | 1 | 54.6 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 666 | -10 | 213 | 647 | 240.1 | 236.8 | 153.8 | 0 | 191.8 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 667 | -30 | 214 | 9999 | 16.6 | 62.5 | 607.8 | 1 | 53.7 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 668 | -10 | 213 | 716 | 75.9 | 133.2 | 165.6 | 1 | 109.7 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 669 | -15 | 213 | 9999 | 10.4 | 49.3 | 607.5 | 1 | 49.3 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 670 | -20 | 213 | 682 | 38.8 | 95.4 | 156.8 | 1 | 79.7 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 671 | -20 | 213 | 682 | 36.1 | 92.0 | 157.1 | 1 | 77.1 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 672 | -15 | 213 | 640 | 96.6 | 150.4 | 154.3 | 1 | 123.3 | 270°C |
| IA-mittel | 19,6 | 648 | -90 | 220 | 604 | 127.9 | 175.7 | 147.4 | 0 | 143.3 | 475°C |
| IA-mittel | 19,6 | 649 | -110 | 221 | 9999 | 12.0 | 53.9 | 607.5 | 1 | 46.9 | 475°C |
| IA-mittel | 19,6 | 650 | -100 | 220 | 612 | 26.2 | 79.6 | 148.4 | 1 | 67.2 | 475°C |
| IA-mittel | 19,6 | 652 | -90 | 220 | 591 | 80.8 | 139.6 | 148.0 | 1 | 114.7 | 475°C |
| IA-mittel | 19,6 | 654 | -100 | 220 | 618 | 22.6 | 74.0 | 146.6 | 1 | 62.8 | 475°C |
| IA-mittel | 19,6 | 655 | -110 | 221 | 9999 | 7.8 | 43.6 | 592.0 | 1 | 43.6 | 475°C |
| IA-mittel | 19,6 | 663 | -95 | 220 | 568 | 15.7 | 61.6 | 143.8 | 1 | 52.9 | 475°C |
| IA-mittel | 19,6 | 664 | -95 | 220 | 9999 | 8.1 | 44.3 | 605.0 | 1 | 44.3 | 475°C |



Abbildungen

- Bild 2.1.1: Bestrahlungsbedingte Erhöhung der Streckgrenze und Zugfestigkeit
- Bild 2.1.2: Bestrahlungsbedingte Verschiebung des spröd-duktilen Überganges und der Zähigkeitshochlage
- Bild 2.1.3: Volumenanteil von Bestrahlungsdefekten der Modelllegierungen A (fast kupferfrei), B (0,42% Cu) und der RDB-Stähle 1JFL11 (0,01% Cu, 0,75% Ni), KAB (0,23% Cu, 0,23% Ni) und 3JRQ57 (0,14%Cu, 0,84% Ni) [Ulbricht-06]
- Bild 2.3.1.1: Spröd-duktiler Übergang des Risswiderstandes ferritischer Stähle [Zerbst-99]
- Bild 2.3.1.2: Weakest-Link-Modell zur Beschreibung der Streuung im spröd-duktilen Übergangsbereich [Zerbst-99]
- Bild 2.3.1.3: Statistische Geometrieabhängigkeit (Probendickenabhängigkeit) der Bruchzähigkeit nach dem Weakest-Link-Modell [Zerbst-99]
- Bild 2.3.1.4: Wahrscheinlichkeitsverteilung der Bruchzähigkeit nach Gleichung (1) nach [Zerbst-99]
- Bild 2.3.1.5: Einfluss der Rissfrontlänge auf die Versagenswahrscheinlichkeit nach [Zerbst-99]
- Bild 2.3.1.6: Ermittlung der Master Curve nach [Zerbst-99]
- Bild 2.3.2.1: Master Curve und T_0 ohne Probenotypen-Bias bei 9Cr-1MoV, Grade 91 [Nanstad-05, S. 14]
- Bild 2.3.2.2: Gültigkeitsgrenzen der Master Curve-Auswertung für ermüdungsangereicherte SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie, schematisch [Wallin-04]
- Bild 2.3.2.3: Einfluss von M_{lim} auf die Referenztemperatur T_0 bei martensitischem Stahl F82H [Odette-04]
- Bild 2.3.2.4: Einfluss der Prüftemperatur auf T_0 von SE(B)-Proben des Stahls 5JRQ; Fehlerbänder entsprechen den theoretischen 90%-Vertrauensgrenzen [IAEA1435-05, Bild 10.4]
- Bild 2.3.3.1: Schematische Darstellung der angenommenen Auswirkungen von T_{stress} und Q auf die Bruchzähigkeit [Wallin-01b]
- Bild 2.3.3.2: MC-Auswertung von versprödetem A533B cl. 1 Stahl mit 100% transkristallinem Bruch IGF: (a) Standard-MC-Auswertung, (b) MC-Auswertung mit Tieflagen-Korrektur [Kantidis-94]
- Bild 2.3.4.1: Einfluss der Bestrahlung auf die Form der Bruchzähigkeits-Temperaturkurve von RDB-Grundwerkstoff und Schweißgut [Sokolov-99]
- Bild 2.3.4.2 Einfluss der Bestrahlung auf die Form der Master Curve der EPRI-Datenbank [EPRI-04, Fig. 4-18]
- Bild 2.3.4.3: Vergleich der Bruchzähigkeitskurven von hochversprödetem WWER-1000-Grundwerkstoff ($T_{41J}=180^\circ\text{C}$) durch das (a) russische probabilistische „Prometey“-Modell und (b) nach dem Master Curve-Konzept [Margolin-02]
- Bild 2.3.5.1: Korrelation zwischen T_{28J} aus Charpy-V-Tests und Master Curve- T_0 [EricksonKirk-06b]
- Bild 2.3.5.2: Auf $T-T_{28J}$ normierte Schlagarbeits-„Master Curve“ [EricksonKirk-06b]
- Bild 2.3.5.3: Korrelation zwischen der auf $R_{p0,2}$ (σ_Y) des unbestrahlten Ausgangszustandes normierten Dehngrenzenerhöhung $\Delta\sigma_Y/\sigma_Y$ und der bestrahlungsinduzierten Verschiebung von T_0 (ΔT_0) [Wallin-06b]



- Bild 2.4.1: Vergleich zwischen der mit $RT_{T_0}=T_0+19,4K$ justierten ASME- K_{IC} -Grenzkurve und der MC für 5% Versagenswahrscheinlichkeit [Wallin-99]
- Bild 2.4.2: Vergleich der ASME- K_{IC} -Grenzkurve, der VERLIFE-Designkurve für WWER-Stähle, und der MC für 5% Versagenswahrscheinlichkeit [Bromovsky-04]
- Bild 3.1: Schnittpläne und Proben der untersuchten RDB-Stähle
- Bild 3.2: Bestrahlungspositionen im WWER-2-Reaktor
- Bild 4.1.1: Gefüge des Stahls 3JRQ57 nahe der Oberfläche, Ätzmittel 5% HNO_3
- Bild 4.1.2: Gefüge des Stahls 3JRQ57 in der Wandmitte (li., Ätzmittel 5% HNO_3) und Details der Seigerungszeilen (re. oben) und des Grundgefüges (re. u.), Ätzung nach Klemm [Becker-62]
- Bild 4.1.3: Carbidmorphologie in den Seigerungszeilen (li.) und im Grundgefüge (re.) von 3JRQ57 nach der Kostätzung
- Bild 4.1.4: MnS-Einschluss im 3JRQ57 im REM (li.) und mittels EDX (re.) analysiert [Löwe-04]
- Bild 4.1.5: Korngrößenbestimmung beim Stahl 3JRQ57 mit dem Linienschnittverfahren, Ätzungen nach Kost (li.) bzw. Klemm (re.) [Becker-62]
- Bild 4.1.6: Gefüge des Stahls 1JFL11 nahe der Oberfläche, Ätzmittel 5% HNO_3
- Bild 4.1.7: Gefüge des Stahls 1JFL11 in der Mitte, Ätzmittel 5% HNO_3
- Bild 4.1.8: MnS-Einschluss im 1JFL11 im REM (li.) und mittels EDX (re.) analysiert [Löwe-04]
- Bild 4.1.9: Gefüge des Stahls KAB-B bei $\frac{1}{2}$ -T, Orientierung L-S, li. 50-fach, re. 500-fach
- Bild 4.1.10: Einfluss der Neutronenfluenz auf die Vickershärte HV10 der RDB-Stähle 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B; Mittelung über jeweils 10 Einzelmessungen, Bestrahlungstemperatur 255 °C
- Bild 4.2.1: Wanddickenabhängigkeit der $R_{p0,2}$ und R_m beim unbestrahlten 3JRQ57, Prüftemperatur 25 °C, Probengeometrie: T3-Kleinzugproben ($d_0=3mm$, $l_0=15mm$), Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min
- Bild 4.2.2: Temperaturabhängigkeit der $R_{p0,2}$ aus dem quasistatischen Zugversuch beim unbestrahlten 3JRQ57, Mittellage-Proben ($\frac{1}{4}$ - bis $\frac{3}{4}$ -T)
- Bild 4.2.3: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf $R_{p0,2}$ und R_m von 3JRQ57 (Mittellagen)
- Bild 4.2.4: Bestrahlungsinduzierte $R_{p0,2}$ -Verschiebung beim 3JRQ57
- Bild 4.2.5: Wanddickenabhängigkeit der $R_{p0,2}$ und R_m beim unbestrahlten 1JFL11, Prüftemperatur 25 °C, Probengeometrie: T3-Kleinzugproben ($d_0=3mm$, $l_0=15mm$)
- Bild 4.2.6: Temperaturabhängigkeit von $R_{p0,2}$ beim unbestrahlten 1JFL11, Mittellage-Proben ($\frac{1}{4}$ - bis $\frac{3}{4}$ -T), Probentyp DIN 50125-B8x40
- Bild 4.2.7: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf $R_{p0,2}$ und R_m von 1JFL11 (Mittellagen)
- Bild 4.2.8: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf $R_{p0,2}$ und R_m von KAB-B (Mittellagen)
- Bild 4.2.9: Bestrahlungsbedingte Verschiebung von $R_{p0,2}$ für 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B
- Bild 4.3.1: Bestrahlungseinfluss auf die KV-T-Kurve von 3JRQ57
- Bild 4.3.2: Bestrahlungseinfluss auf die KV-T-Kurve von 1JFL11
- Bild 4.3.3: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf die KV-T-Kurve von KAB-B



- Bild 4.3.4: Bestrahlungseinfluss auf die Verschiebung der 41J-Übergangstemperatur T_{41J} von 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B, mit Vorhersageformel für JRQ nach Reg. Guide 1.99
- Bild 4.3.5: Bestrahlungseinfluss auf die Hochlagenzähigkeit des Kerbschlagbiegeversuchs von 3JRQ57 und 1JFL11
- Bild 4.4.1: J_R -Kurve der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L1
- Bild 4.4.2: J_R -Kurve der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L2
- Bild 4.4.3: J_R -Kurve der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L3
- Bild 4.4.4: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 3JRQ57-Probe 968
- Bild 4.4.5: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 3JRQ57-Probe 969
- Bild 4.4.6: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 3JRQ57-Probe 970
- Bild 4.4.7: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 923
- Bild 4.4.8: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 924
- Bild 4.4.9: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 925
- Bild 4.4.10: J_R -Kurven von unbestrahltem, mittel und hoch bestrahltem 3JRQ57
- Bild 4.4.11: J_R -Kurve der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-1
- Bild 4.4.12: J_R -Kurve der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-2
- Bild 4.4.13: J_R -Kurve der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-3
- Bild 4.4.14: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 1JFL11-Probe 878
- Bild 4.4.15: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 1JFL11-Probe 879
- Bild 4.4.16: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 1JFL11-Probe 833
- Bild 4.4.17: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 1JFL11-Probe 834
- Bild 4.4.18: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 1JFL11-Probe 835
- Bild 4.4.19: J_R -Kurven von unbestrahltem, mittel und hoch bestrahltem 1JFL11
- Bild 4.4.20: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L2
- Bild 4.4.21: Ausschnitt des Übergangs vom Ermüdungsriss zum stabilen Rissfortschritt bei unbestrahltem 3JRQ57 (Probe L2)
- Bild 4.4.22: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-1
- Bild 4.4.23: Vollständige Rissfront der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-1
- Bild 4.4.24: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 924 (Replika)
- Bild 4.4.25: Ausschnitt des Übergangs vom Ermüdungsriss zum stabilen Rissfortschritt bei hoch bestrahltem 3JRQ57-Probe 924 (Replika)
- Bild 4.5.1: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem 3JRQ57
- Bild 4.5.2: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von niedrig bestrahltem 3JRQ57
- Bild 4.5.3: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 3JRQ57
- Bild 4.5.4: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 3JRQ57, MML-Auswertung
- Bild 4.5.5: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem 3JRQ57
- Bild 4.5.6: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem 3JRQ57



- Bild 4.5.7: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem und ausgeheiltem 3JRQ57
- Bild 4.5.8: auf $T-T_0$ normierte $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit aller 3JRQ57-Proben
- Bild 4.5.9: auf $T-T_0$ normierte K_{Jc} aller 3JRQ57-Proben und die mit RT_{T_0} justierte ASME K_{Ic} -Referenzkurve Gl. (32)
- Bild 4.5.10: Einfluss von Neutronenfluenz und Ausheilung auf T_0 bei 3JRQ57 ($T_{0,unbest.} = -65,5^\circ\text{C}$)
- Bild 4.5.11: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem 1JFL11
- Bild 4.5.12: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem 1JFL11, MML-Auswertung
- Bild 4.5.13: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und Bruchwahrscheinlichkeit von niedrig bestrahltem 1JFL11
- Bild 4.5.14: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 1JFL11
- Bild 4.5.15: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 1JFL11, MML-Auswertung
- Bild 4.5.16: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem 1JFL11
- Bild 4.5.17: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem 1JFL11, MML-Auswertung
- Bild 4.5.18: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von niedrig bestrahltem und ausgeheiltem 1JFL11
- Bild 4.5.19: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem 1JFL11
- Bild 4.5.20: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem und ausgeheiltem 1JFL11
- Bild 4.5.21: auf $T-T_0$ normierte $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit aller 1JFL11-Proben
- Bild 4.5.22: auf $T-T_0$ normierte K_{Jc} aller 1JFL11-Proben und die mit RT_{T_0} justierte ASME K_{Ic} -Referenzkurve Gl. (32)
- Bild 4.5.23: Einfluss von Neutronenfluenz und Ausheilung auf T_0 bei 1JFL11
- Bild 4.5.24: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem KAB-B
- Bild 4.5.25: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem KAB-B, Bestrahlungstemperatur 55°C
- Bild 4.5.26: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem KAB-B
- Bild 4.5.27: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem KAB-B, Ausheiltemperatur 270°C , 100h, Kühlmitteltemperatur 55°C
- Bild 4.5.28: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem KAB-B, Ausheiltemperatur 475°C , 100h, Bestrahlungstemperatur 55°C
- Bild 4.5.29: auf $T-T_0$ normierte $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit aller KAB-B-Proben und die T_0 -basierte VERLIFE-Grenzkurve Gl. (36)



- Bild 4.5.30: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf T_0 von KAB-B ($T_{0,unbest.} = -109,8^\circ\text{C}$) mit Vorhersageformeln
- Bild 4.5.31: Bestrahlungsbedingte Verschiebung der Referenztemperatur ΔT_0 bei 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B
- Bild 4.5.32: Unified Curve-Konzept bei hoch bestrahltem 3JRQ57
- Bild 4.4.33: Unified Curve-Konzept bei hoch bestrahltem 1JFL11
- Bild 4.5.34: Unified Curve-Konzept bei hoch bestrahltem KAB-B
- Bild 4.5.35: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der unbestrahlten 3JRQ57-Probe 218-1 mit Ermüdungsriss, Rissinitiierungspunkt ($111\ \mu\text{m}$), und instabilem Spaltbruch
- Bild 4.5.36: Detailaufnahme des Stretchzonenbereiches der unbestrahlten 3JRQ57-Probe 218-1 nahe der Probenmitte, Stretchzoneninseln (rot) und überhängende Rissfronten
- Bild 4.5.37: Detailaufnahme der Bruchfläche der hoch bestrahlten 1JFL-Probe VB33 (Prüf-T= -40°C bei $T_0=-44,9^\circ\text{C}$, $K_{Jc_{1T}}=138\ \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, zensiert), transkristalliner Spaltbruch (Replika)
- Bild 4.5.38: Rissinitiierungspunkte der hoch bestrahlten 1JFL11-Proben VB33 (hohes K_{Jc} , zensiert) und VB34 (niedriges K_{Jc}), bei gleicher Prüftemperatur 40°C geprüft (Replika)
- Bild 4.7.1: Korrelation zwischen der Verschiebung der normierten $R_{p0,2\%}$ -Dehngrenze $\Delta\sigma_Y/\sigma_{Y-initial}$ und der Referenztemperaturverschiebung ΔT_0 bei 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B
- Bild 4.7.2: Korrelation zwischen T_{28J} (bzw. T_{41J}) und T_0 bei 3JRQ57 und 1JFL11, bzw. deren Verschiebungen ΔT_{xxJ} und ΔT_0

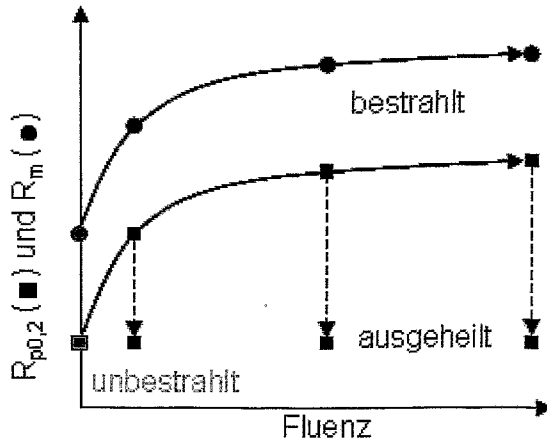


Bild 2.1.1: Bestrahlungsbedingte Erhöhung der Streckgrenze und Zugfestigkeit

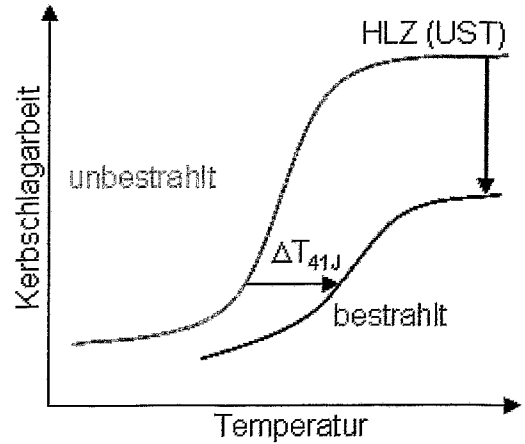


Bild 2.1.2: Bestrahlungsbedingte Verschiebung des spröduktilen Überganges und der Zähigkeitshochlage

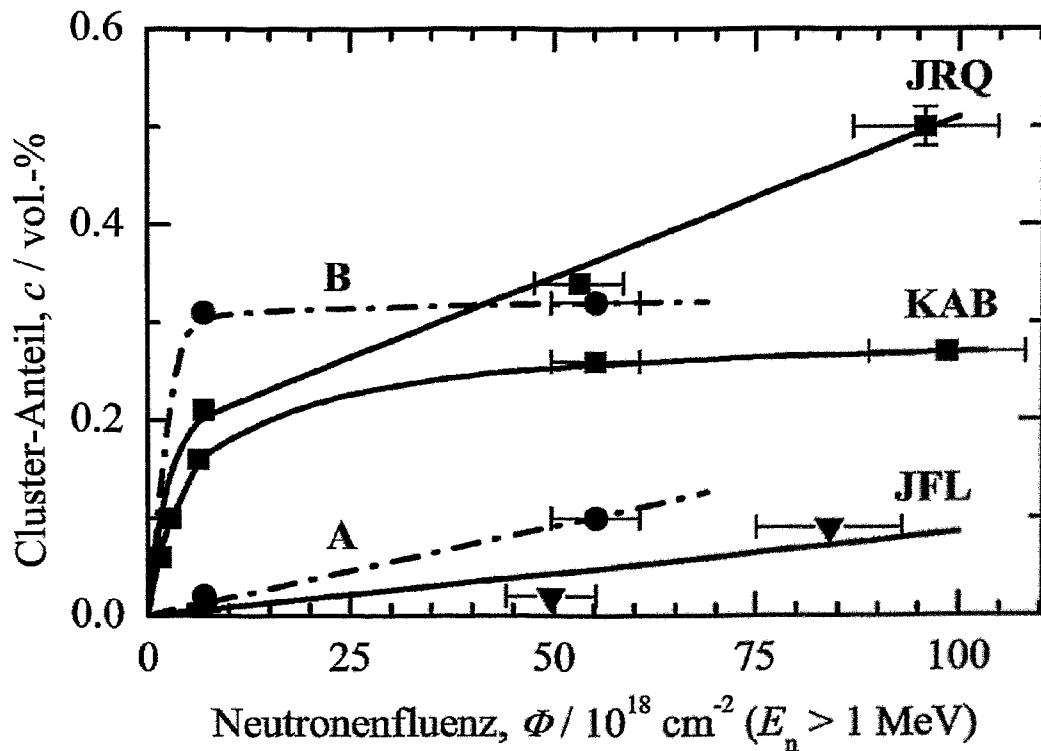


Bild 2.1.3: Volumenanteil von Bestrahlungsdefekten der Modelllegierungen A (fast kupferfrei), B (0,42% Cu) und der RDB-Stähle 1JFL11 (0,01% Cu, 0,75% Ni), KAB (0,23% Cu, 0,23% Ni) und 3JRQ57 (0,14%Cu, 0,84% Ni) [Ulbricht-06]

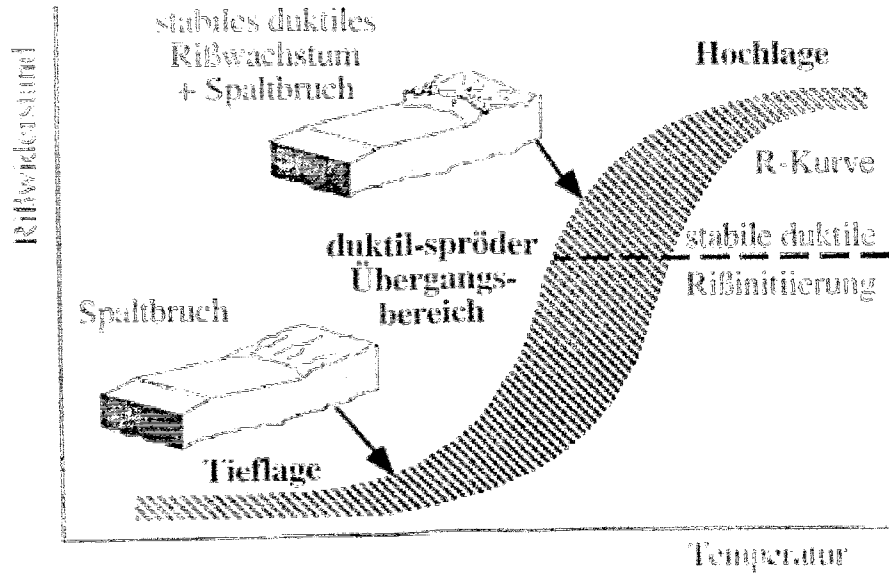


Bild 2.3.1.1: Spröd-duktiler Übergang des Risswiderstandes ferritischer Stähle [Zerbst-99]

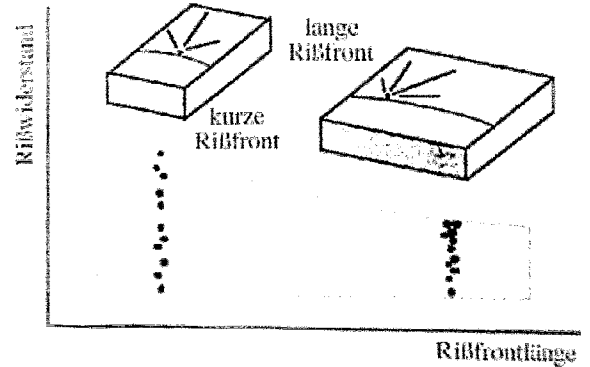
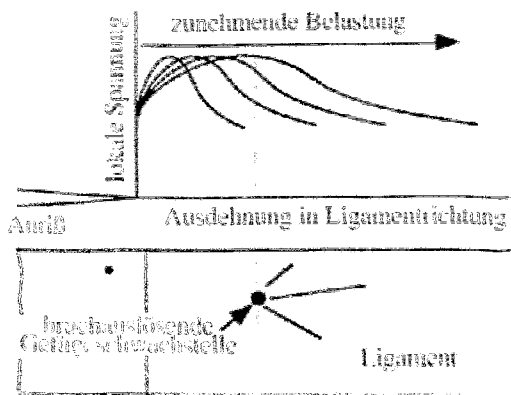


Bild 2.3.1.2: Weakest-Link-Modell zur Be-Bild 2.3.1.3: Statistische Geometrieab-schreibung der Streuung im spröd-hängigkeit (Probendickenabhängigkeit) der duktilen Übergangsbereich [Zerbst-99] Bruchzähigkeit nach dem Weakest-Link-Modell [Zerbst-99]

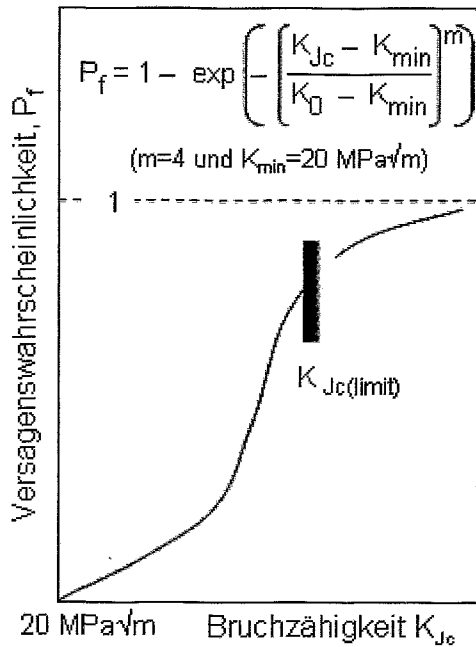


Bild 2.3.1.4: Wahrscheinlichkeitsverteilung der Bruchzähigkeit nach Gleichung (1) nach [Zerbst-99]

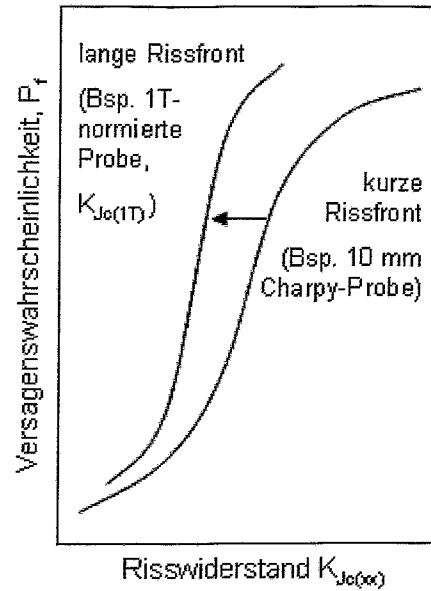


Bild 2.3.1.5: Einfluss der Rissfrontlänge auf die Versagenswahrscheinlichkeit nach [Zerbst-99]

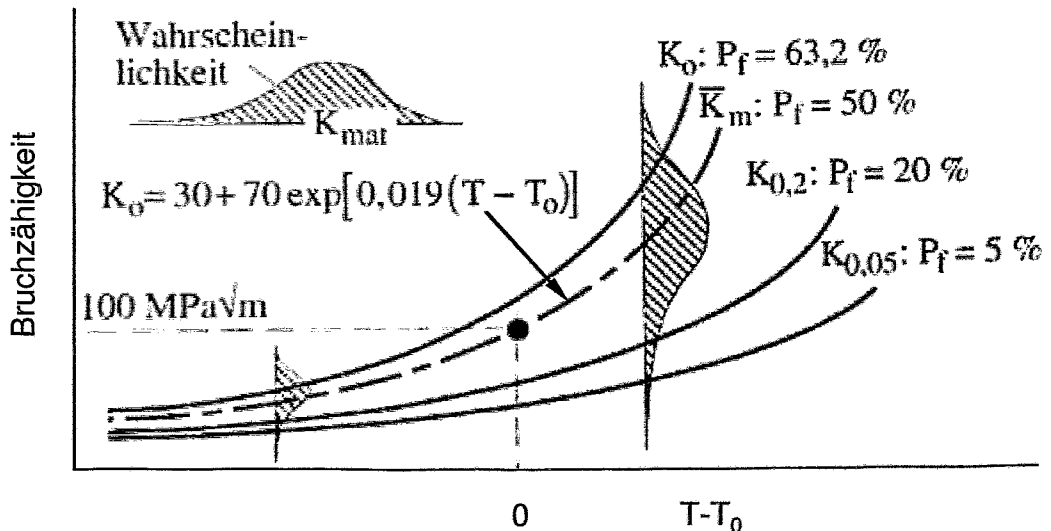


Bild 2.3.1.6: Ermittlung der Master Curve nach [Zerbst-99]

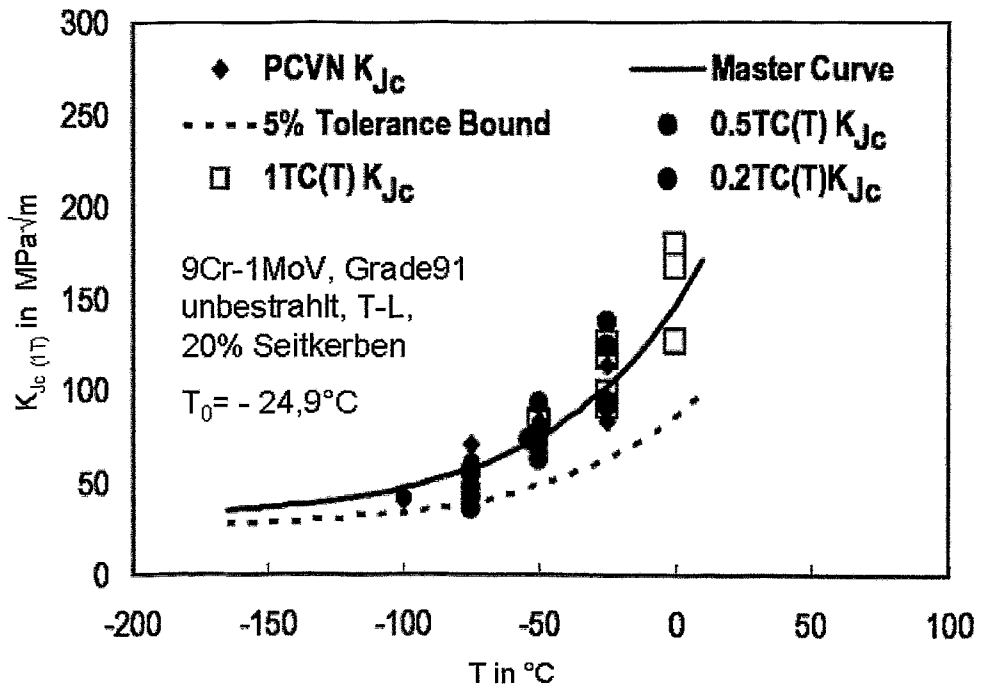


Bild 2.3.2.1: Master Curve und T_0 ohne Probentypen-Bias bei 9Cr-1MoV, Grade 91 [Nanstad-05, S. 14]

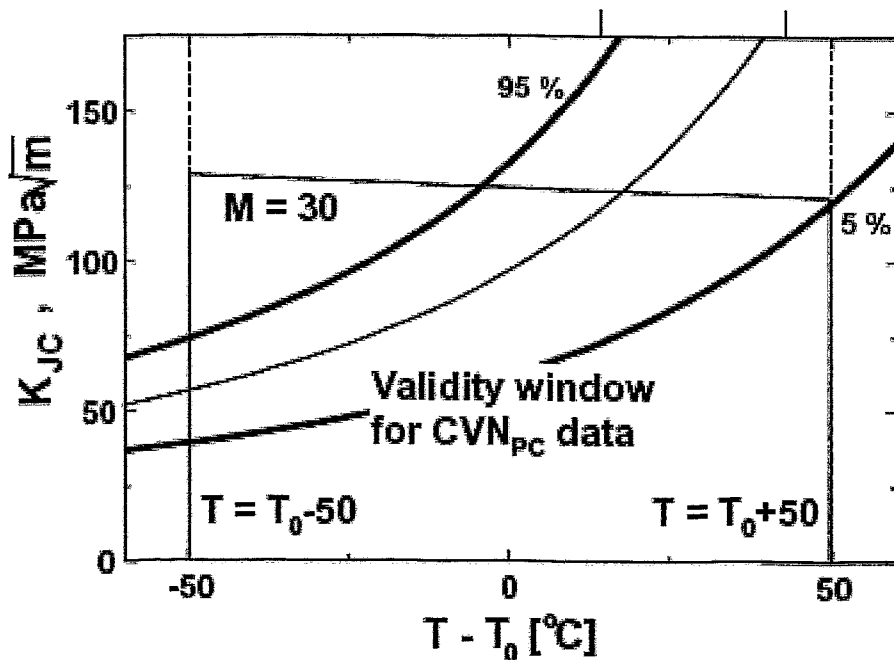


Bild 2.3.2.2: Gültigkeitsgrenzen der Master Curve-Auswertung für ermüdungsangereicherte SE(B)-Proben mit Charpy-Geometrie, schematisch [Wallin-04]

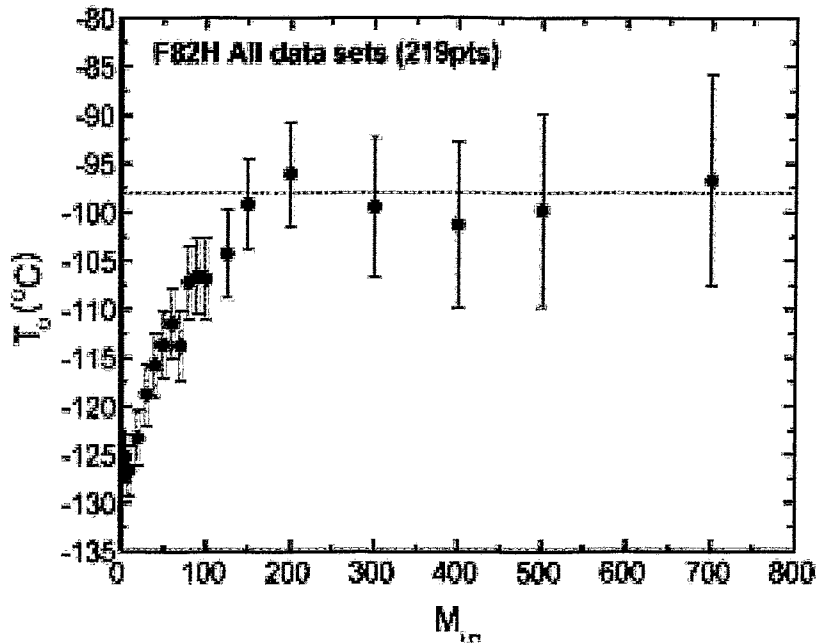


Bild 2.3.2.3: Einfluss von M_{lim} auf die Referenztemperatur T_0 bei martensitischem Stahl F82H [Odette-04]

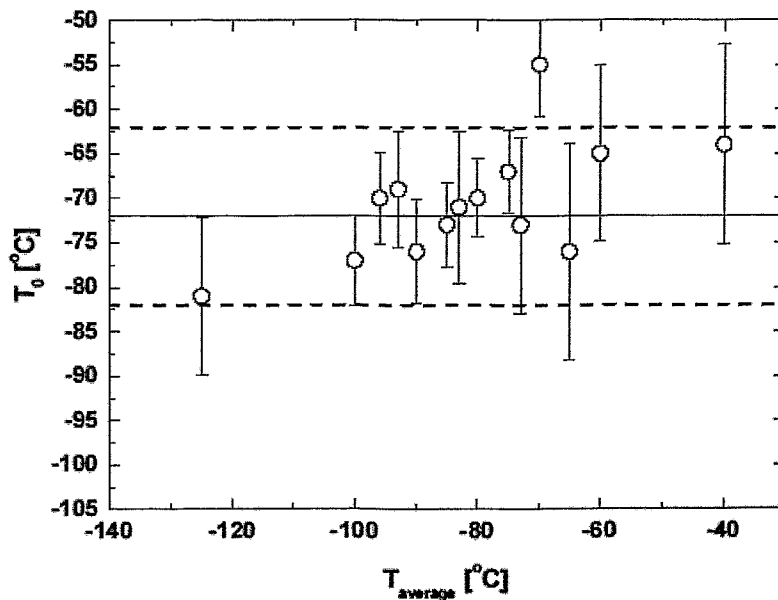


Bild 2.3.2.4: Einfluss der Prüftemperatur auf die mit SE(B)-Proben des Stahls 5JRQ gemessene T_0 (Fehlerbänder entsprechen den theoretischen 90%-Vertrauensgrenzen) [IAEA1435-05, Bild 10.4]

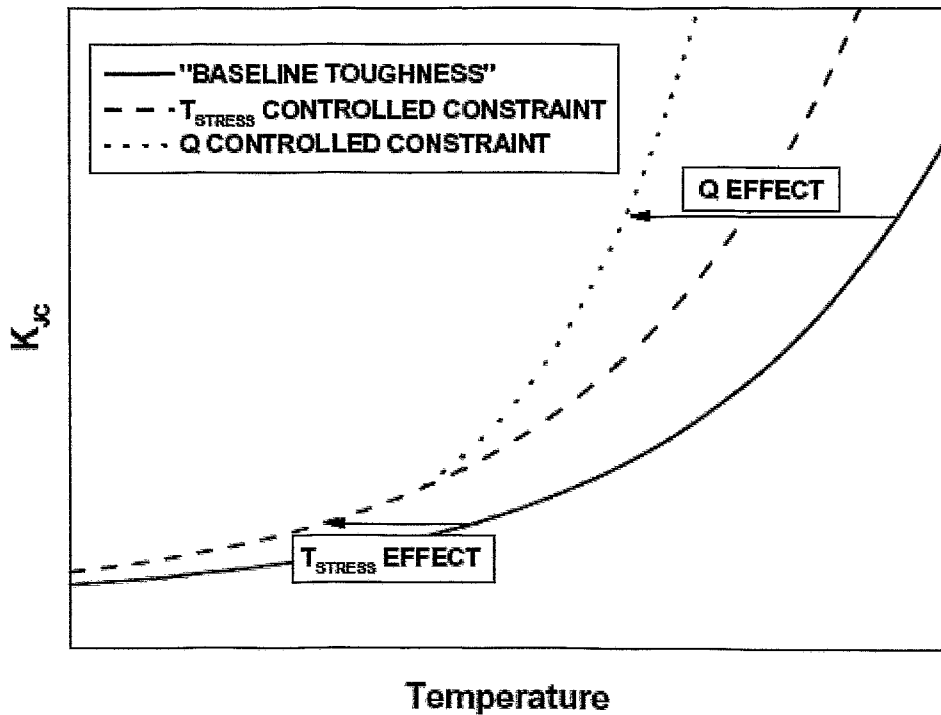
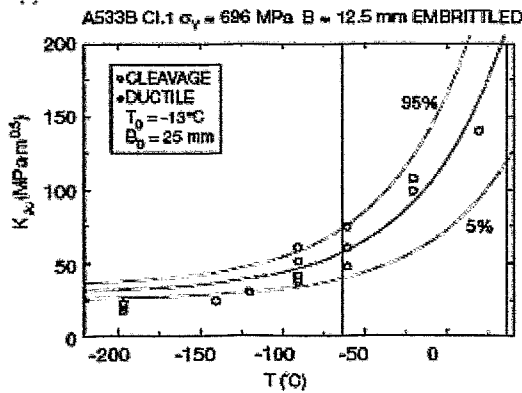
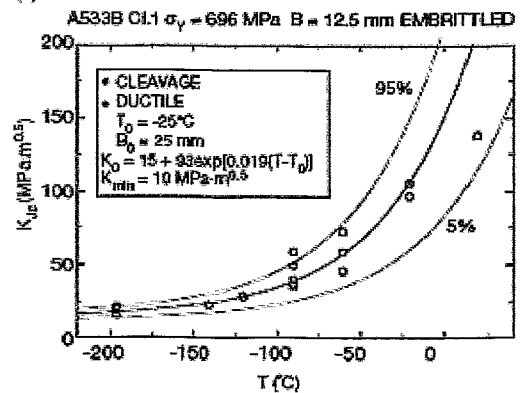


Bild 2.3.3.1: Schematische Darstellung der angenommenen Auswirkungen von T_{stress} und Q auf die Bruchzähigkeit [Wallin-01b]



(a)



(b)

Bild 2.3.3.2: MC-Auswertung von versprödetem A533B cl. 1 Stahl mit 100% transkristallinem Bruch IGF: (a) Standard-MC-Auswertung, (b) MC-Auswertung mit Tieflagen-Korrektur [Kantidis-94]

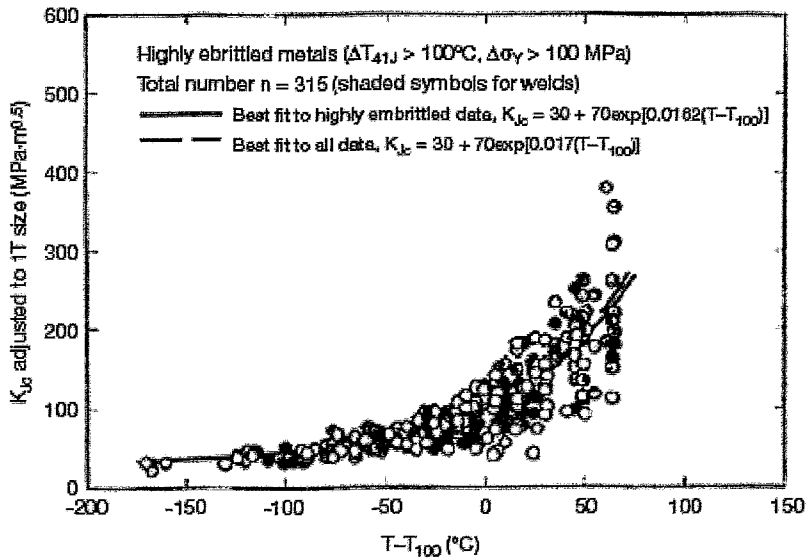


Bild 2.3.4.1: Einfluss der Bestrahlung auf die Form der Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve von RDB-Grundwerkstoff und Schweißgut [Sokolov-99]

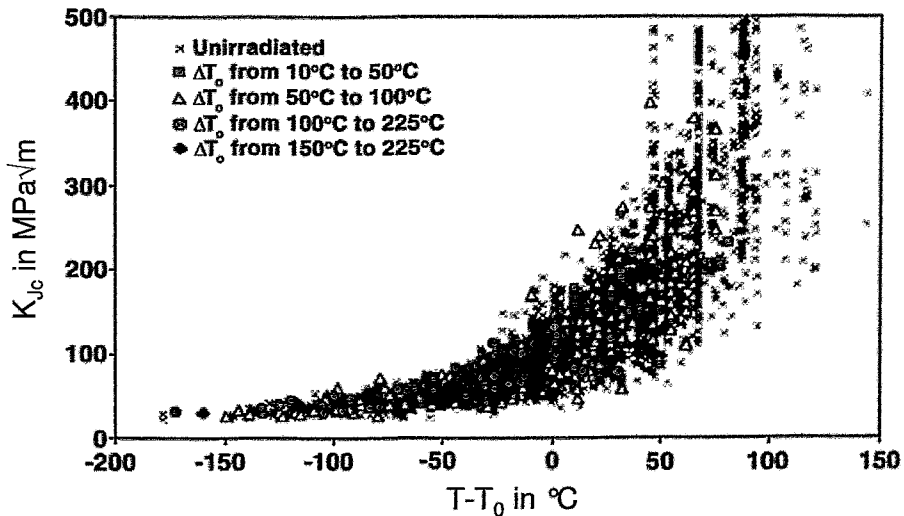


Bild 2.3.4.2: Einfluss der Bestrahlung auf die Form der Master Curve der EPRI-Datenbank [EPRI-04, Fig. 4-18]

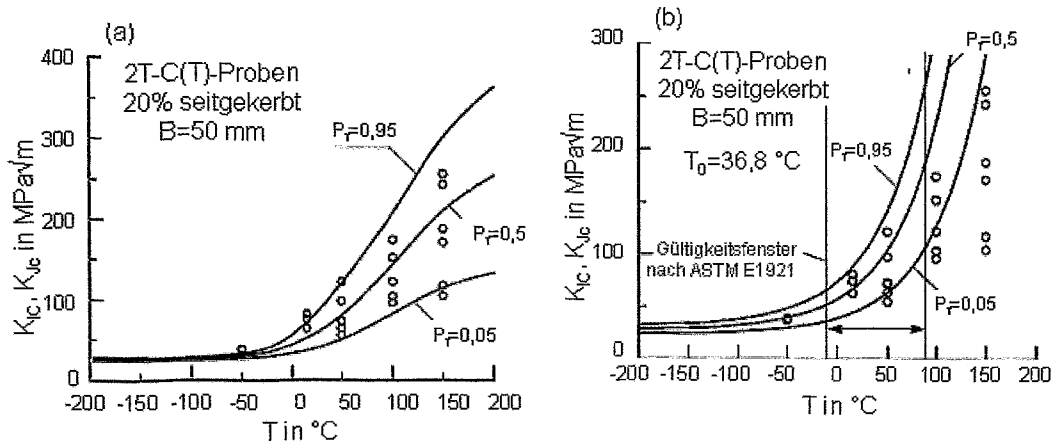


Bild 2.3.4.3: Vergleich der Bruchzähigkeitskurven von hochversprödetem WWER-1000-Grundwerkstoff (T_{41J}=180 °C) durch das (a) russische probabilistische „Prometej“-Modell und (b) nach dem Master Curve-Konzept [Margolin-02]

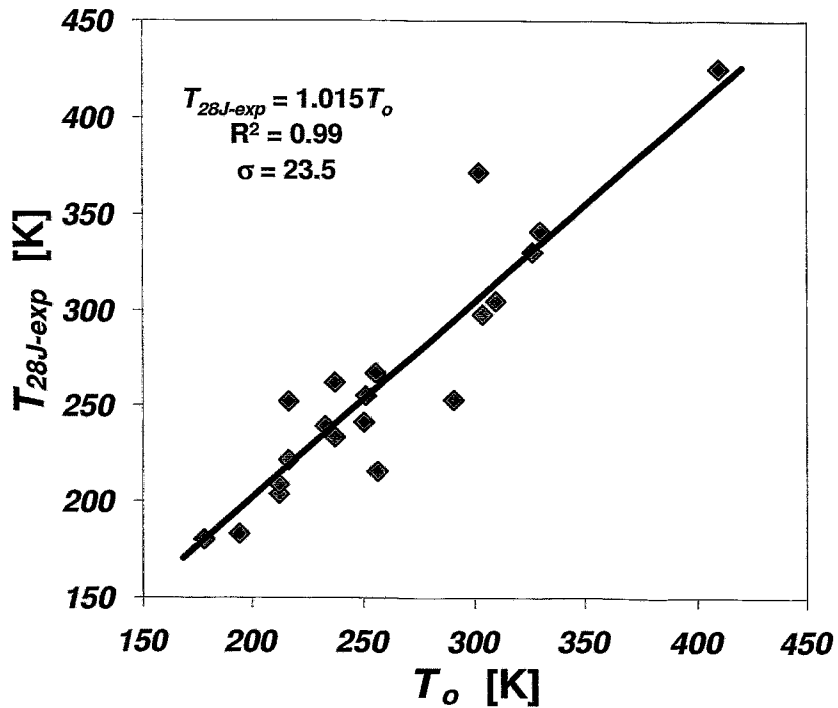


Bild 2.3.5.1: Korrelation zwischen T_{28J} aus Charpy-V-Tests und Master Curve-T₀ [EricksonKirk-06b]

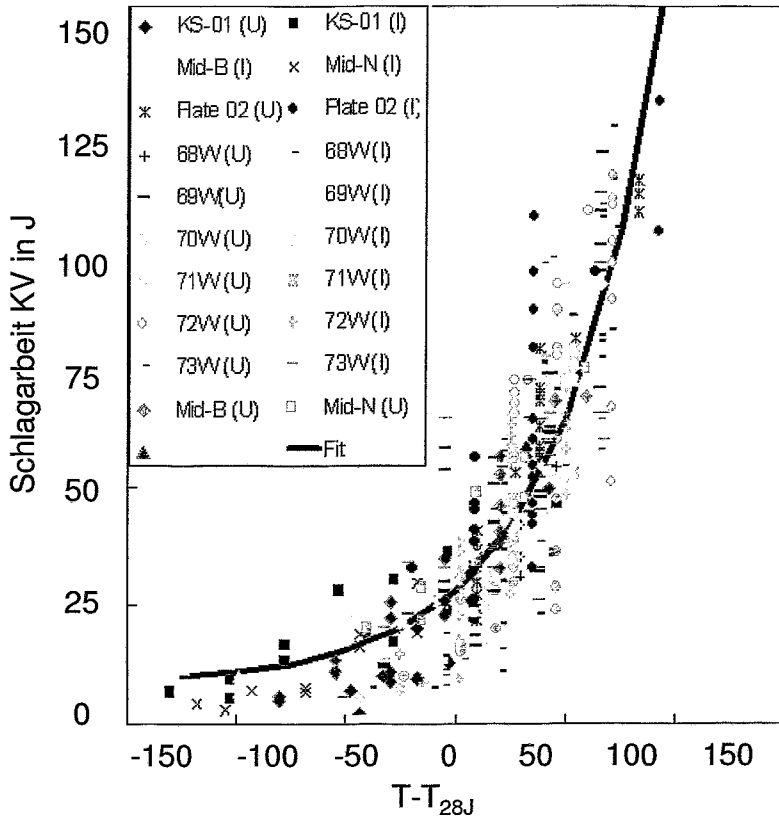


Bild 2.3.5.2: Auf $T-T_{28J}$ normierte Schlagarbeits-"Master Curve" [EricksonKirk-06b]

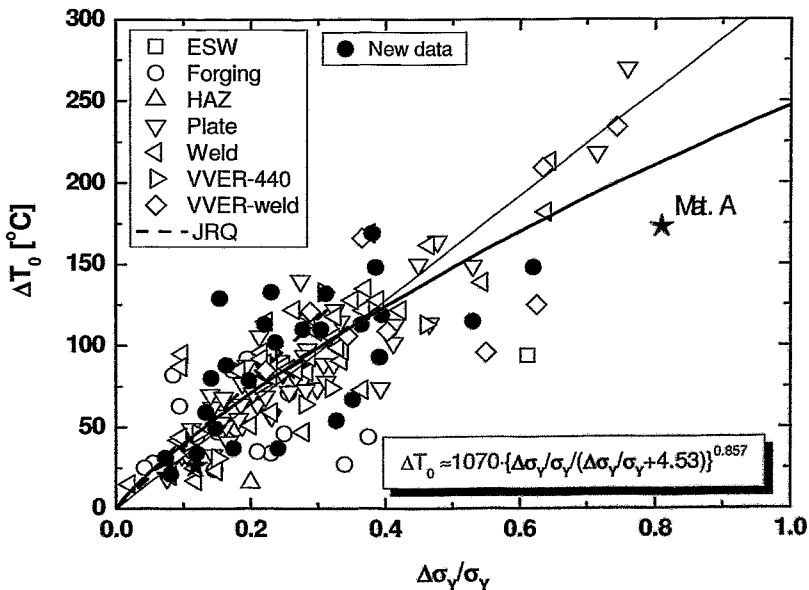


Bild 2.3.5.3: Korrelation zwischen der auf $R_{p0,2} (\sigma_Y)$ des unbestrahlten Ausgangszustandes normierten Dehngrenzenenerhöhung $\Delta\sigma_Y/\sigma_Y$ und der bestrahlungsinduzierten Verschiebung von $T_0 (\Delta T_0)$ [Wallin-06b]

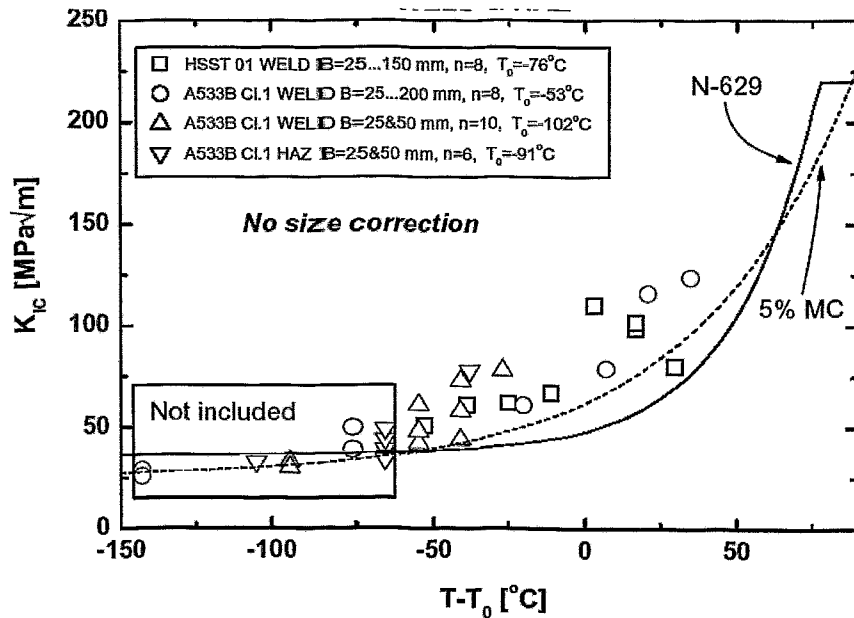


Bild 2.4.1: Vergleich zwischen der mit $RT_{T0}=T_0+19,4K$ justierten ASME- K_{IC} -Grenzkurve und der MC für 5% Versagenswahrscheinlichkeit [Wallin-99]

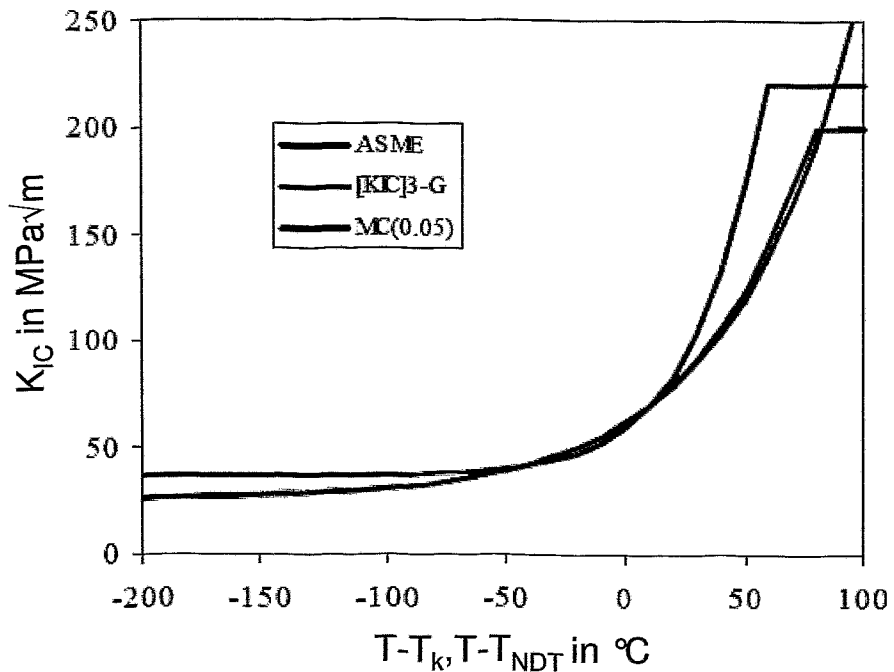
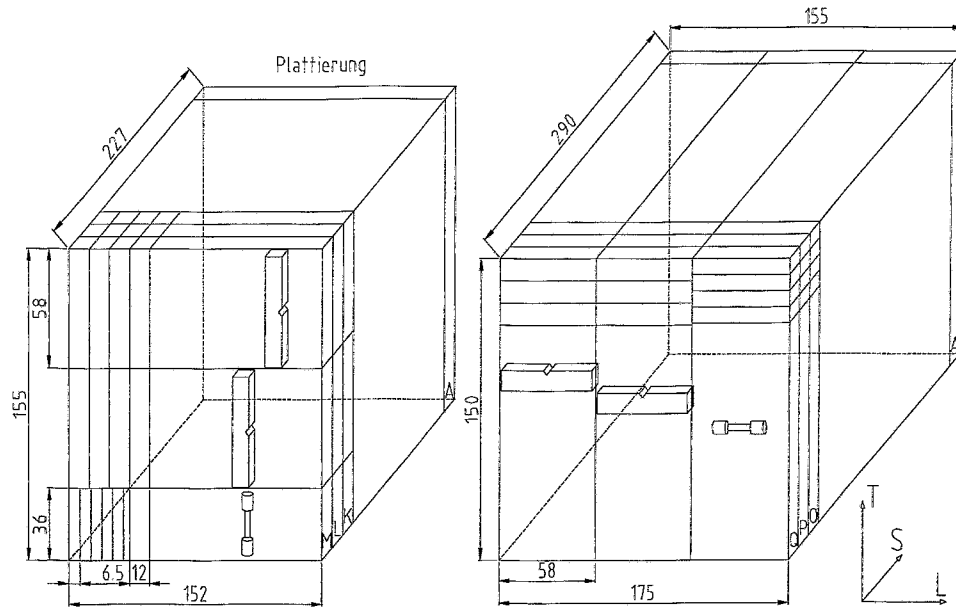
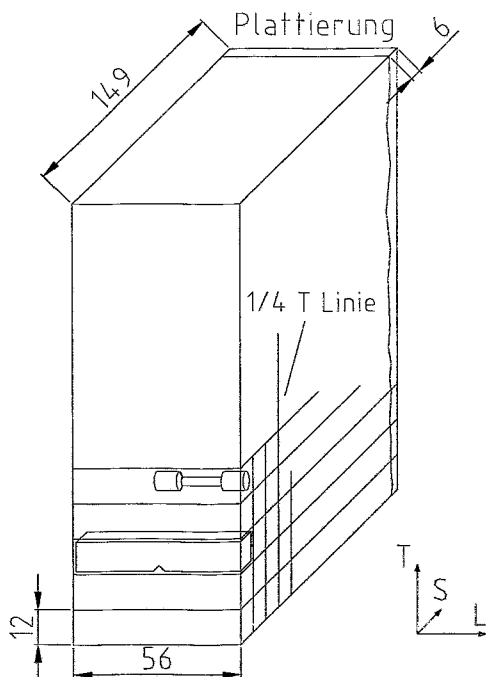


Bild 2.4.2: Vergleich der ASME- K_{IC} - Grenzkurve, der VERLIFE-Designkurve für WWER-Stähle, und der MC für 5% Versagenswahrscheinlichkeit [Brumovsky-04]



IAEA-Referenz-RDB-Stahl A533 Cl. B Block 3JRQ57

IAEA-RDB-Stahl A508Cl.3 Block 1JFL11



WWER-440 Grundwerkstoff 15Kh2MFA Block KAB-B

Bild 3.1: Schnittpläne und Proben der untersuchten RDB-Stähle

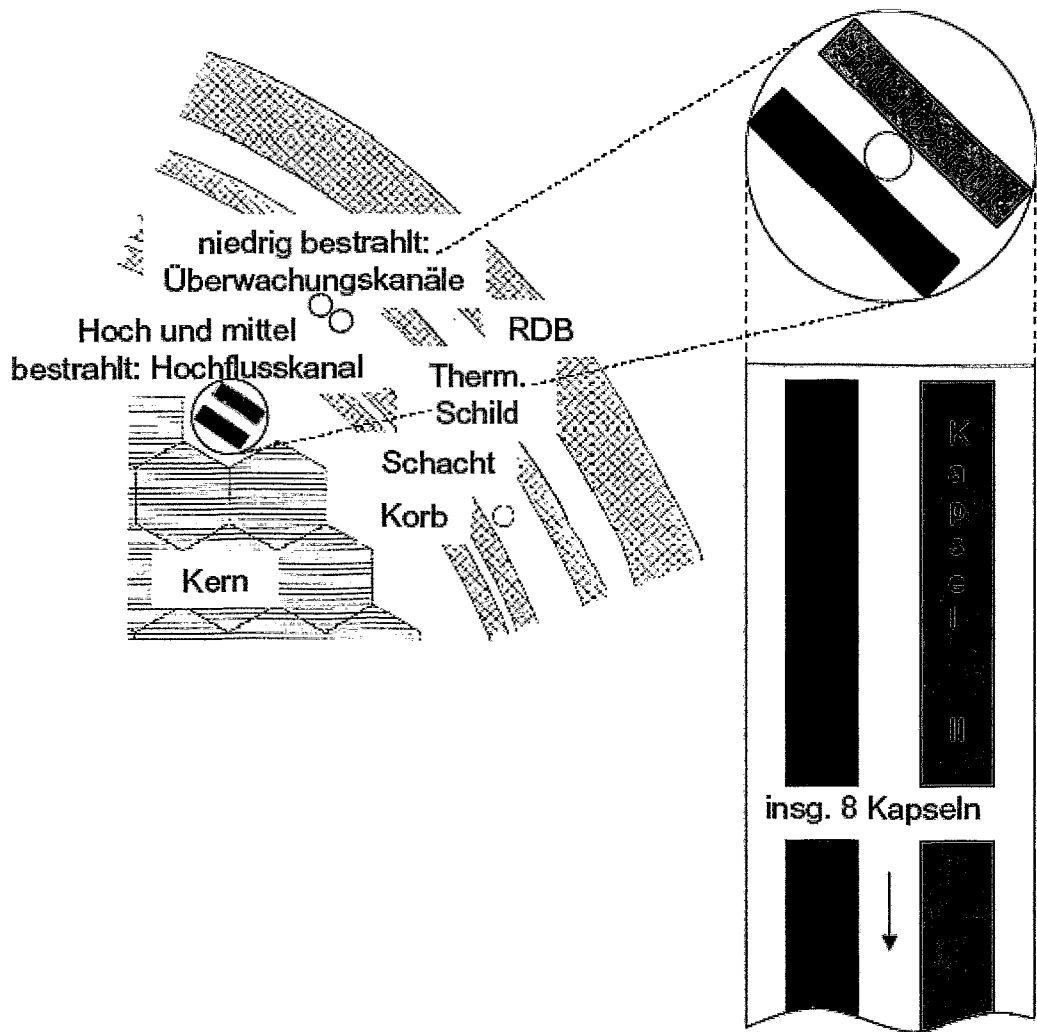


Bild 3.2: Bestrahlungspositionen im WWER-2-Reaktor

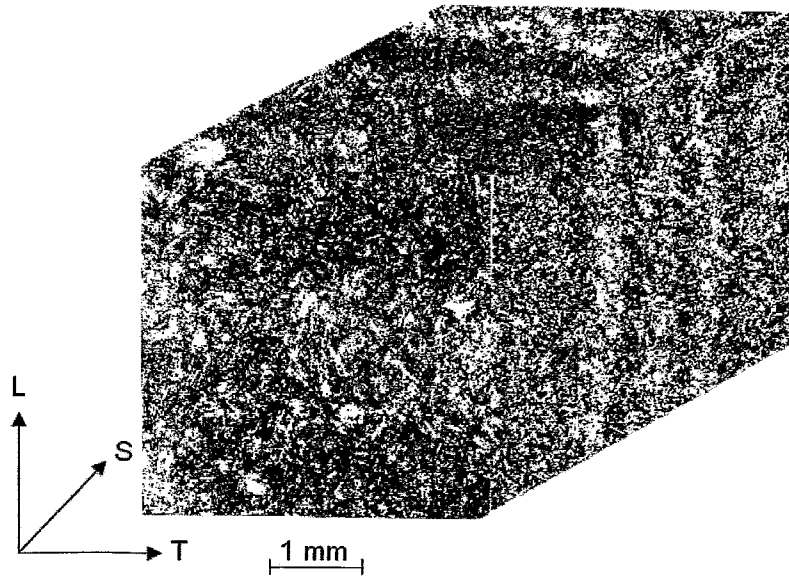


Bild 4.1.1: Gefüge des Stahls 3JRQ57 nahe der Oberfläche, Ätzmittel 5% HNO_3

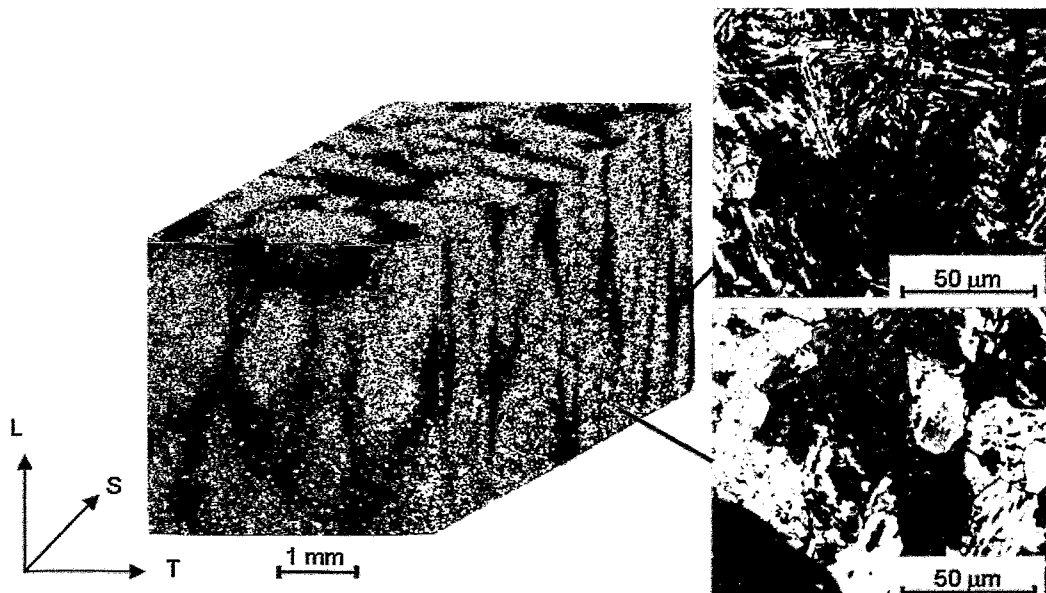


Bild 4.1.2: Gefüge des Stahls 3JRQ57 in der Mitte (li., Ätzmittel 5% HNO_3) und Details der Seigerungszeilen (re. oben) und des Grundgefüges (re. u.), Ätzung nach Klemm [Becker-62]

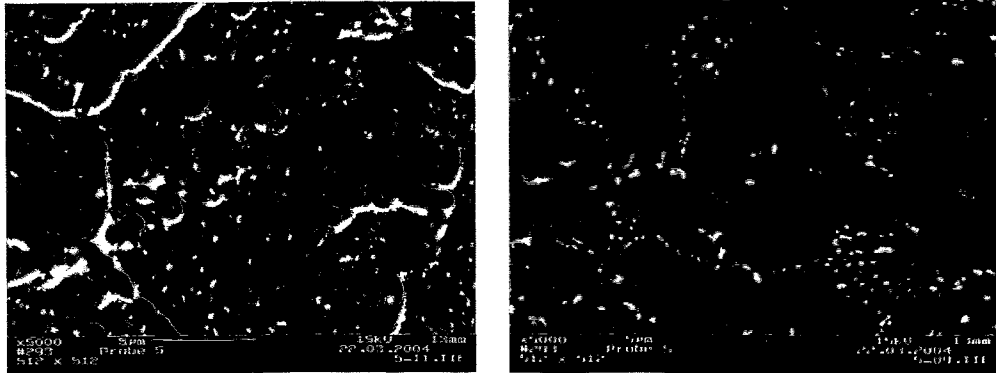


Bild 4.1.3: Carbidmorphologie in den Seigerungszeilen (li.) und im Grundgefüge (re.) von 3JRQ57 nach der Kostätzung

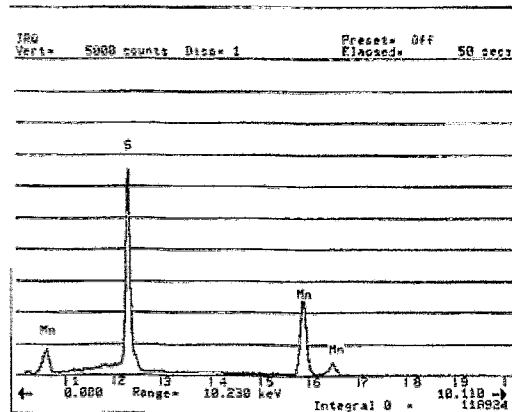
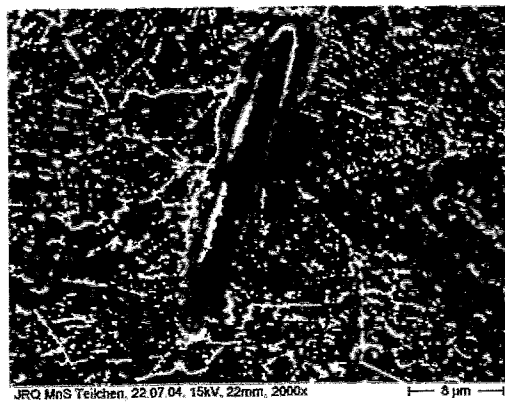


Bild 4.1.4: MnS-Einschluss im 3JRQ57 im REM (li.) und mittels EDX (re.) analysiert [Löwe-04]

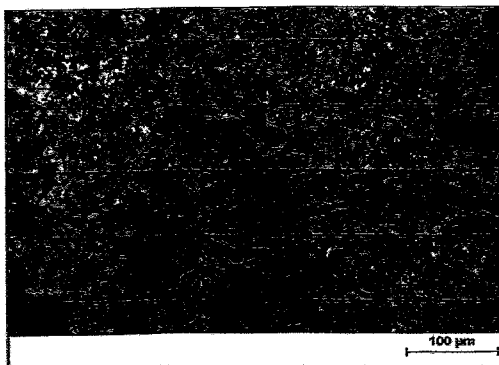


Bild 4.1.5: Korngrößenbestimmung beim Stahl 3JRQ57 mit dem Linienschnittverfahren, Ätzungen nach Kost (li.) bzw. Klemm (re.) [Becker-62]

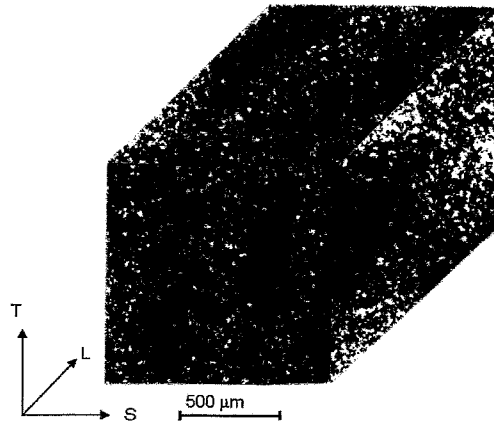


Bild 4.1.6: Gefüge des Stahls 1JFL11 nahe der Oberfläche, Ätzmittel 5% HNO₃

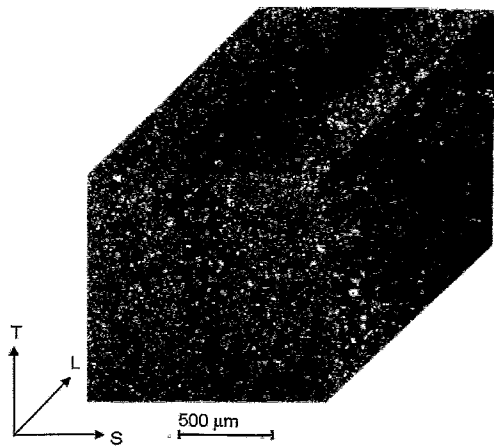
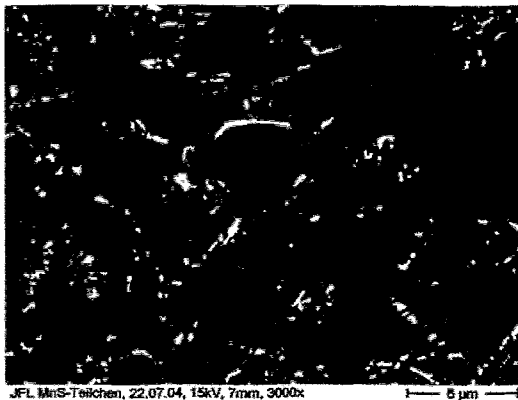


Bild 4.1.7: Gefüge des Stahls 1JFL11 in der Mitte, Ätzmittel 5% HNO₃



JFL MnS-Teilchen, 22.07.04, 15kV, 7mm, 3000x

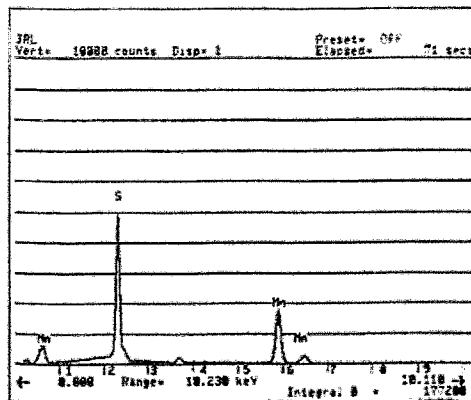


Bild 4.1.8: MnS-Einschluss im 1JFL11 im REM (li.) und mittels EDX (re.) analysiert [Löwe-04]

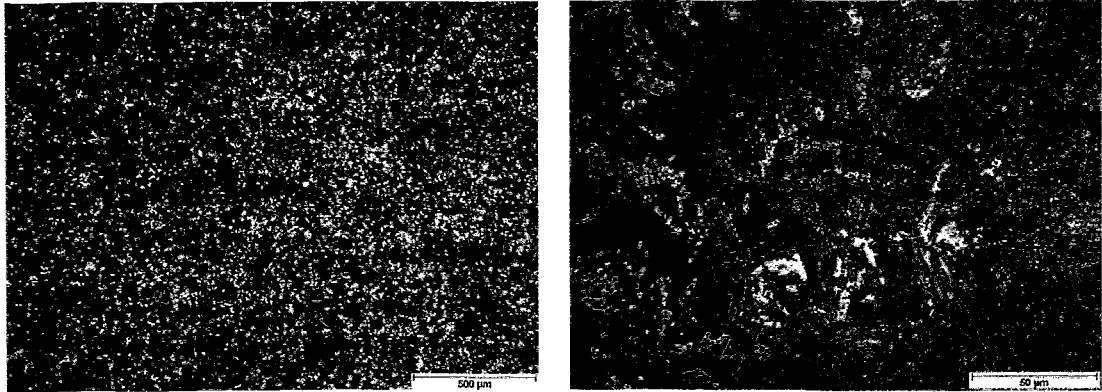


Bild 4.1.9: Gefüge des Stahls KAB-B bei 1/2-T, Orientierung L-S, li. 50-fach, re. 500-fach

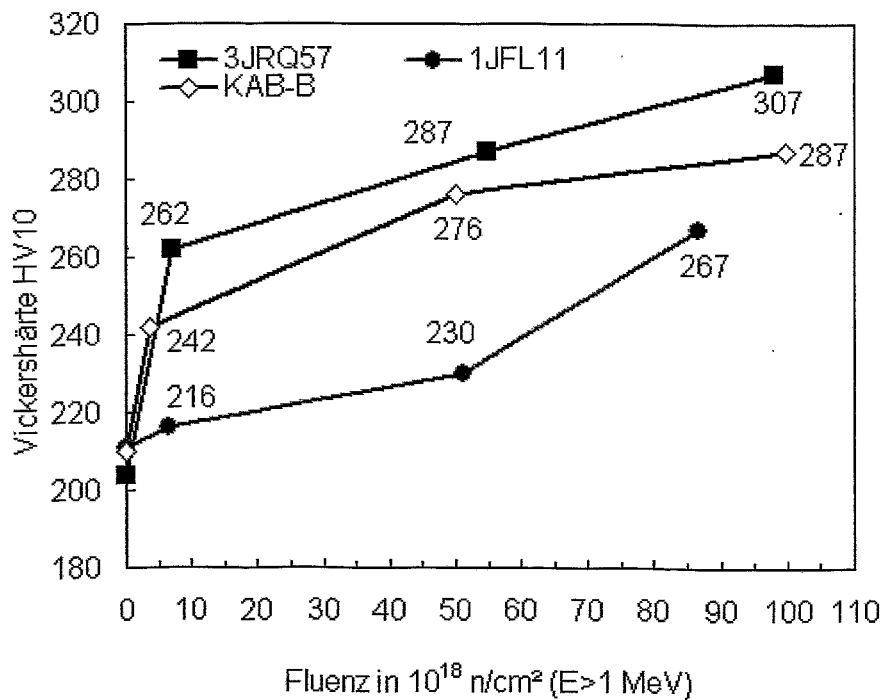


Bild 4.1.10: Einfluss der Neutronenfluenz auf die Vickershärte HV10 der RDB-Stähle 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B; Mittelung über jeweils 10 Einzelmessungen, Bestrahlungstemperatur 255 °C

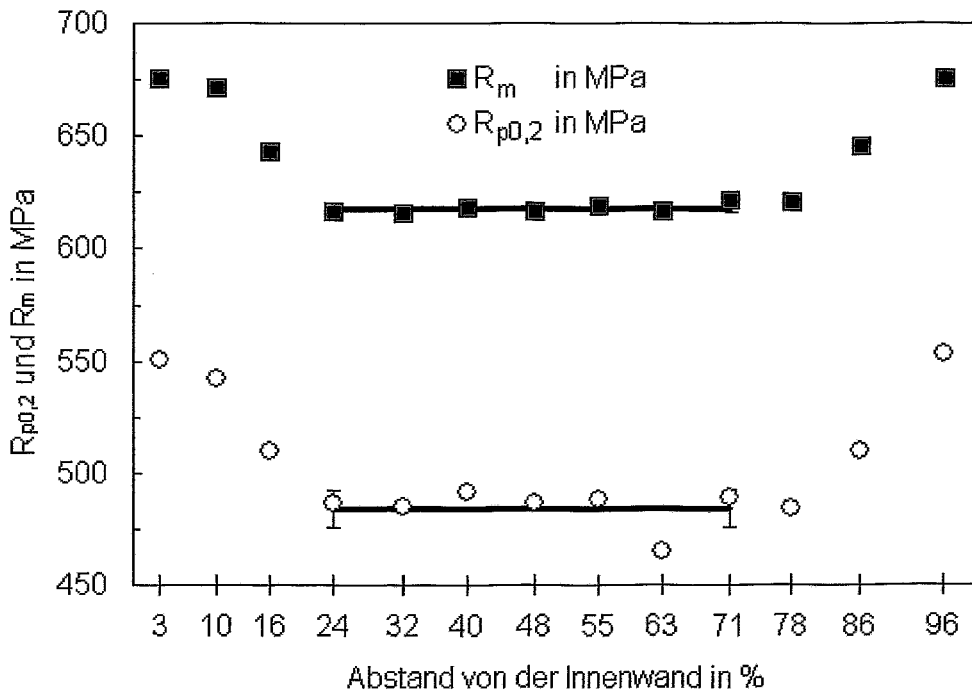


Bild 4.2.1: Wanddickenabhängigkeit der $R_{p0,2}$ und R_m beim unbestrahlten 3JRQ57, Prüftemperatur 25 °C, Probengeometrie: T3-Kleinzugproben ($d_0=3\text{mm}$, $l_0=15\text{mm}$), Prüfgeschwindigkeit 0,25 mm/min

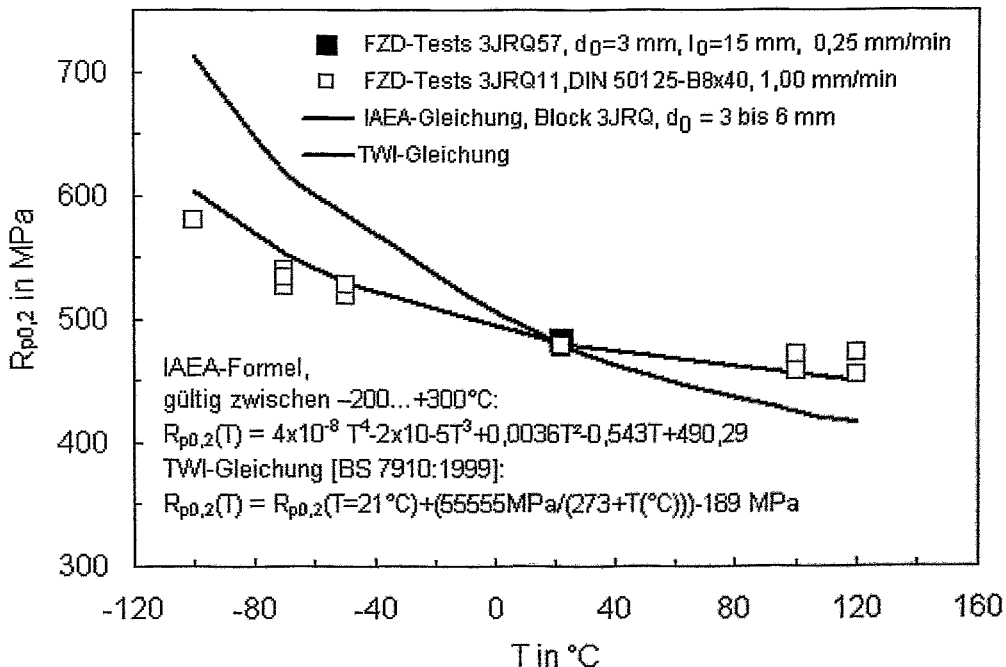


Bild 4.2.2: Temperaturabhängigkeit der $R_{p0,2}$ aus dem quasistatischen Zugversuch beim unbestrahlten 3JRQ57, Mittellage-Proben ($1/4$ - bis $3/4$ -T)

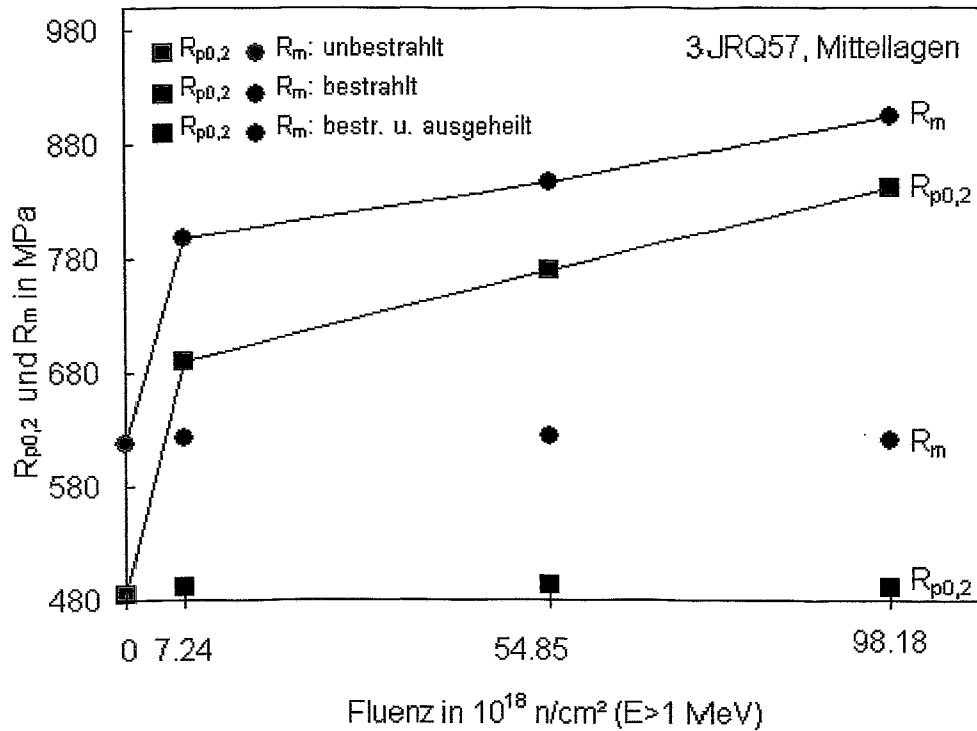


Bild 4.2.3: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf $R_{p0,2}$ und R_m von 3JRQ57 (Mittellagen)

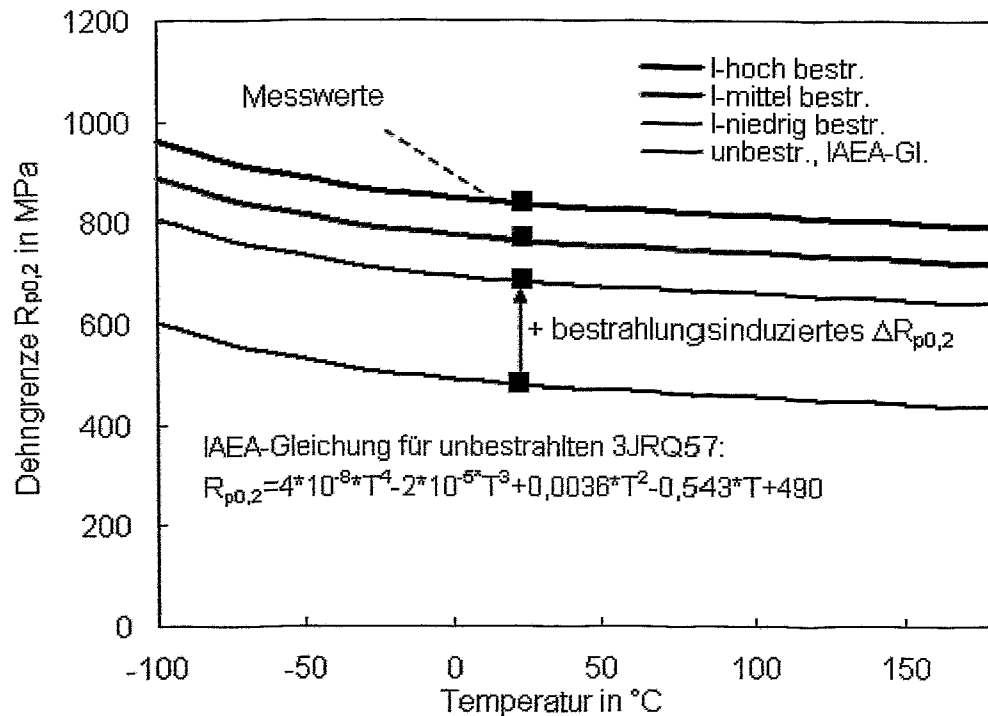


Bild 4.2.4: Bestrahlungsbedingte Verschiebung des Streckgrenzen($R_{p0,2}$)-Temperatur-Verlaufes für 3JRQ57

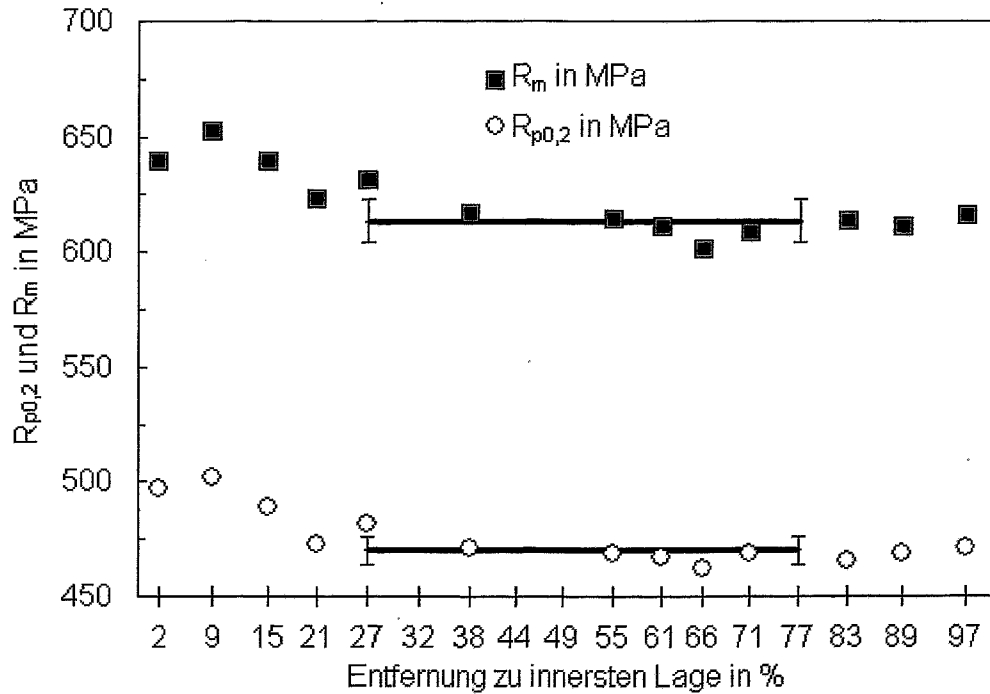


Bild 4.2.5: Wanddickenabhängigkeit der $R_{p0,2}$ und R_m beim unbestrahlten 1JFL11, Prüftemperatur 25°C, Probengeometrie: T3-Kleinzugproben ($d_0=3\text{mm}$, $l_0=15\text{mm}$)

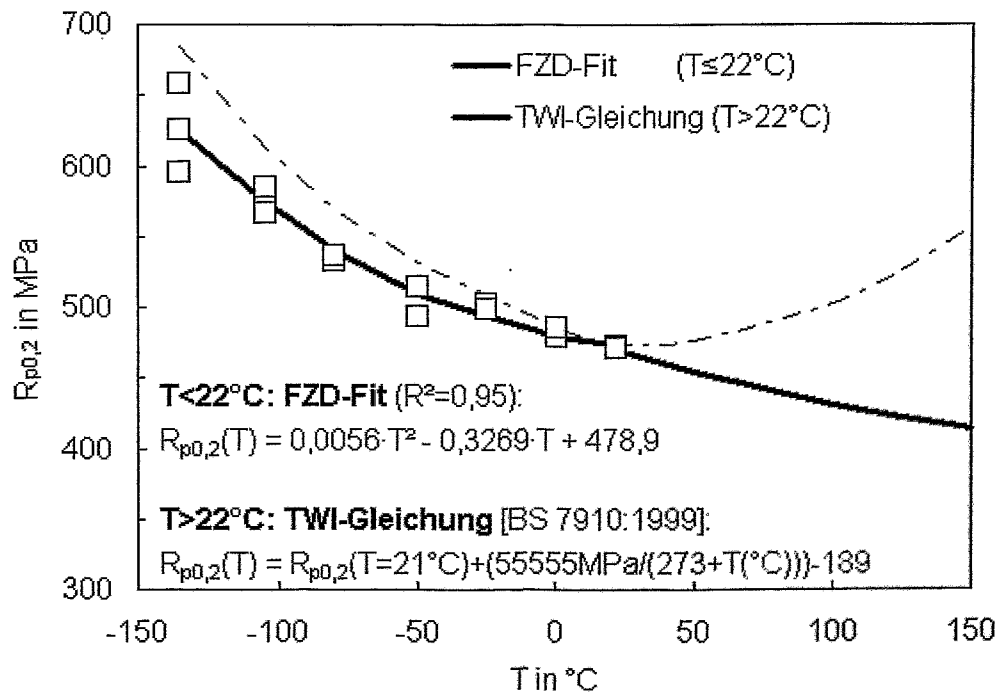


Bild 4.2.6: Temperaturabhängigkeit von $R_{p0,2}$ beim unbestrahlten 1JFL41, Mittellage-Proben ($1/4$ - bis $3/4$ -T), Probentyp DIN 50125-B8x40

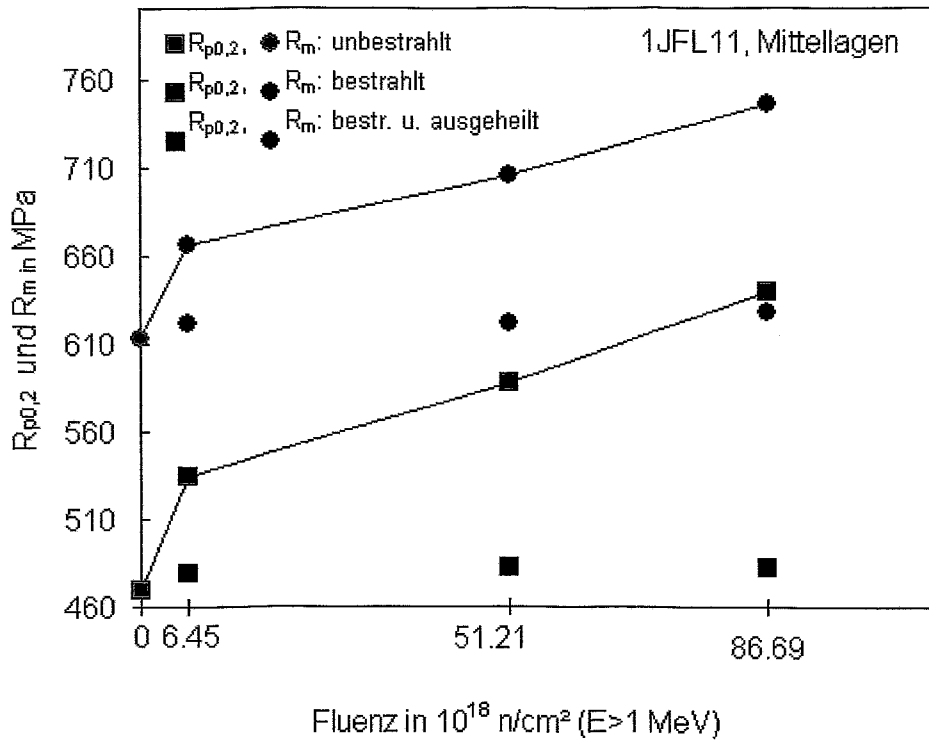


Bild 4.2.7: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf $R_{p0,2}$ und R_m von 1JFL11 (Mittellagen)

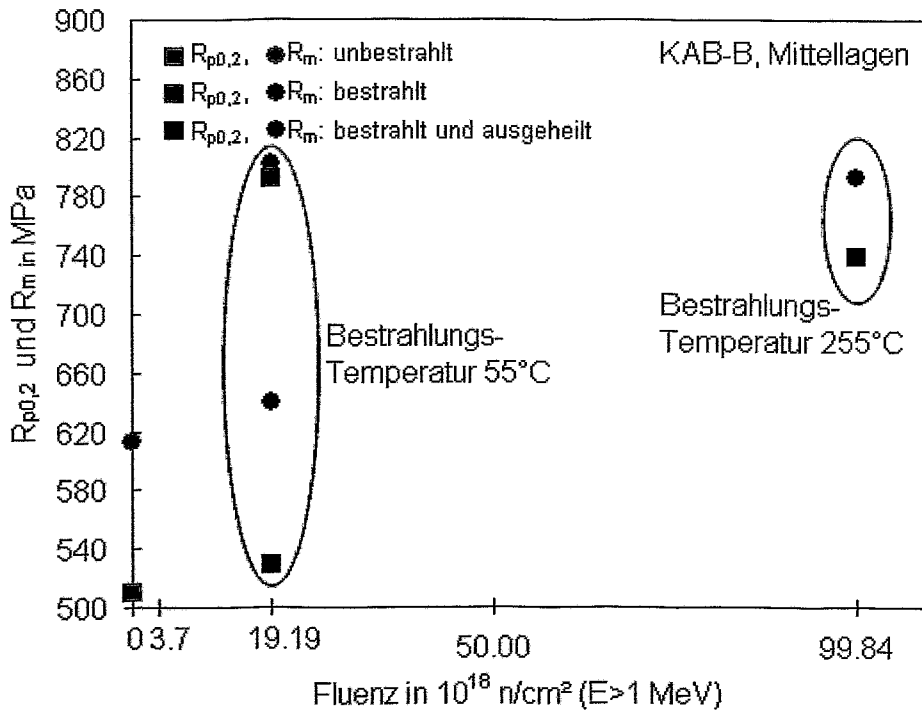


Bild 4.2.8: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf $R_{p0,2}$ und R_m von KAB-B (Mittellagen)

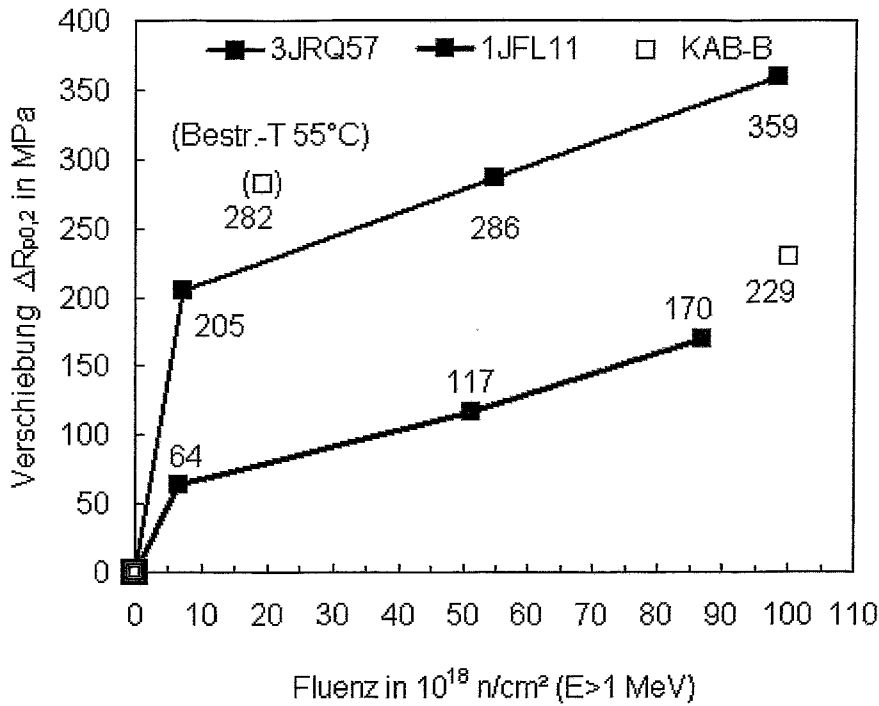


Bild 4.2.9: Bestrahlungsbedingte Verschiebung von $R_{p0,2}$ für 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B

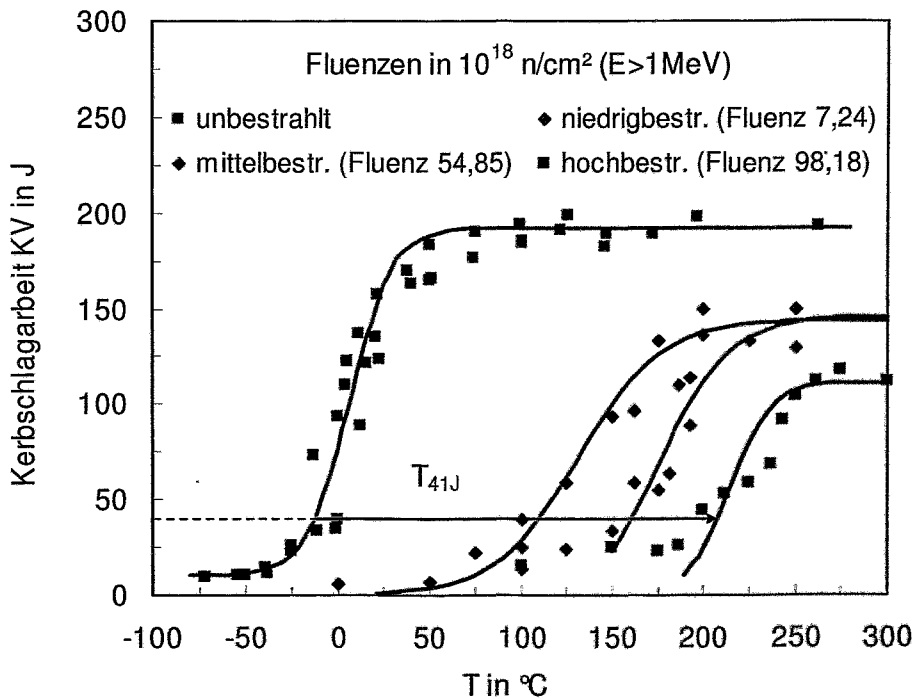


Bild 4.3.1: Bestrahlungseinfluss auf die KV-T-Kurve von 3JRQ57

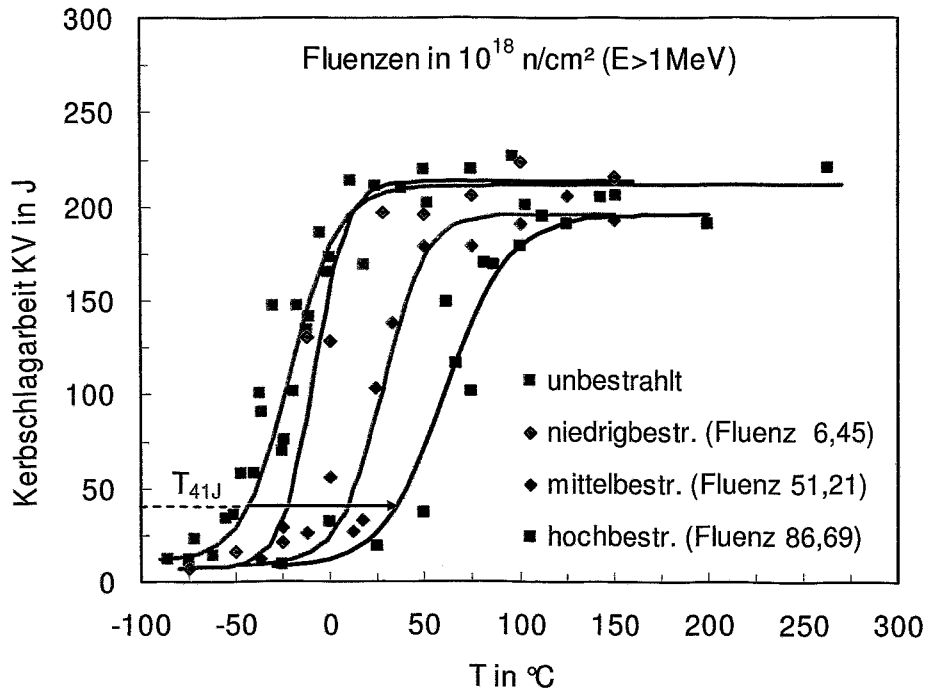


Bild 4.3.2: Bestrahlungseinfluss auf die KV-T-Kurve von 1JFL11

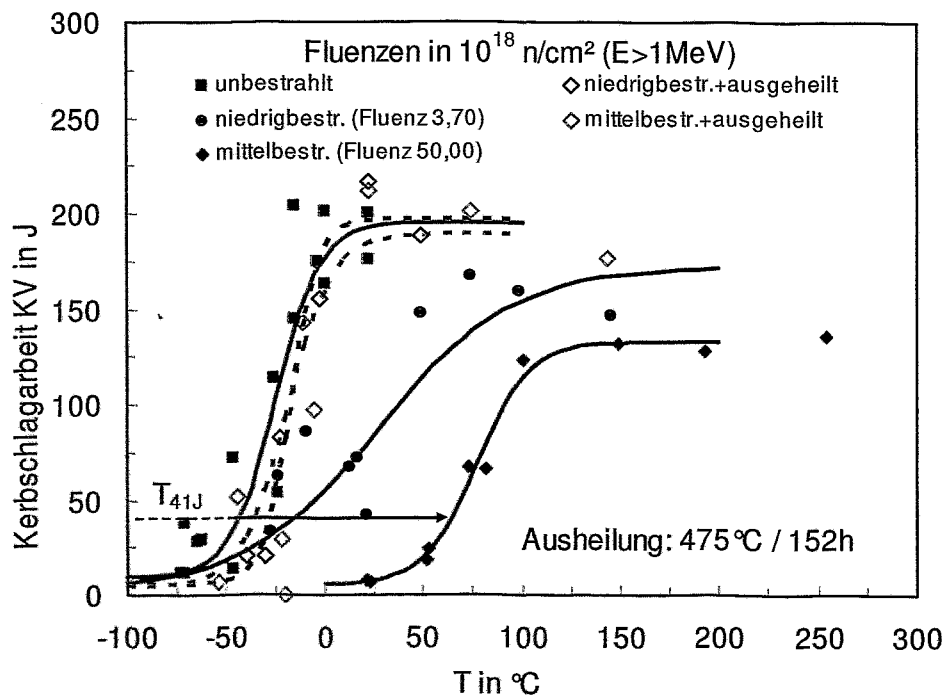


Bild 4.3.3: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf die KV-T-Kurve von KAB-B

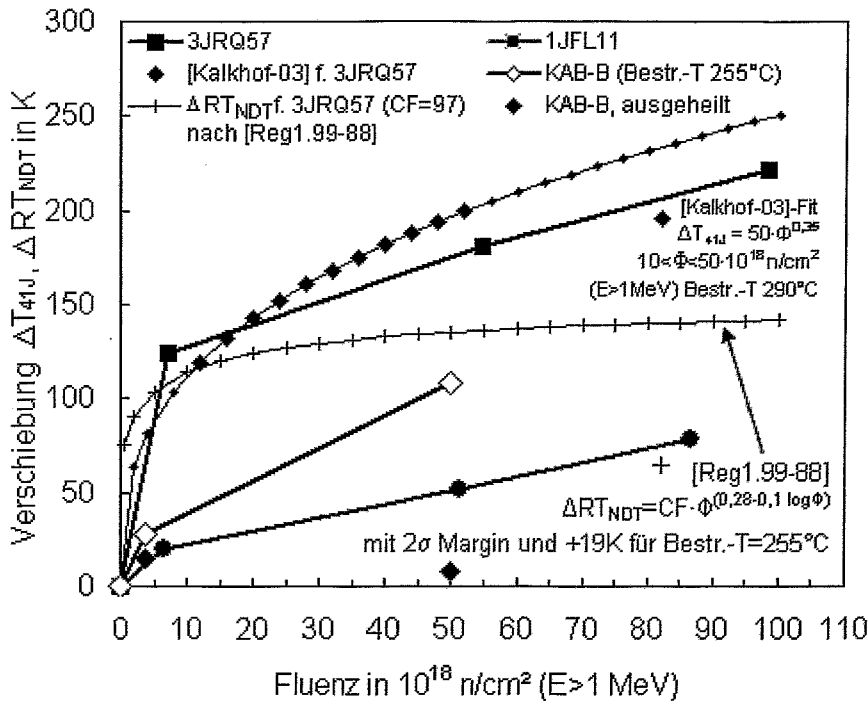


Bild 4.3.4: Bestrahlungseinfluss auf die Verschiebung der 41J-Übergangstemperatur T_{41J} von 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B, mit Vorhersageformel für JRQ nach Reg. Guide 1.99

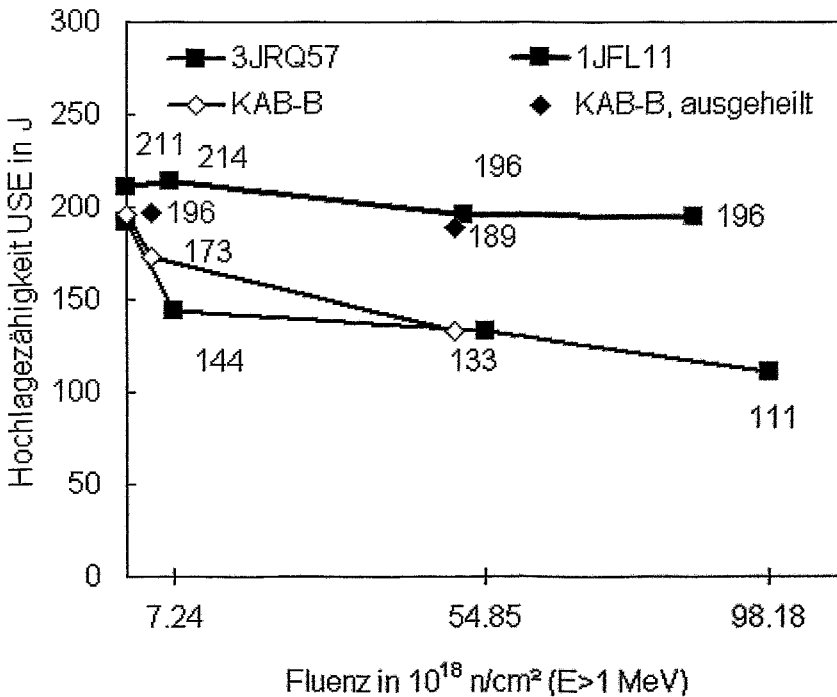


Bild 4.3.5: Bestrahlungseinfluss auf die Hochlagezähigkeit des Kerbschlagbiegeversuchs von 3JRQ57 und 1JFL11

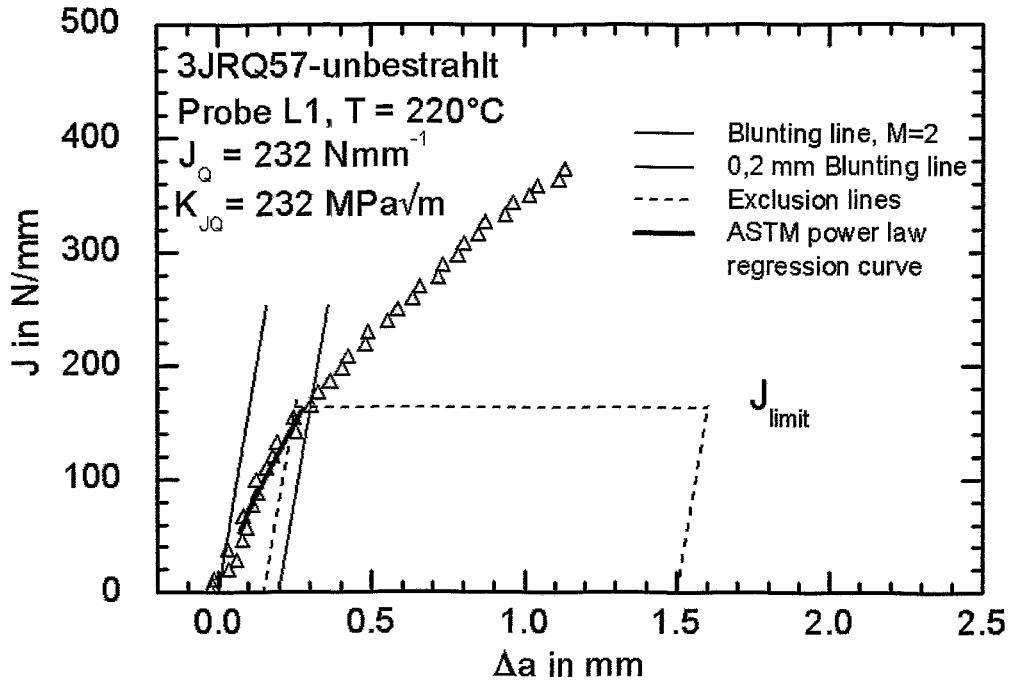


Bild 4.4.1: J_R -Kurve der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L1

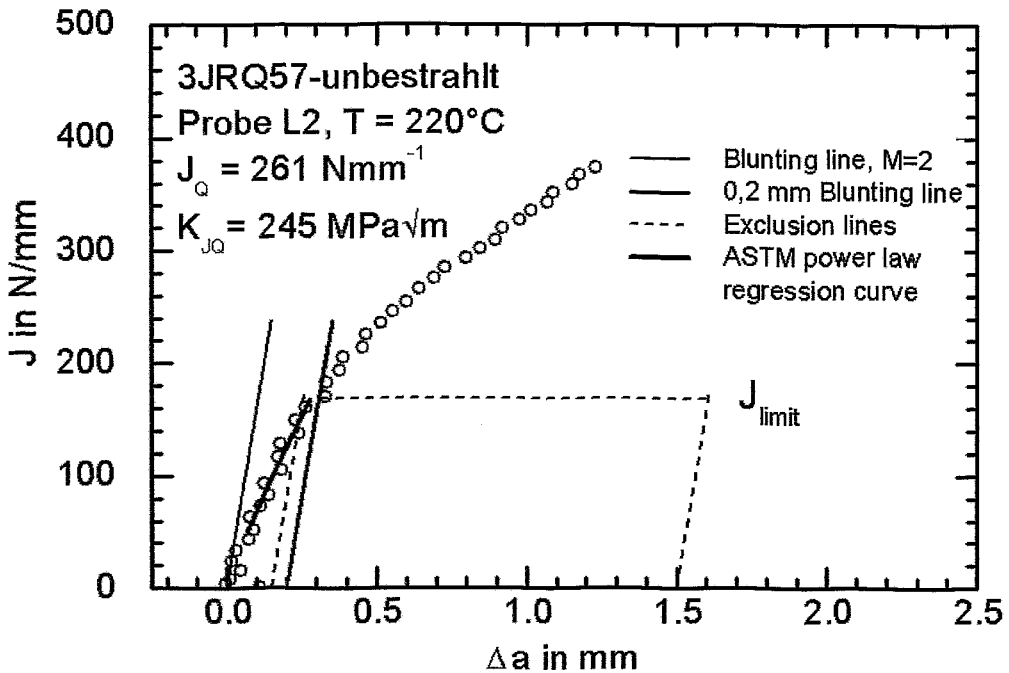


Bild 4.4.2: J_R -Kurve der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L2

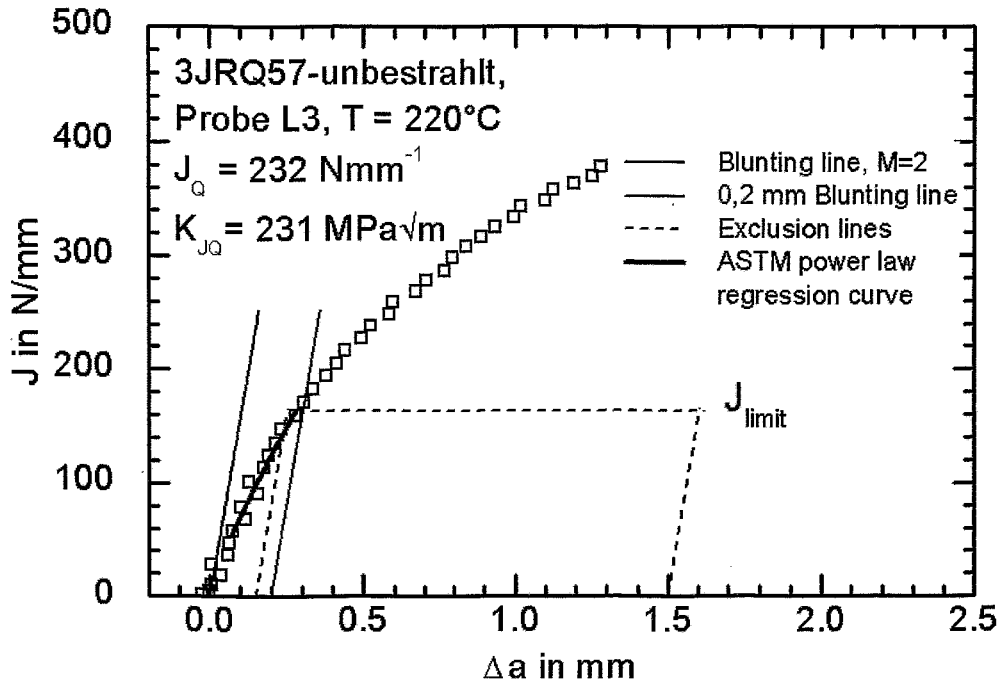


Bild 4.4.3: J_R -Kurve der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L3

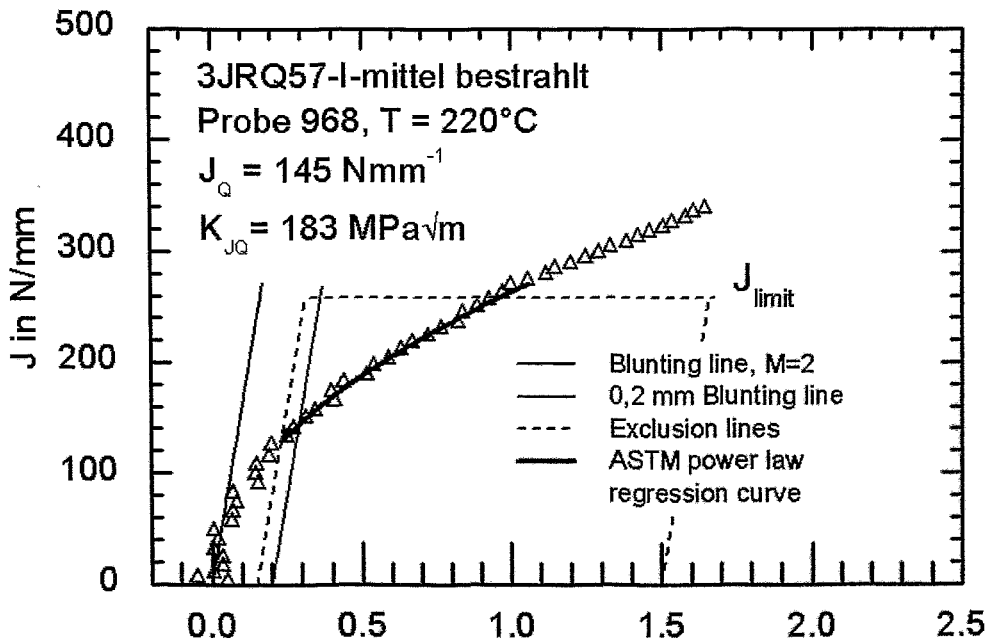


Bild 4.4.4: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 3JRQ57-Probe 968

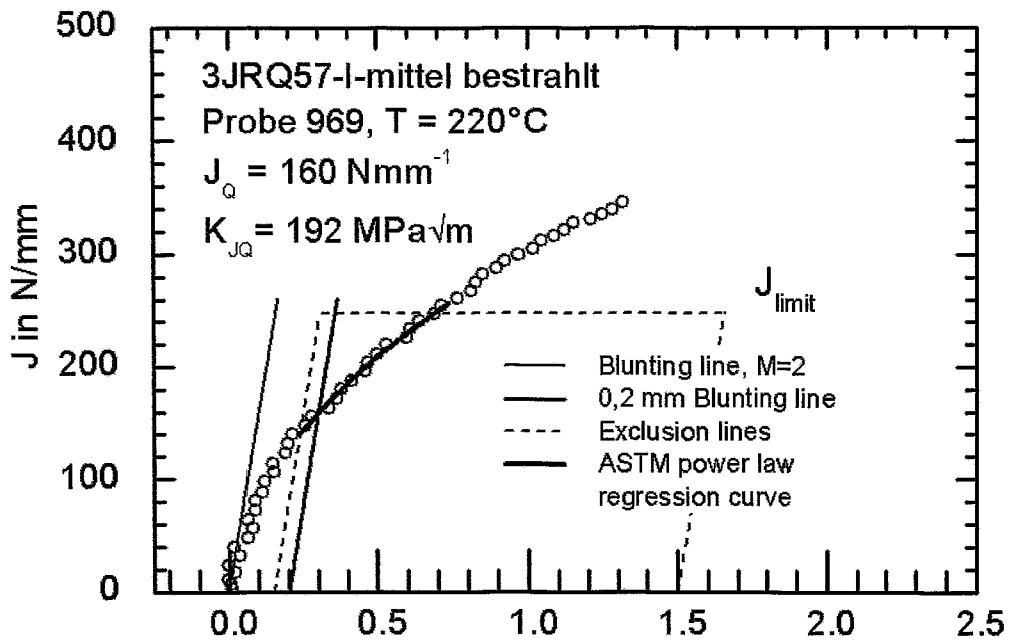


Bild 4.4.5: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 3JRQ57-Probe 969

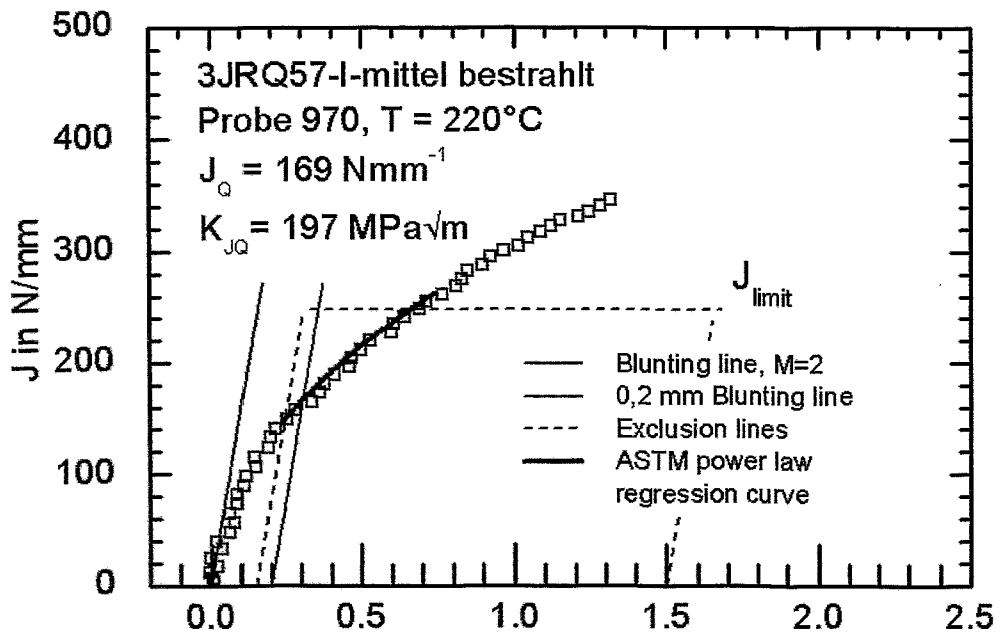


Bild 4.4.6: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 3JRQ57-Probe 970

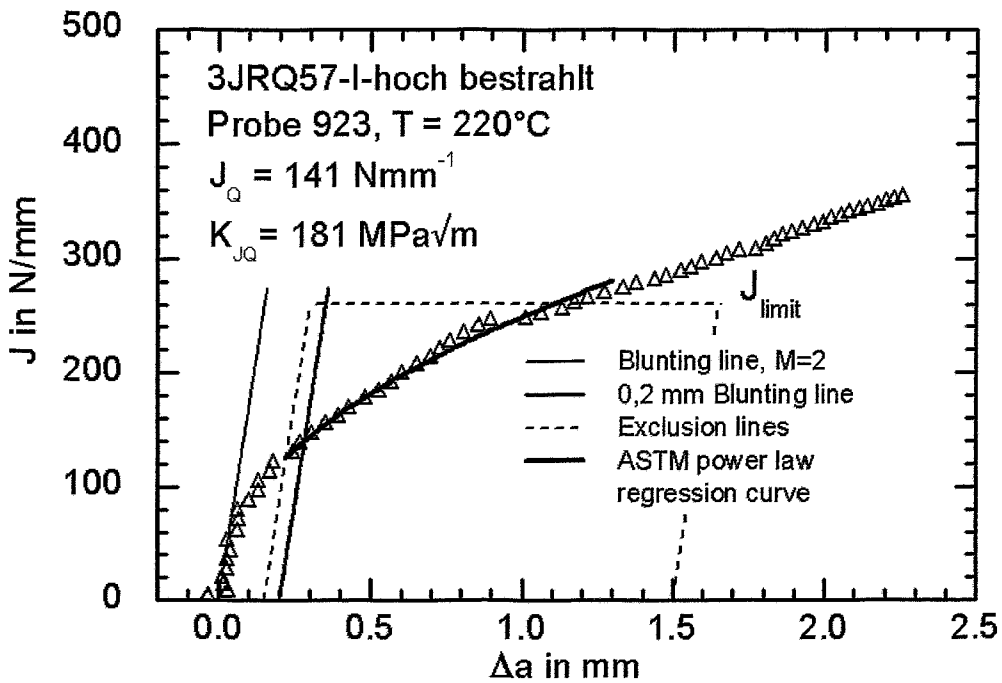


Bild 4.4.7: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 923

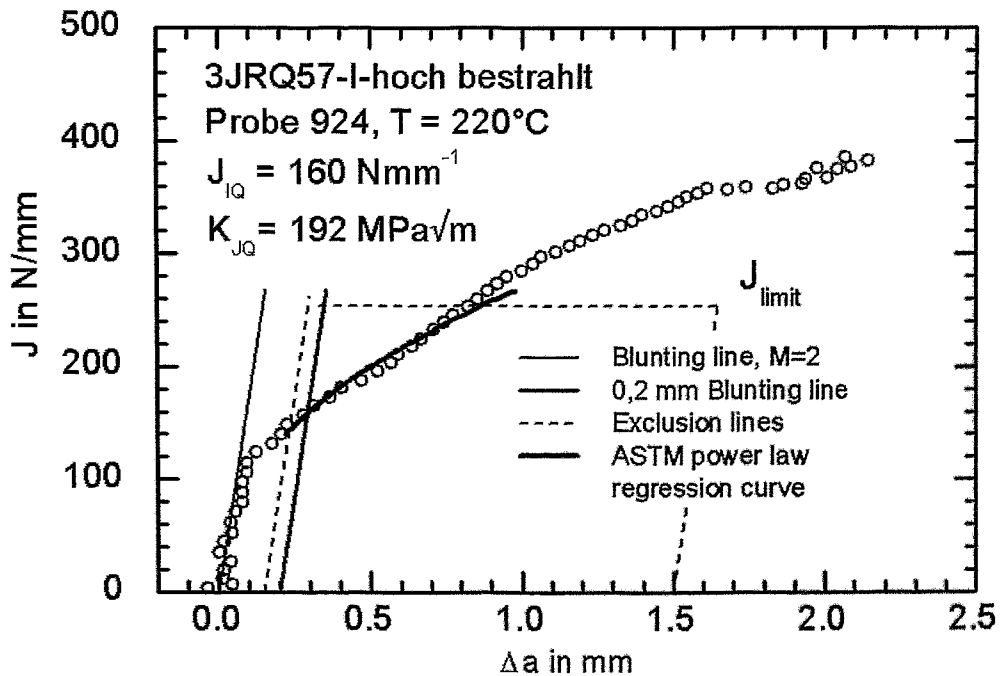


Bild 4.4.8: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 924

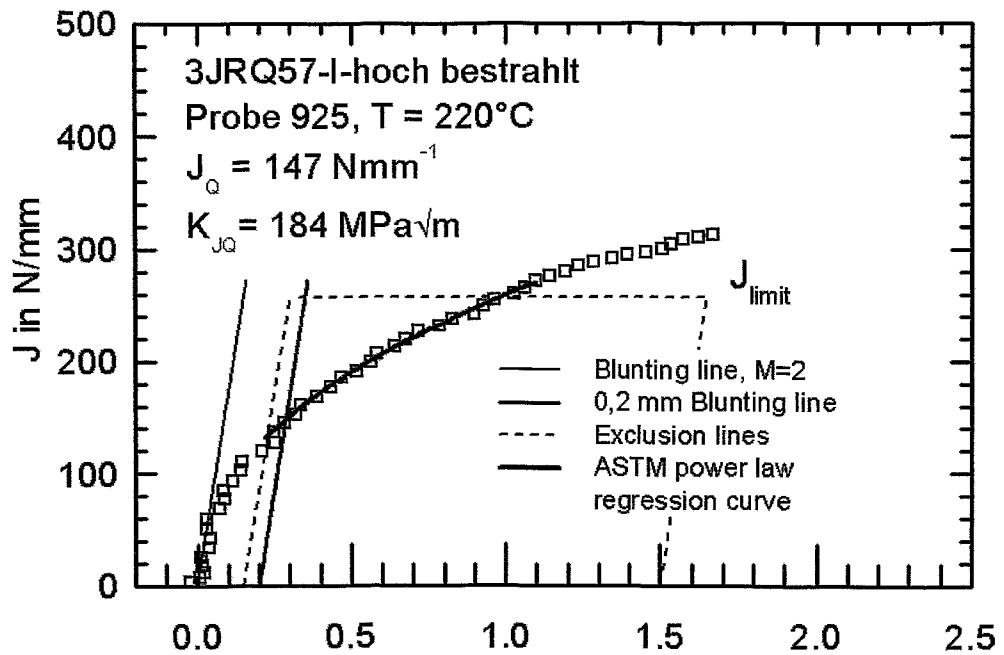


Bild 4.4.9: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 925

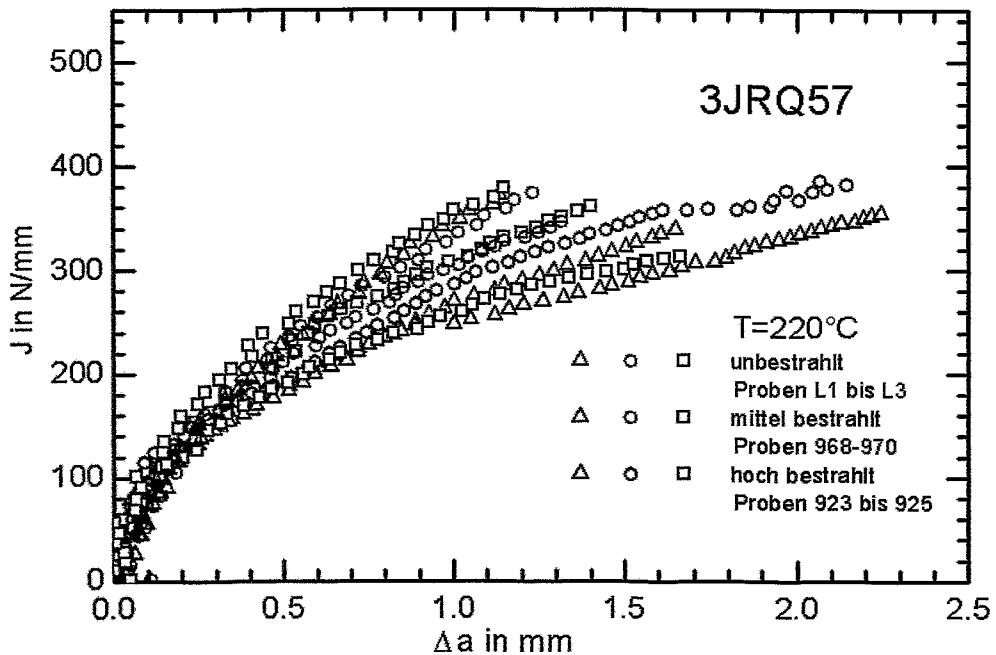


Bild 4.4.10: J_R -Kurven von unbestrahltem, mittel und hoch bestrahltem 3JRQ57

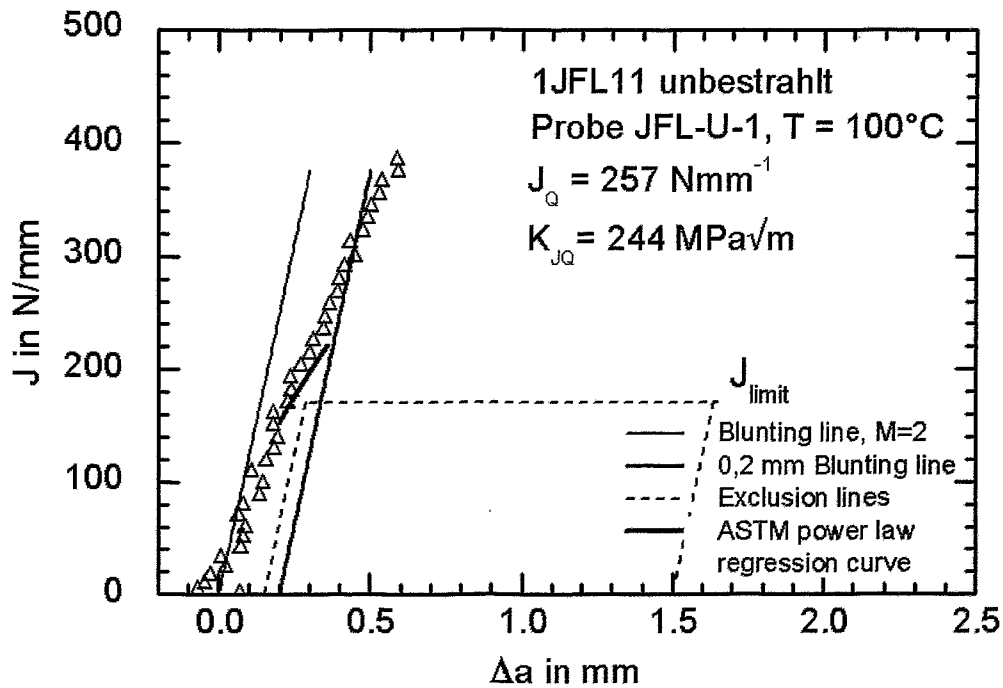


Bild 4.4.11: J_R -Kurve der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-1

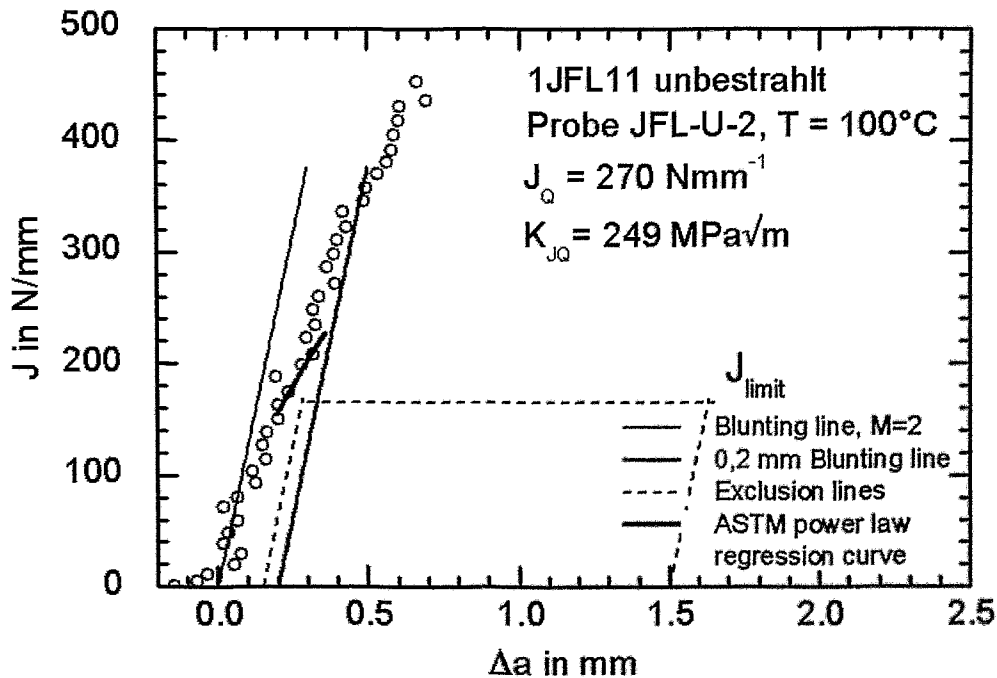


Bild 4.4.12: J_R -Kurve der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-2

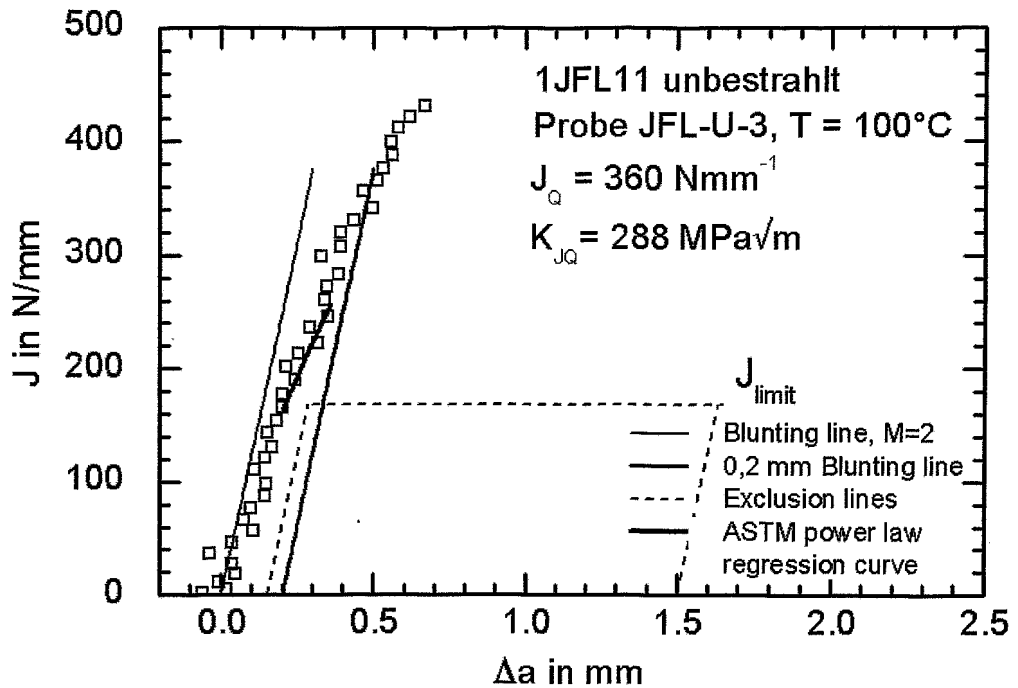


Bild 4.4.13: J_R -Kurve der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-3

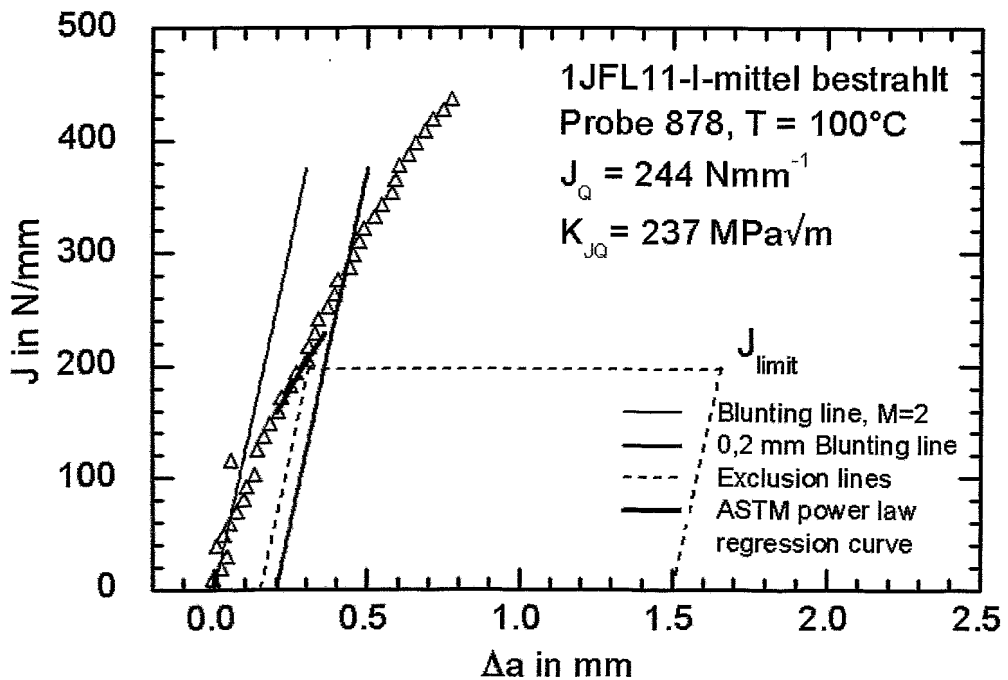


Bild 4.4.14: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 1JFL11-Probe 878

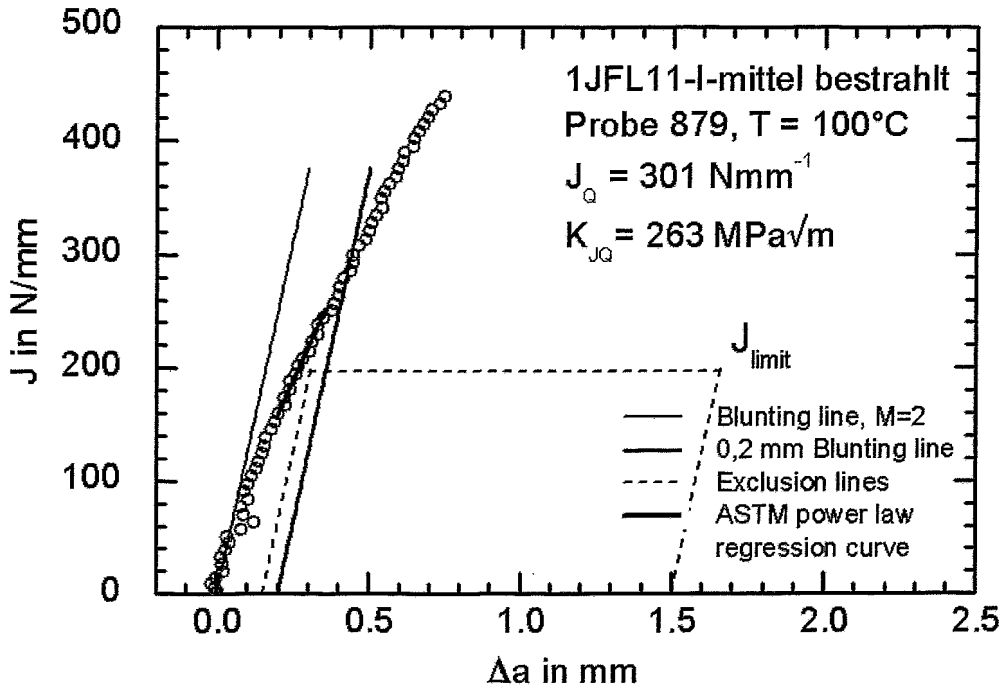


Bild 4.4.15: J_R -Kurve der mittel bestrahlten 1JFL11-Probe 879

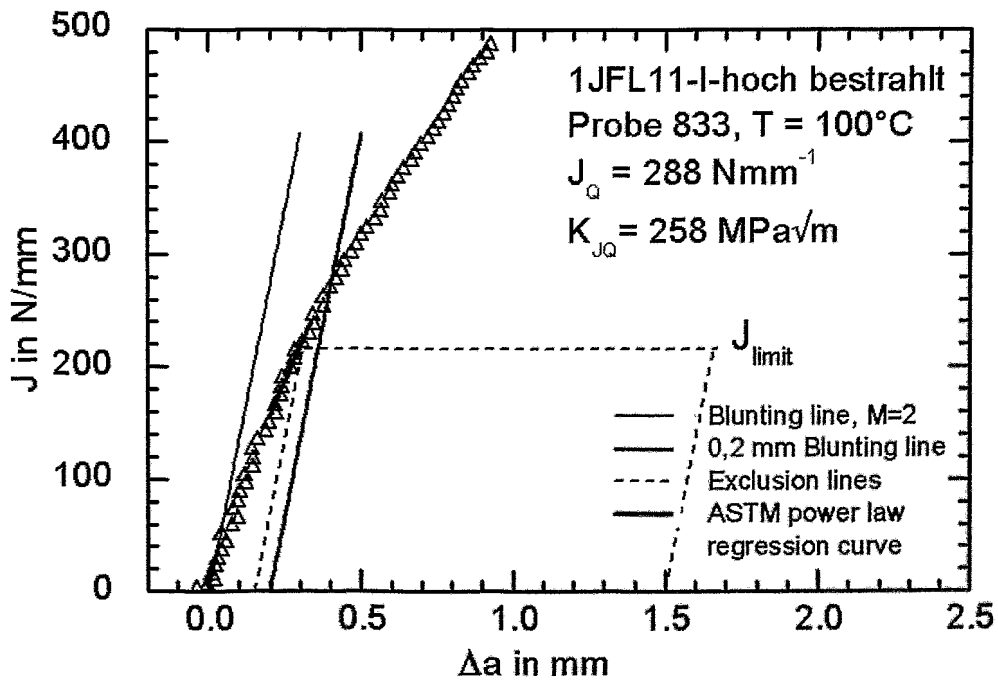


Bild 4.4.16: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 1JFL11-Probe 833

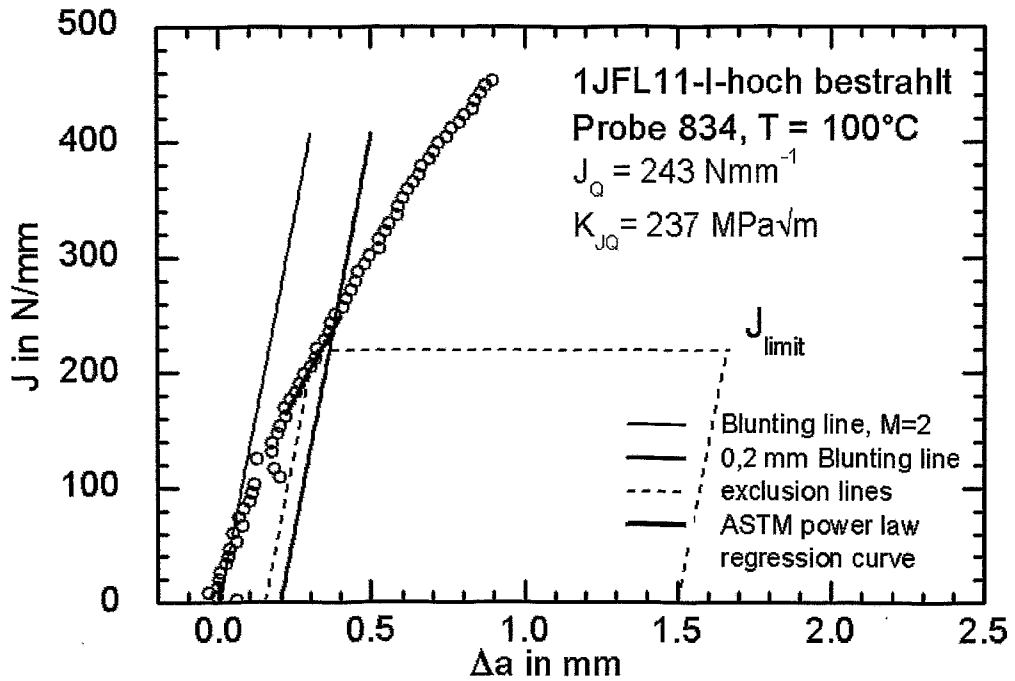


Bild 4.4.17: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 1JFL11-Probe 834

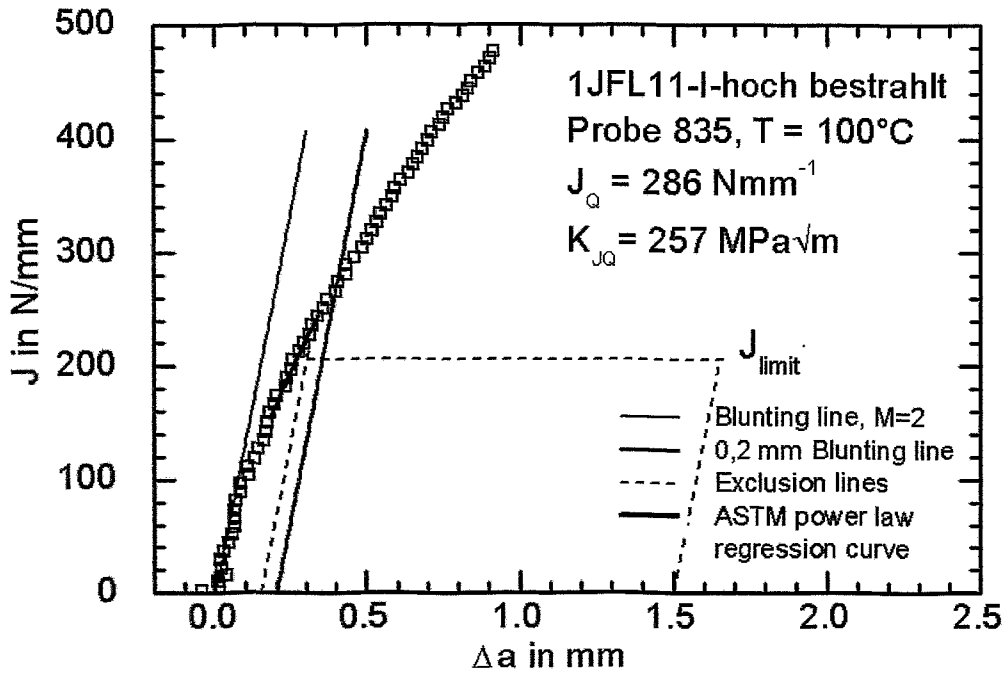


Bild 4.4.18: J_R -Kurve der hoch bestrahlten 1JFL11-Probe 835

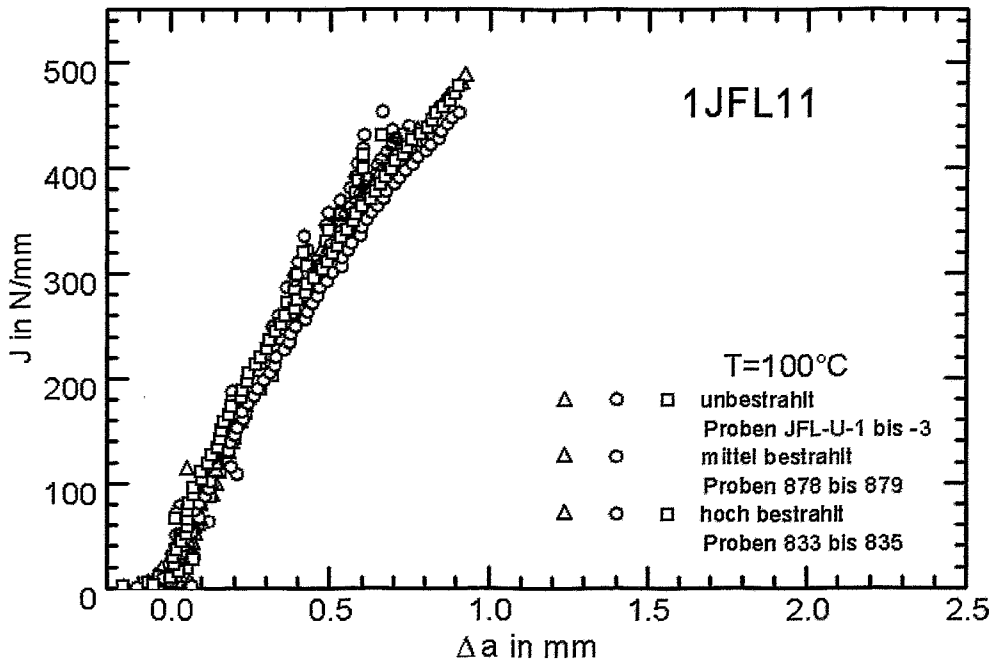


Bild 4.4.19: J_R -Kurven von unbestrahltem, mittel und hoch bestrahltem 1JFL11

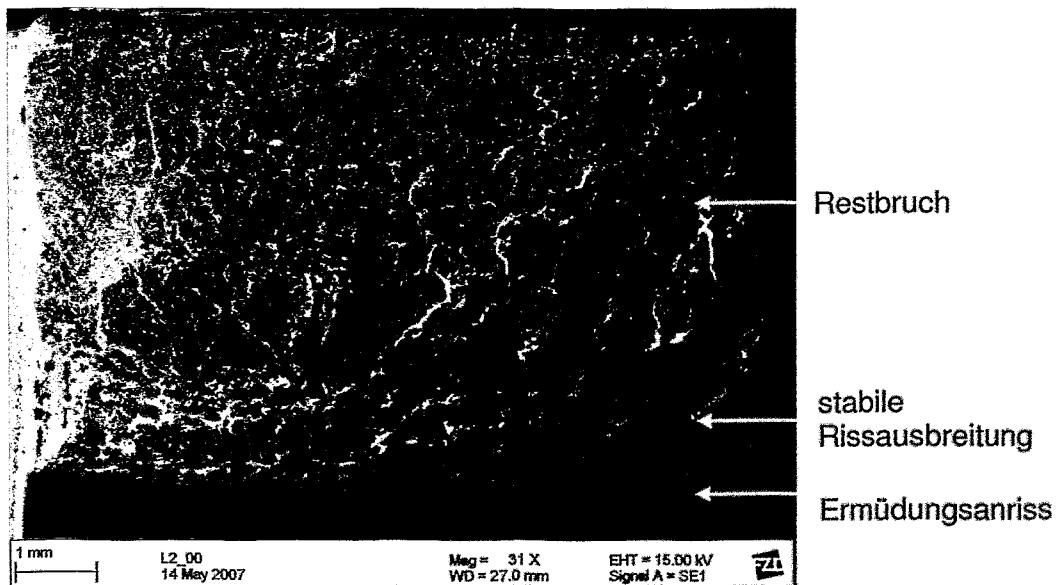


Bild 4.4.20: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der unbestrahlten 3JRQ57-Probe L2

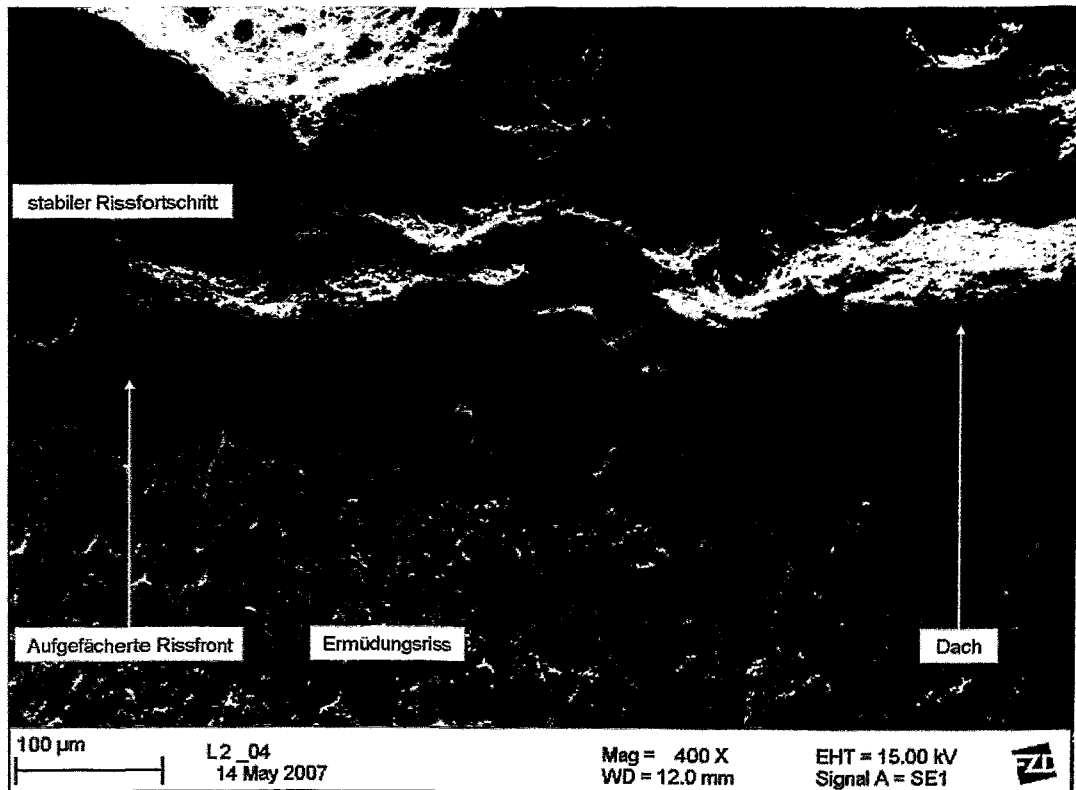


Bild 4.4.21: Ausschnitt des Übergangs vom Ermüdungsriss zum stabilen Rissfortschritt bei unbestrahltem 3JRQ57 (Probe L2)

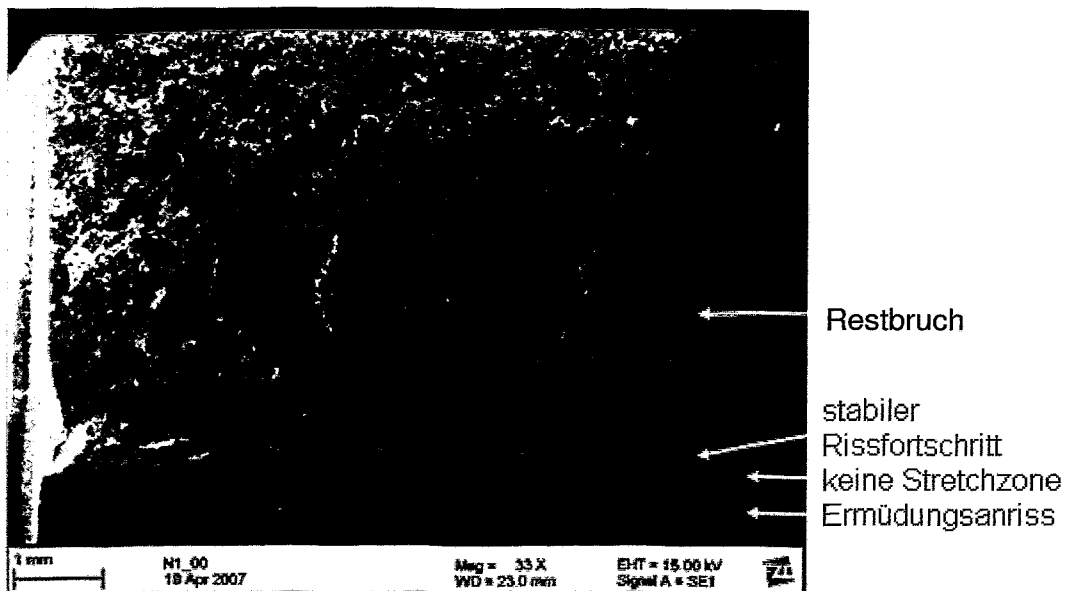


Bild 4.4.22: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-1

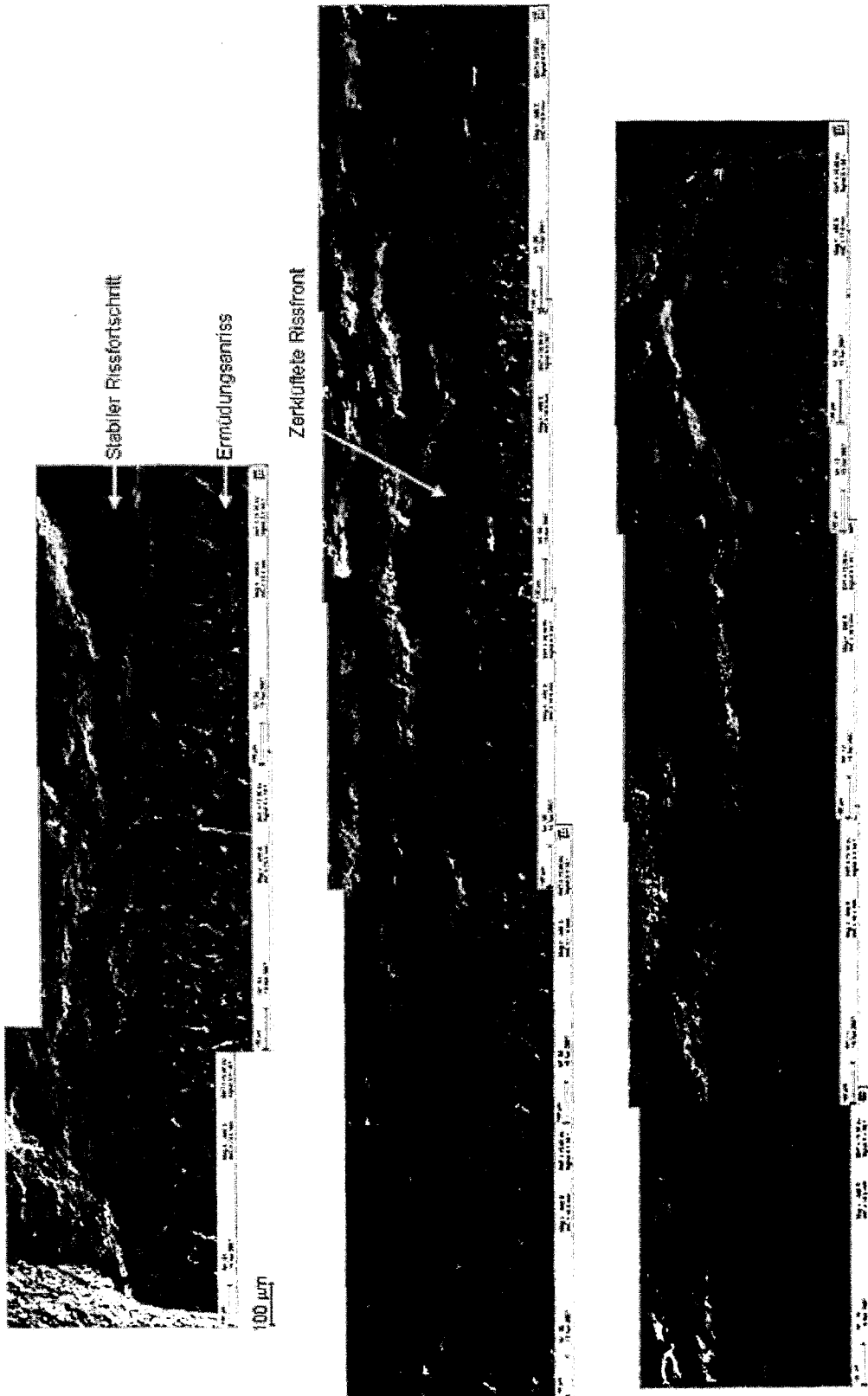


Bild 4.4.23: Vollständige Rissfront der unbestrahlten 1JFL11-Probe JFL-U-1

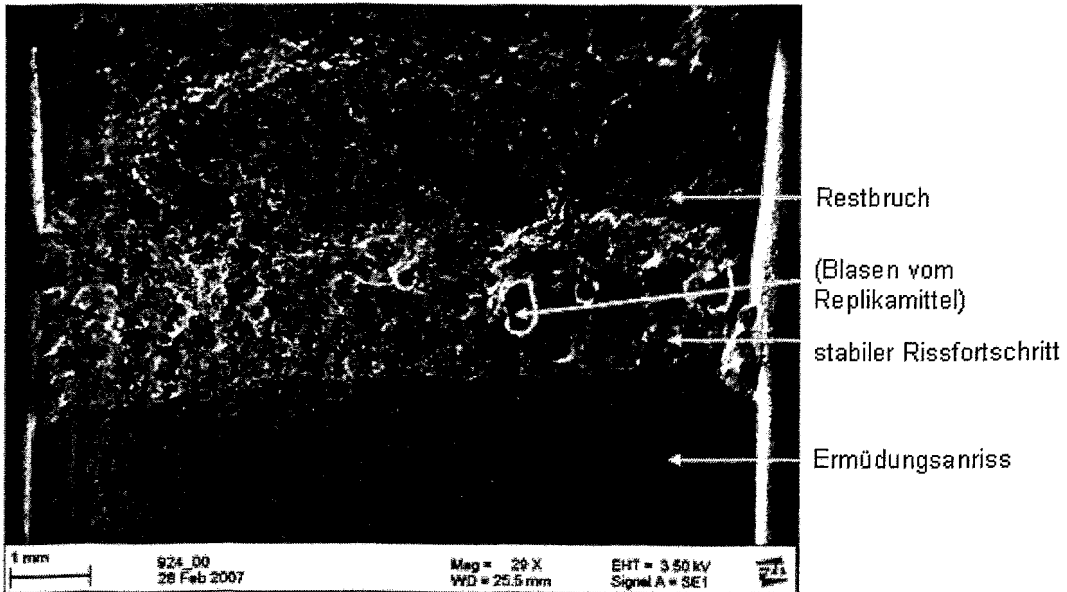


Bild 4.4.24: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der hoch bestrahlten 3JRQ57-Probe 924 (Replika)

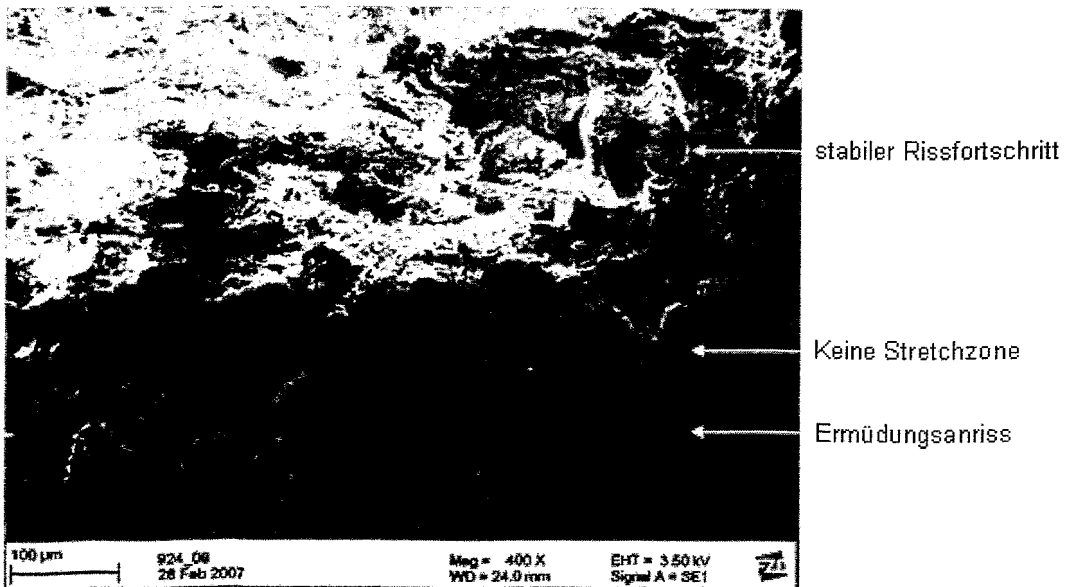


Bild 4.4.25: Ausschnitt des Übergangs vom Ermüdungsanriss zum stabilen Rissfortschritt bei hoch bestrahltem 3JRQ57-Probe 924 (Replika)

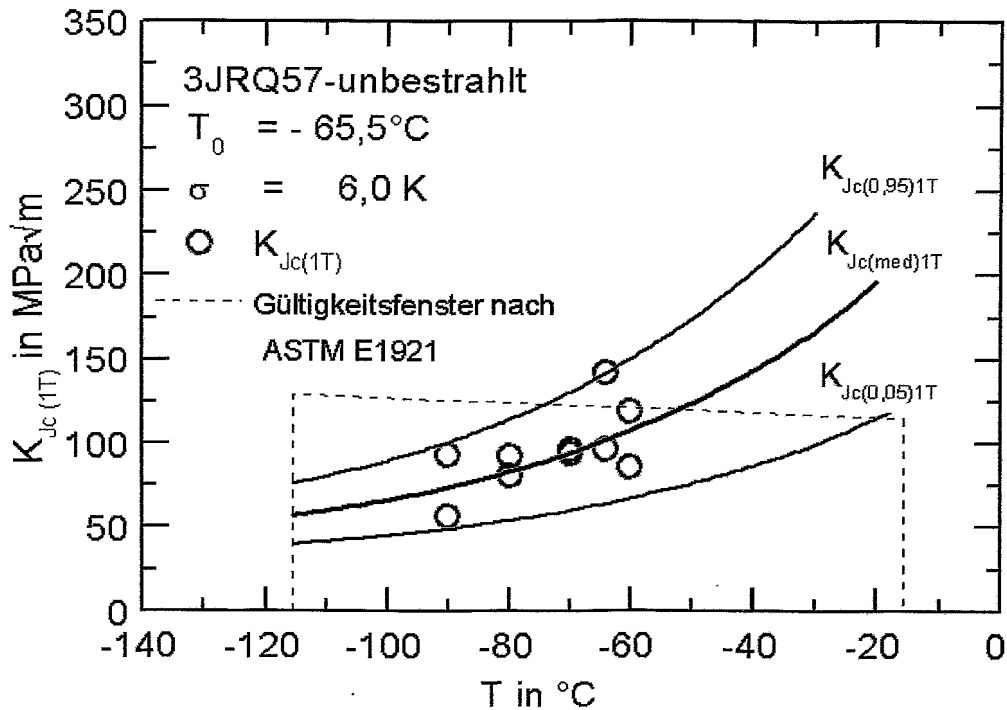


Bild 4.5.1: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem 3JRQ57

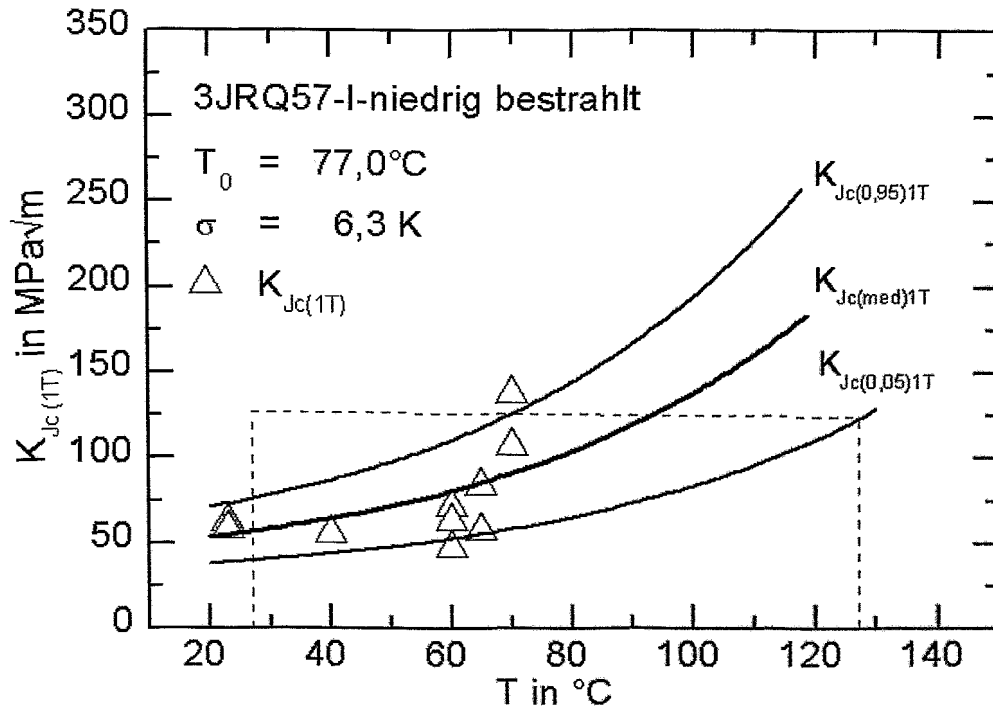


Bild 4.5.2: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von niedrig bestrahltem 3JRQ57

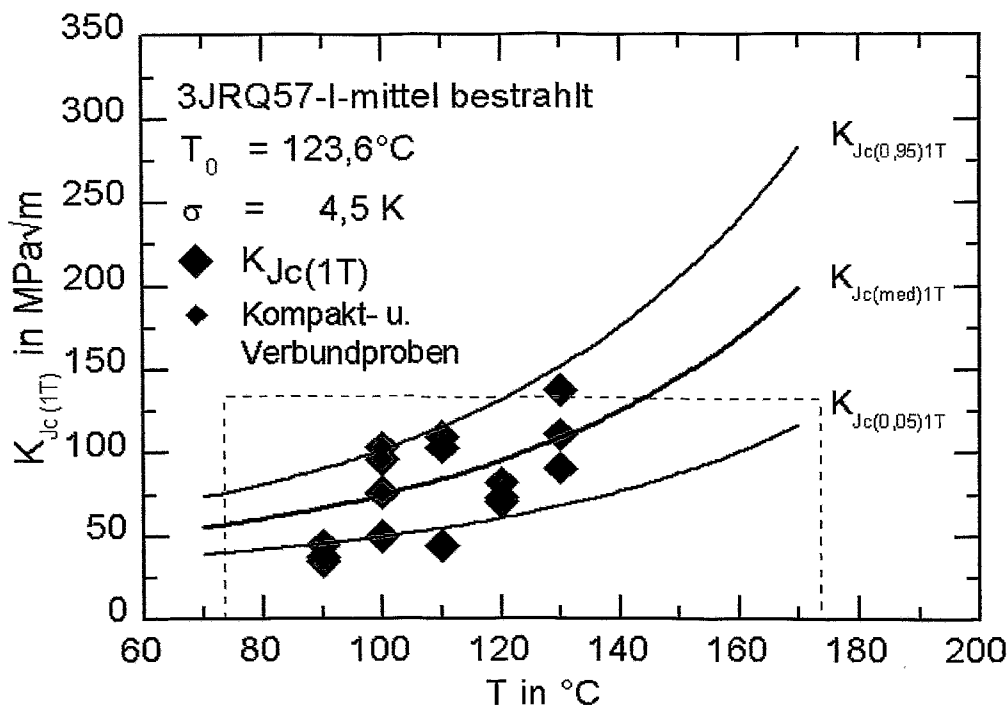


Bild 4.5.3: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 3JRQ57

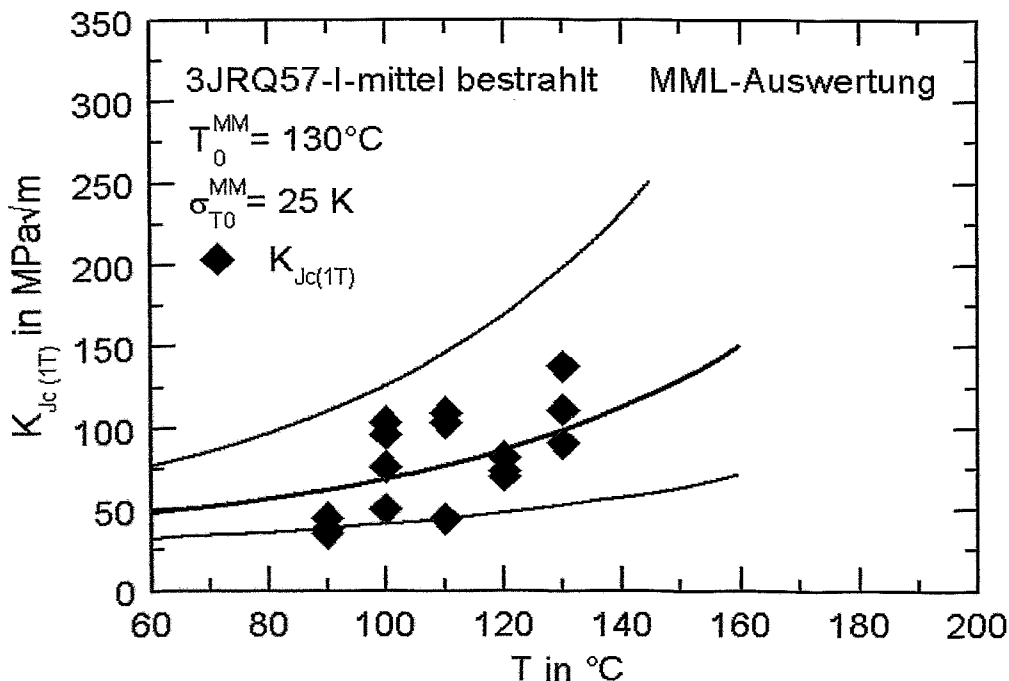


Bild 4.5.4: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 3JRQ57, MML-Auswertung

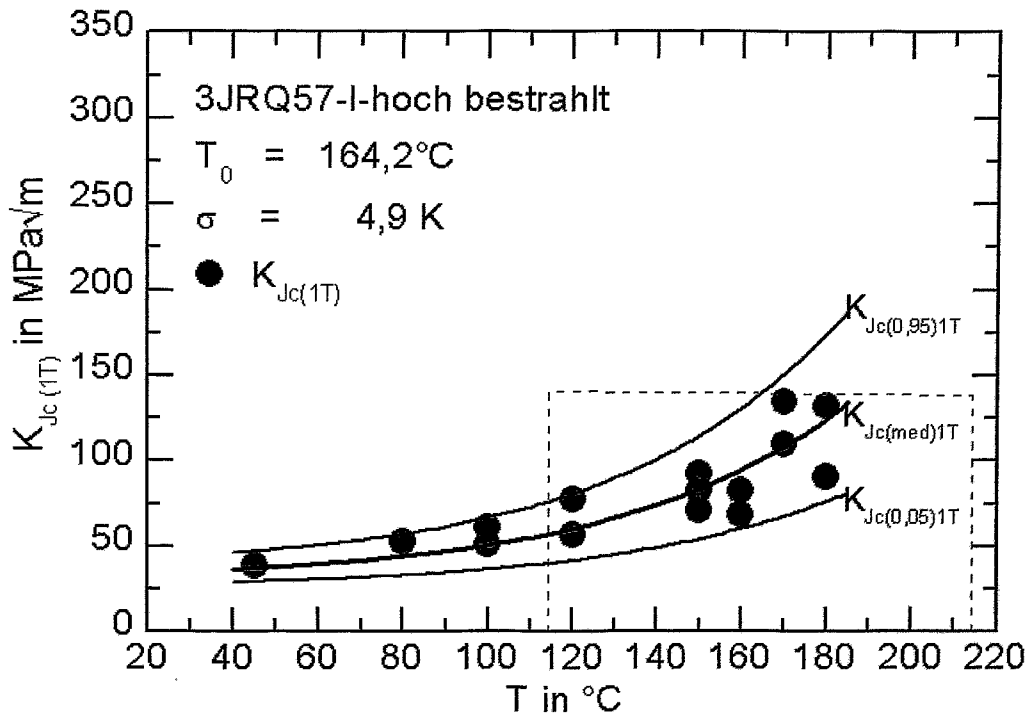


Bild 4.5.5: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem 3JRQ57

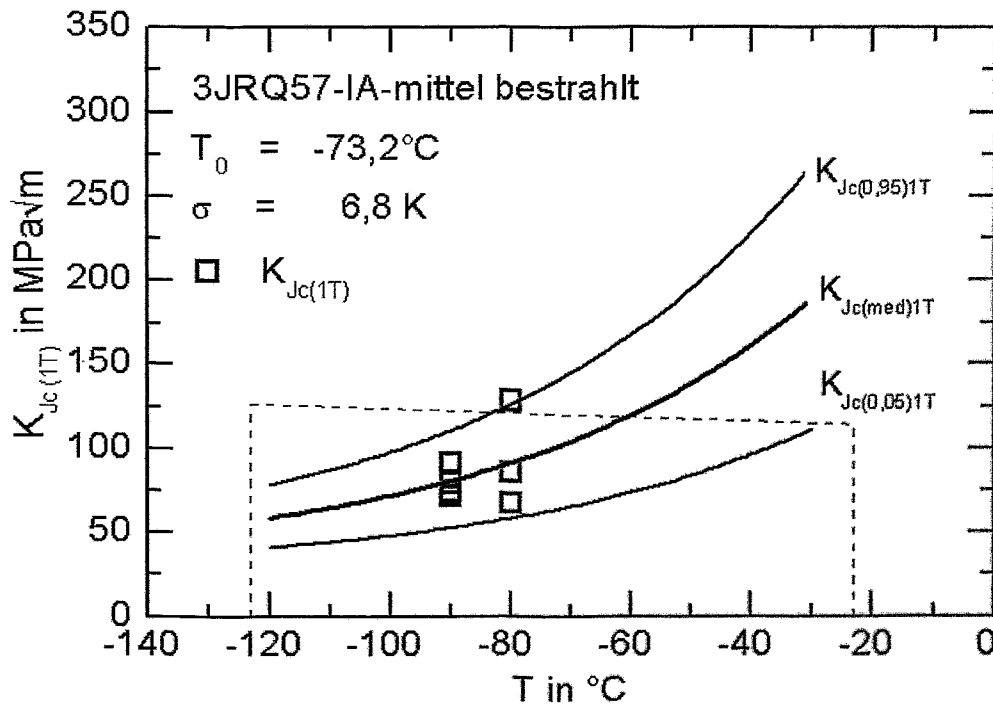


Bild 4.5.6: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem 3JRQ57

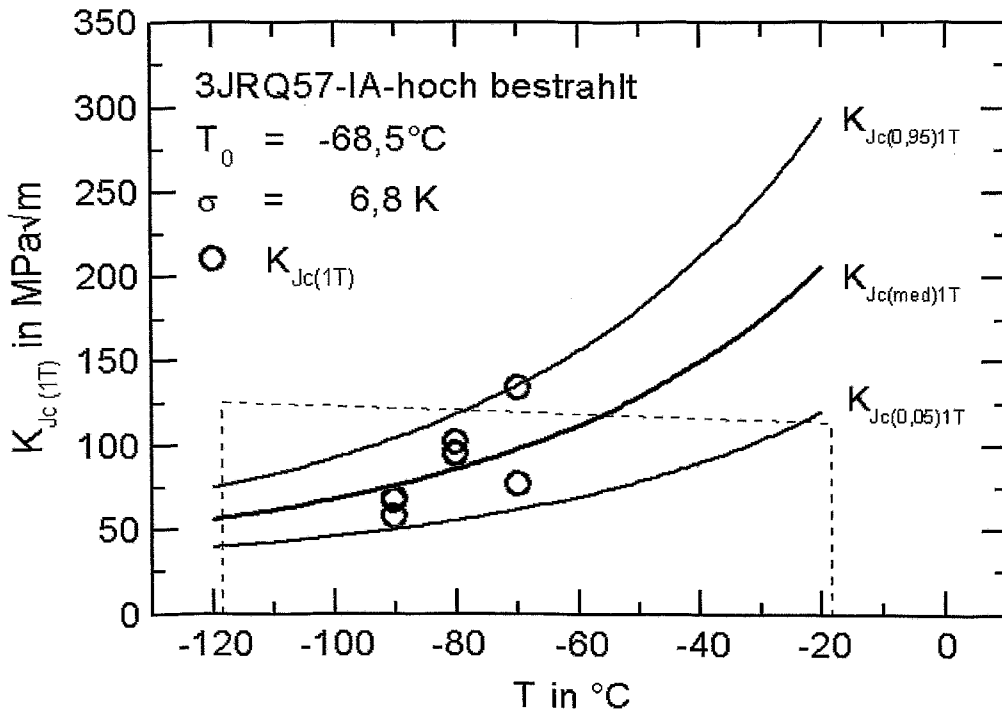


Bild 4.5.7: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem und ausgeheiltem 3JRQ57

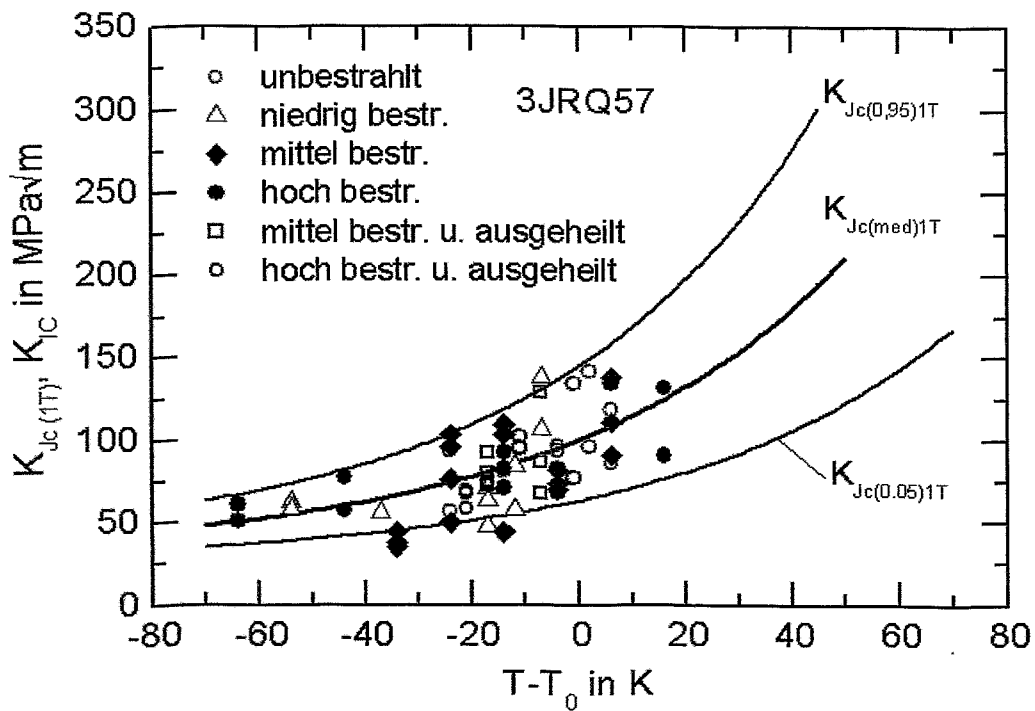


Bild 4.5.8: auf $T-T_0$ normierte $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit aller 3JRQ57-Proben

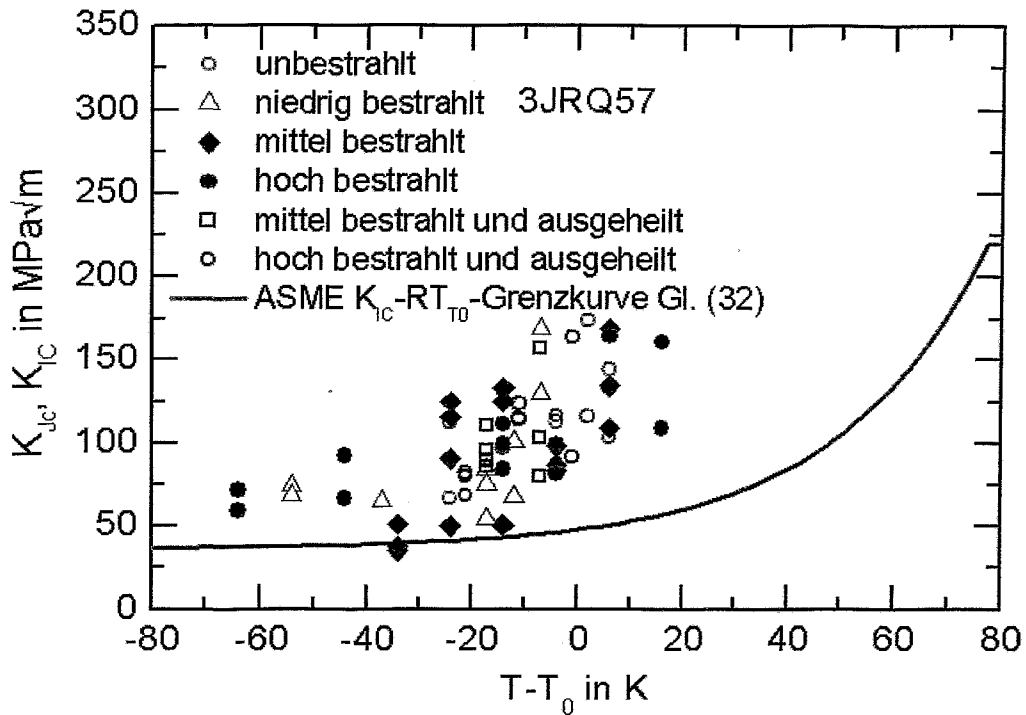


Bild 4.5.9: auf $T-T_0$ normierte K_{IC} aller 3JRQ57-Proben und die mit RT_{T_0} justierte ASME K_{IC} -Referenzkurve Gl. (32)

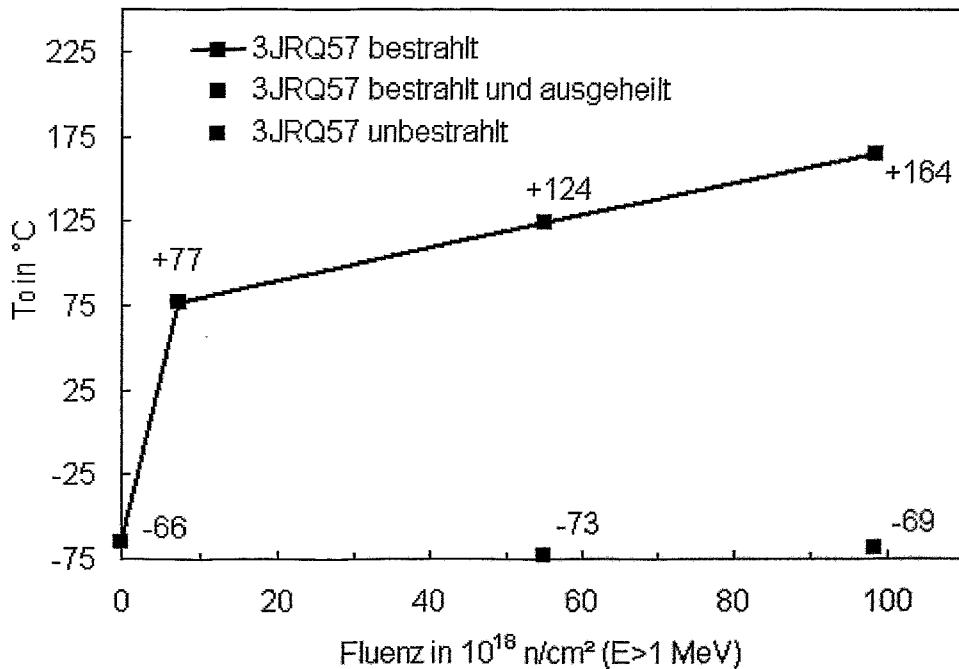


Bild 4.5.10: Einfluss von Neutronenfluenz und Ausheilung auf T_0 bei 3JRQ57 ($T_{0,\text{unbestr.}} = -65,5^{\circ}\text{C}$)

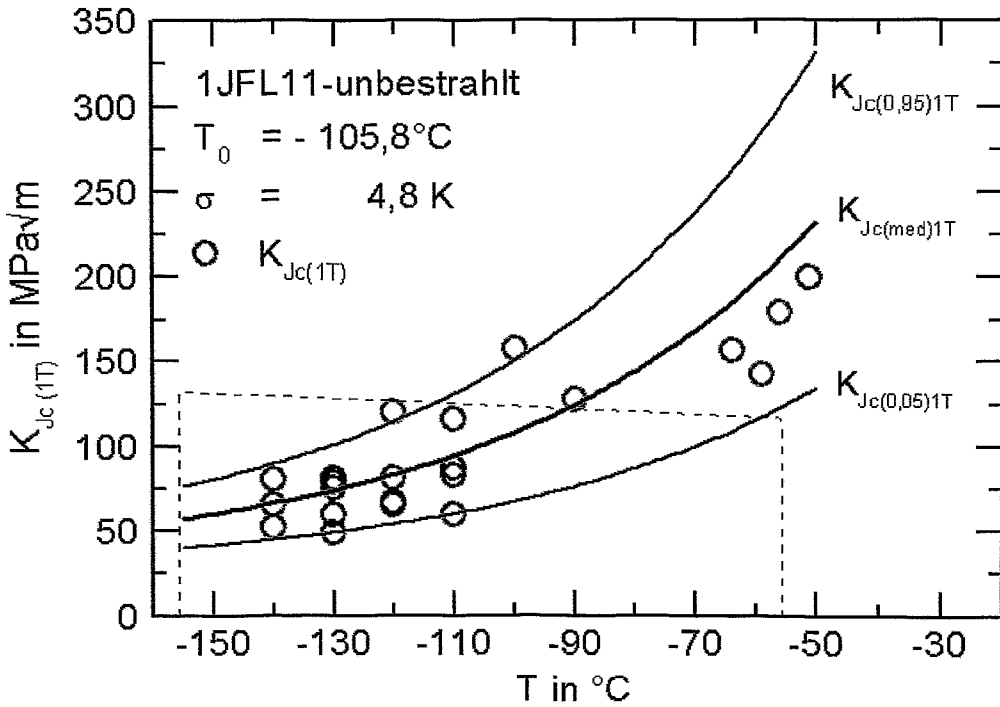


Bild 4.5.11: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem 1JFL11

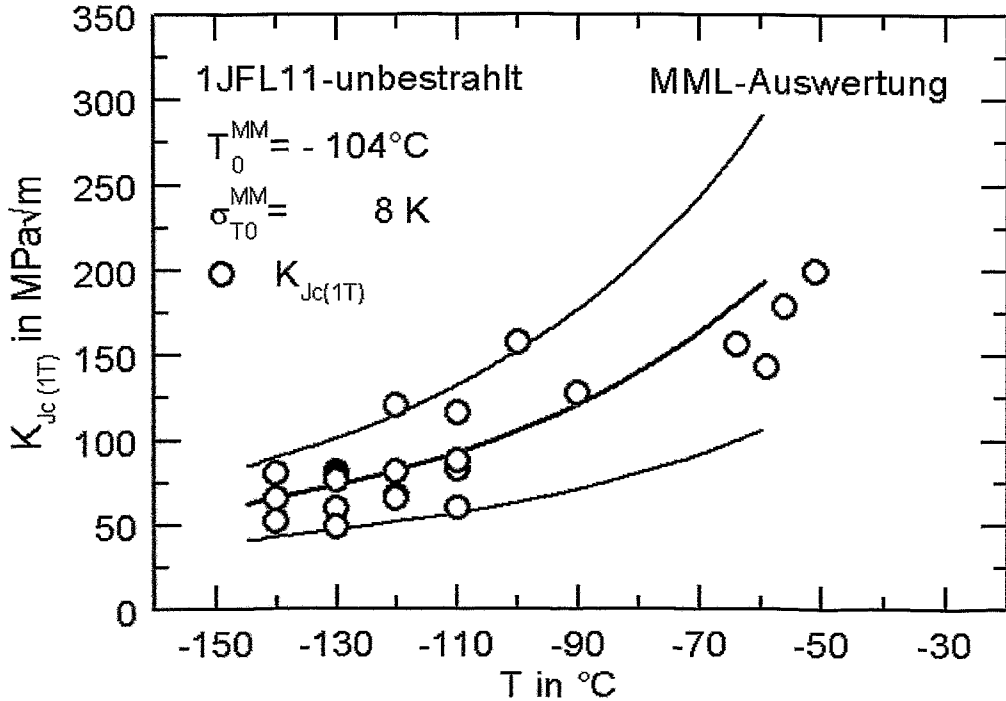


Bild 4.5.12: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem 1JFL11, MML-Auswertung

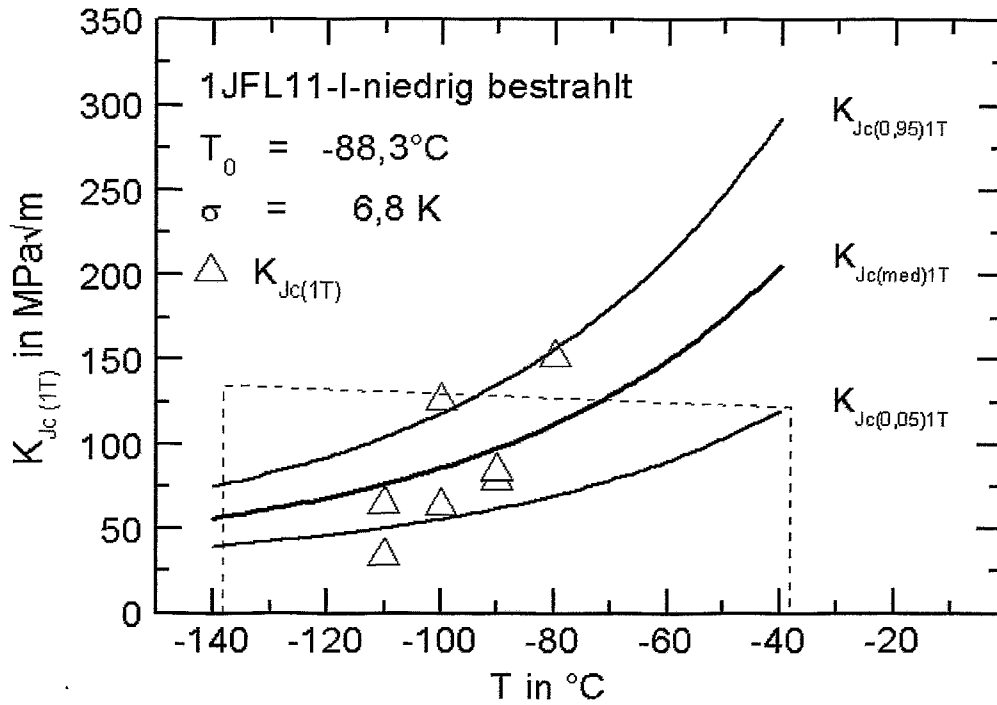


Bild 4.5.13: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und Bruchwahrscheinlichkeit von niedrig bestrahltem 1JFL11

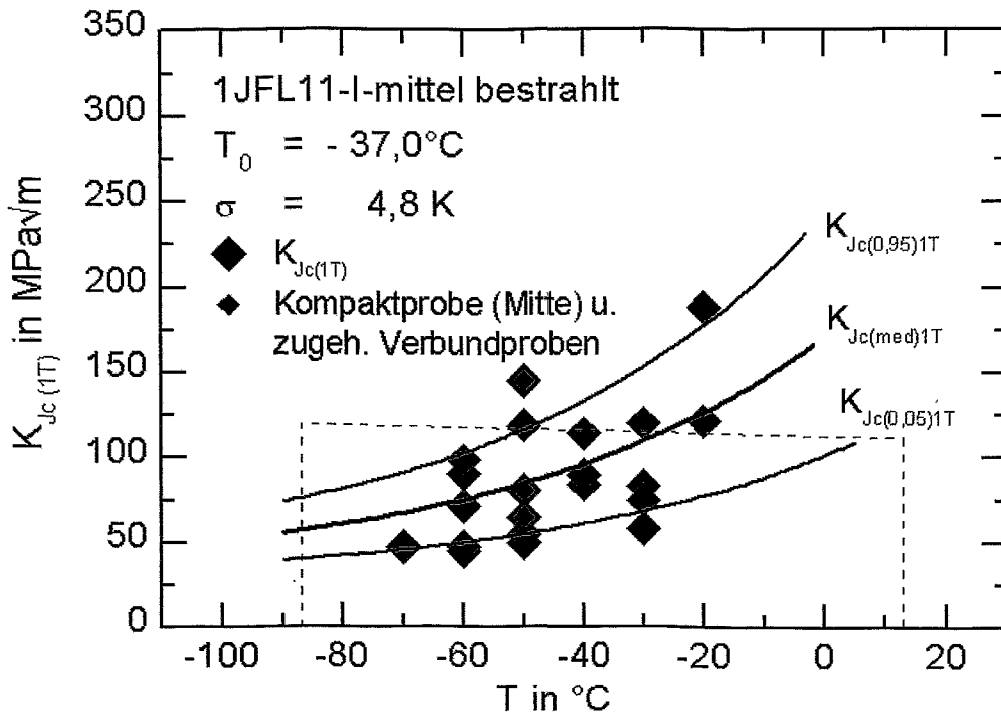


Bild 4.5.14: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 1JFL11

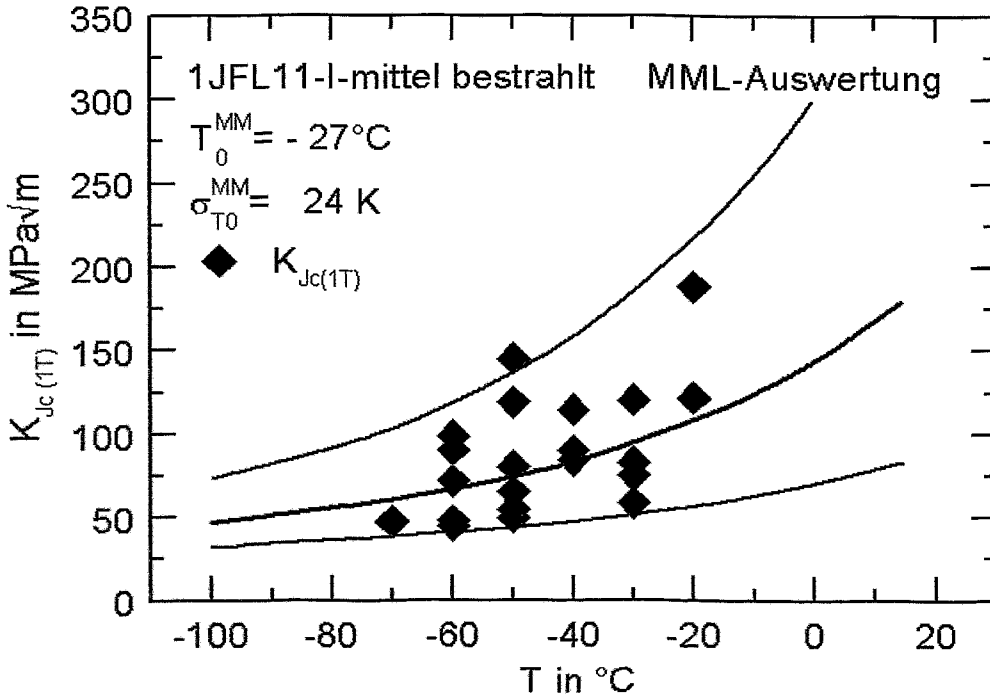


Bild 4.5.15: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem 1JFL11, MML-Auswertung

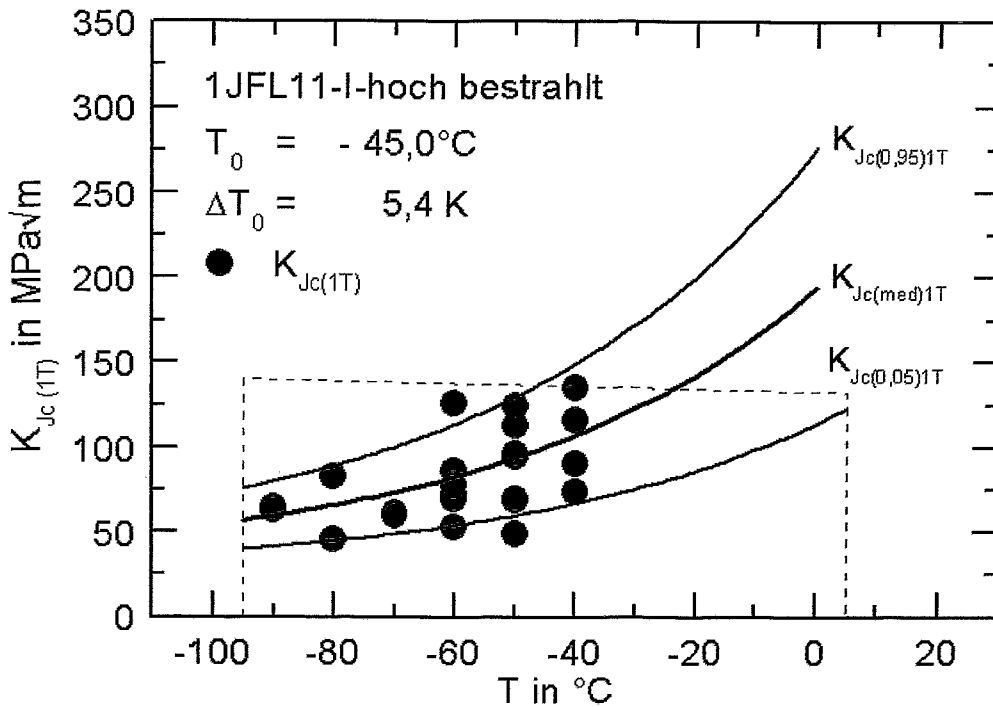


Bild 4.5.16: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem 1JFL11

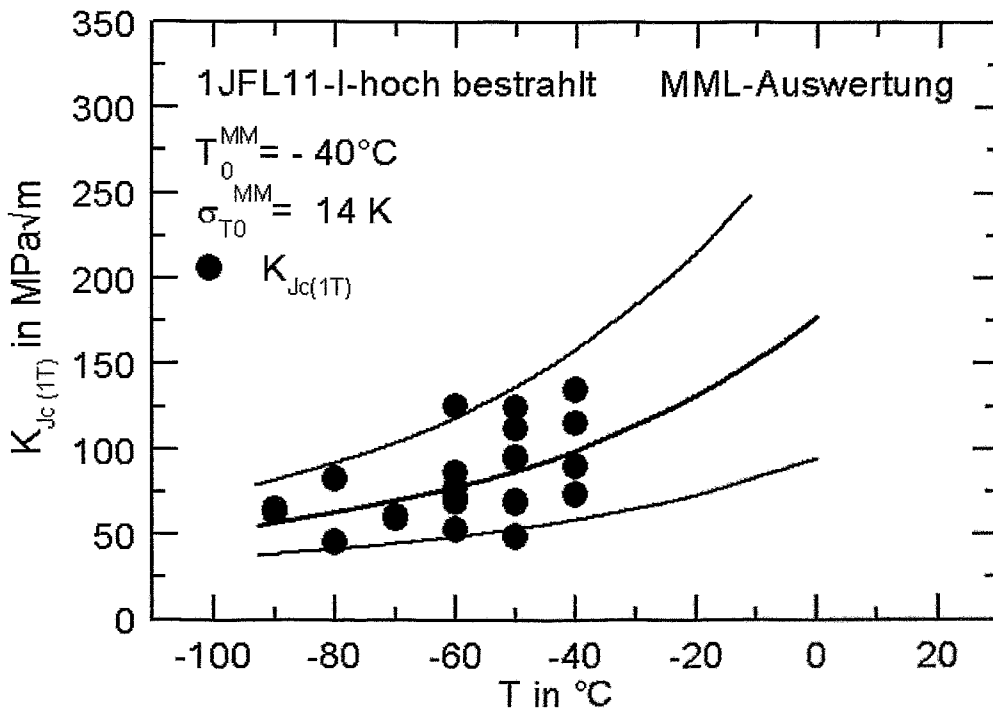


Bild 4.5.17: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem 1JFL11, MML-Auswertung

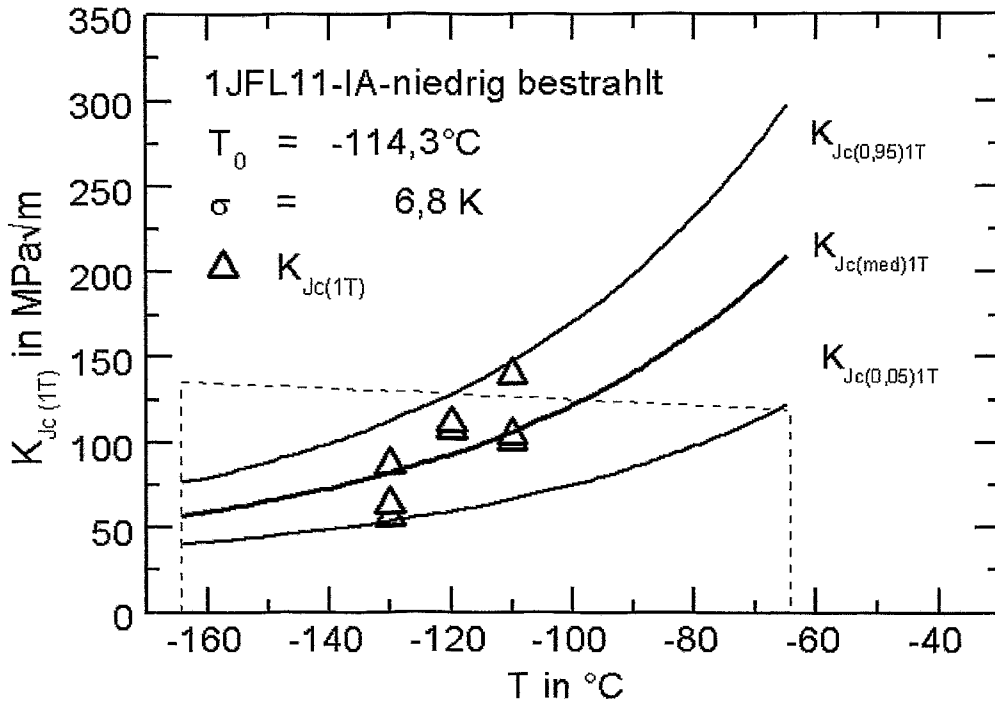


Bild 4.5.18: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von niedrig bestrahltem und ausgeheiltem 1JFL11

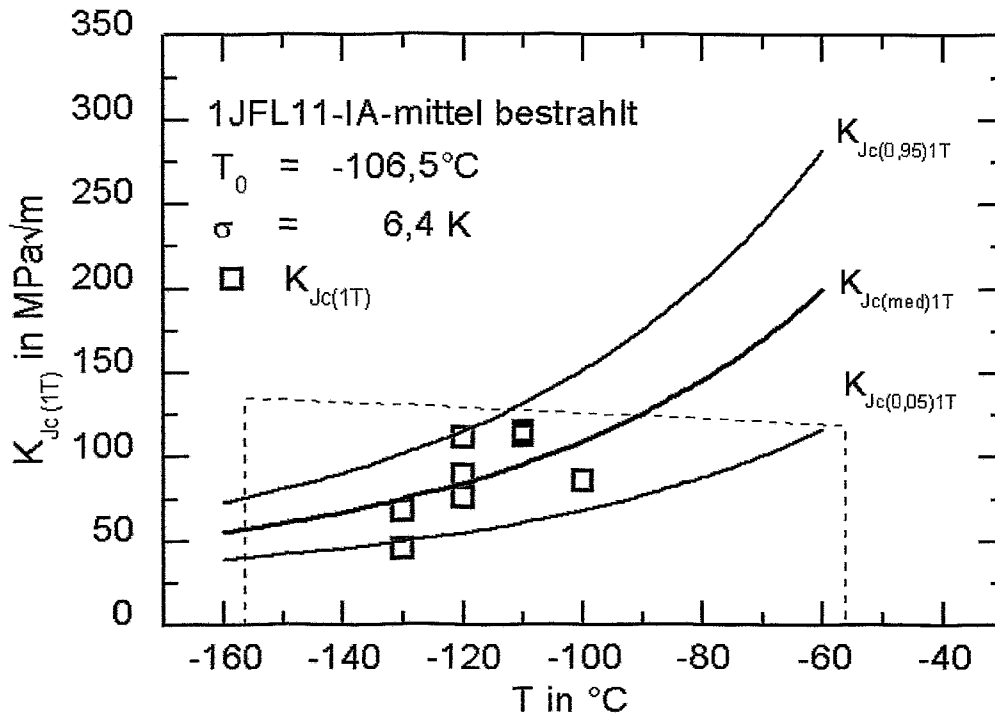


Bild 4.5.19: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem 1JFL11

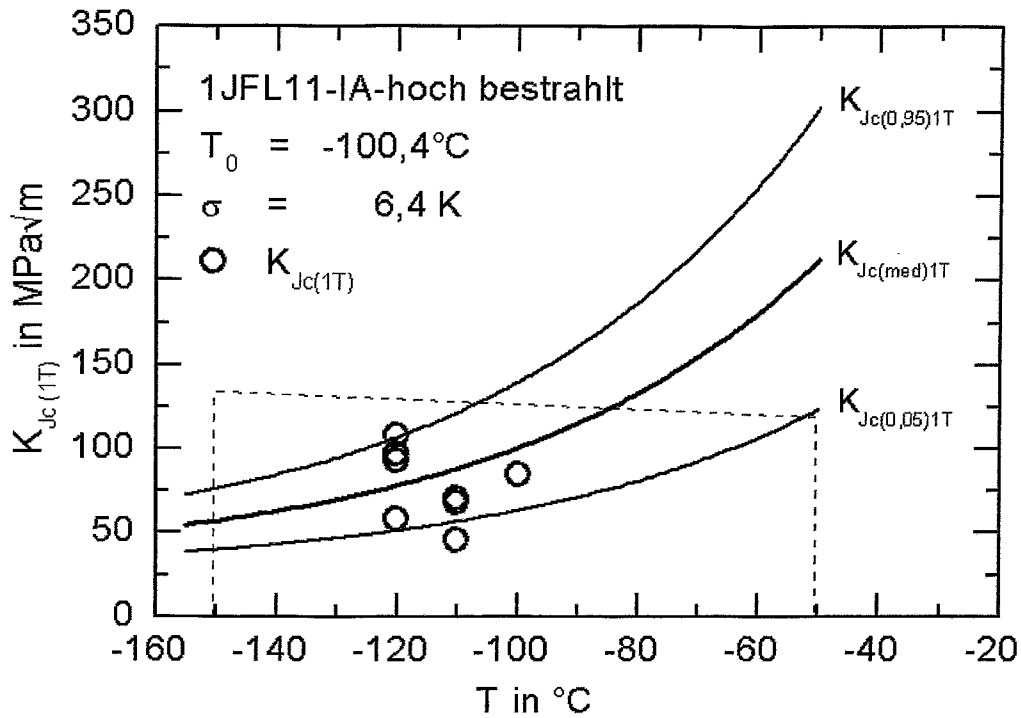


Bild 4.5.20: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem und ausgeheiltem 1JFL11

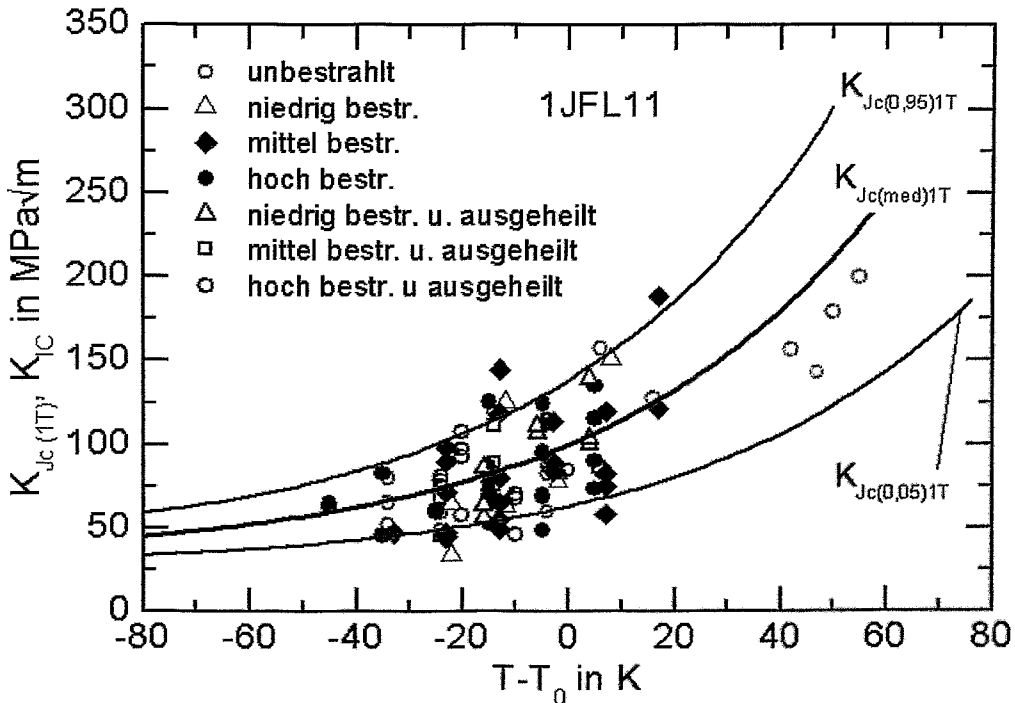


Bild 4.5.21: auf $T-T_0$ normierte $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit aller 1JFL11-Proben

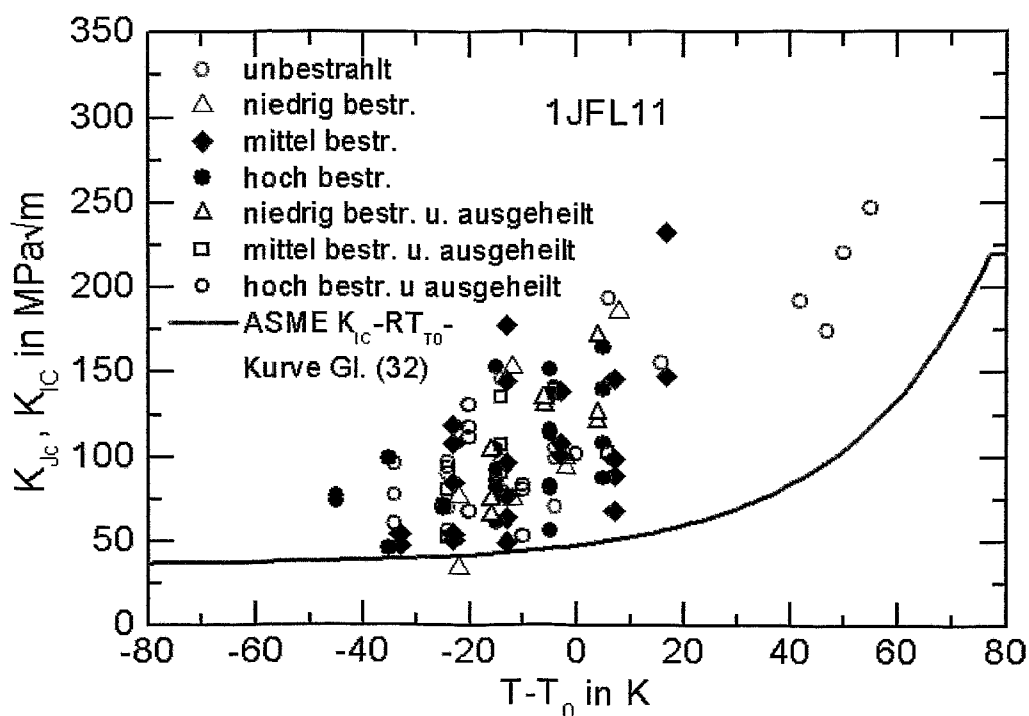


Bild 4.5.22: auf $T-T_0$ normierte K_{Jc} aller 1JFL11-Proben und die mit RT_{T_0} justierte ASME K_{IC} -Referenzkurve Gl. (32)

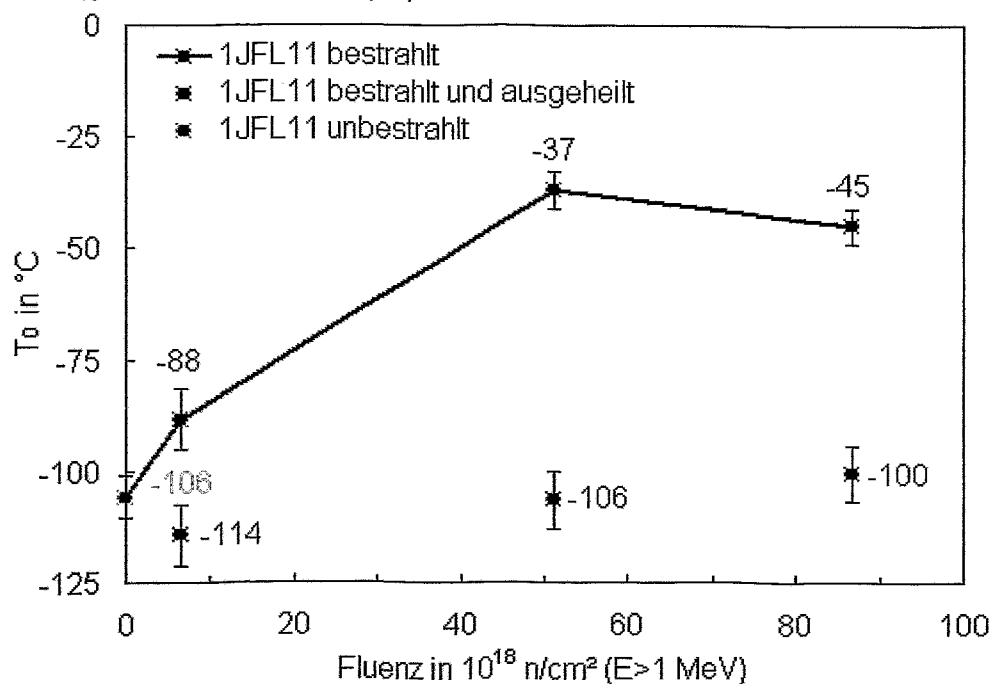


Bild 4.5.23: Einfluss von Neutronenfluenz und Ausheilung auf T_0 bei 1JFL11 ($T_{0,\text{unbestr.}} = -105,8^{\circ}\text{C}$)

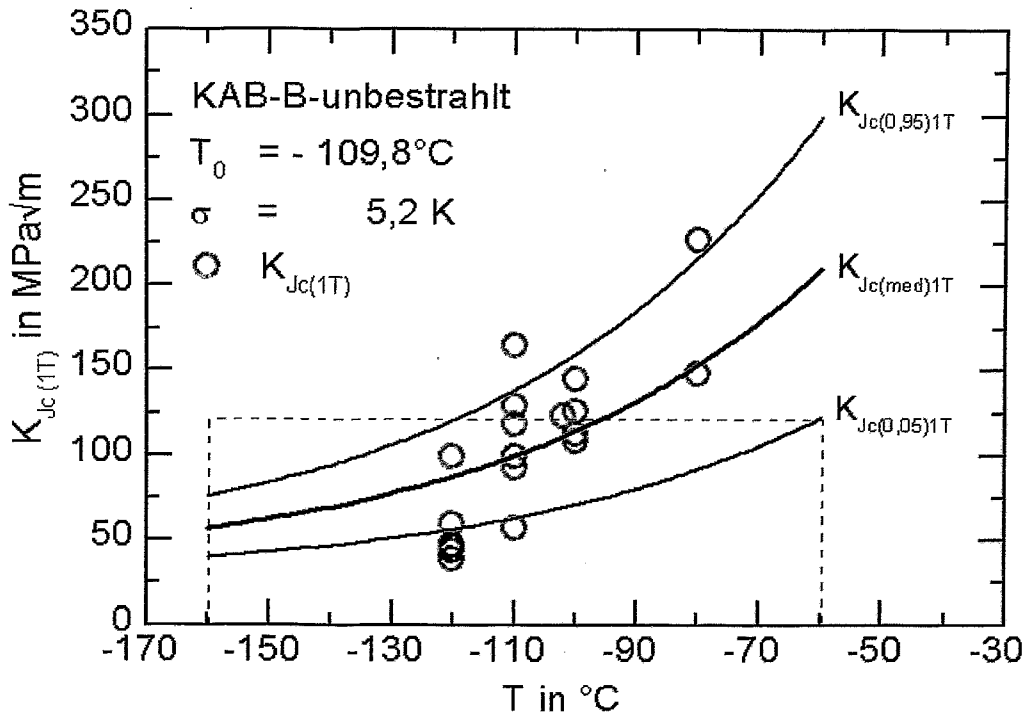


Bild 4.5.24: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von unbestrahltem KAB-B

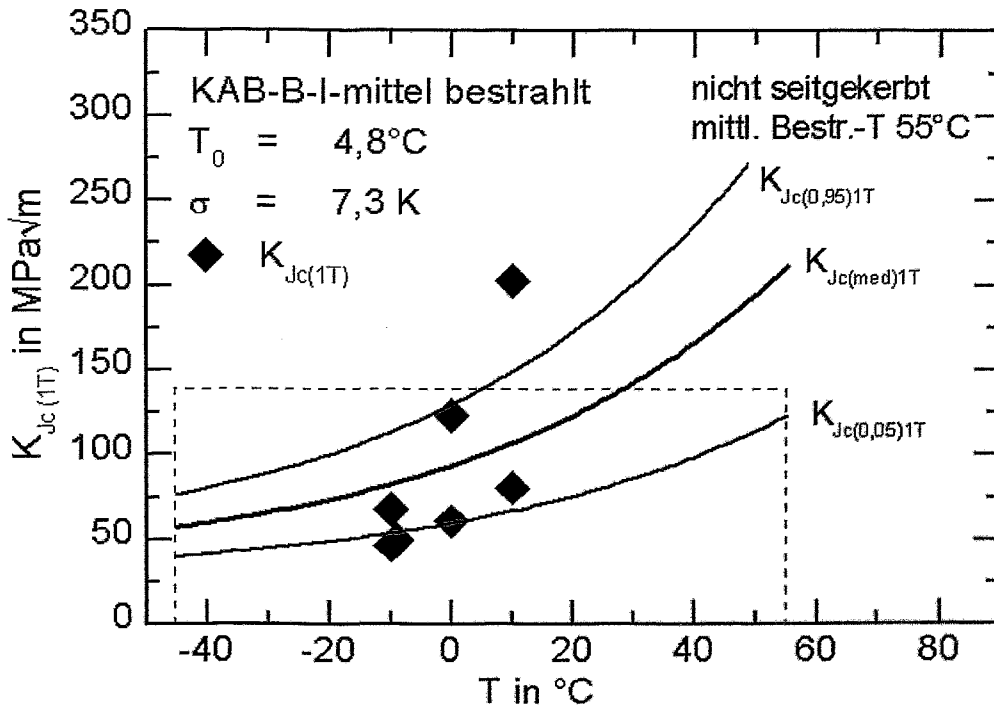
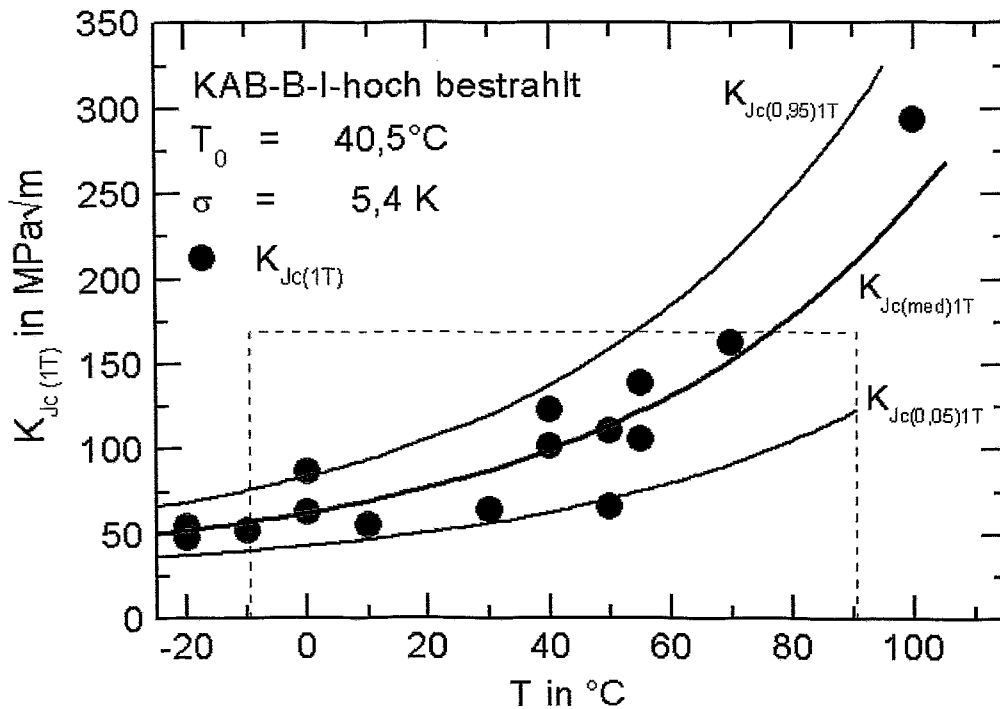
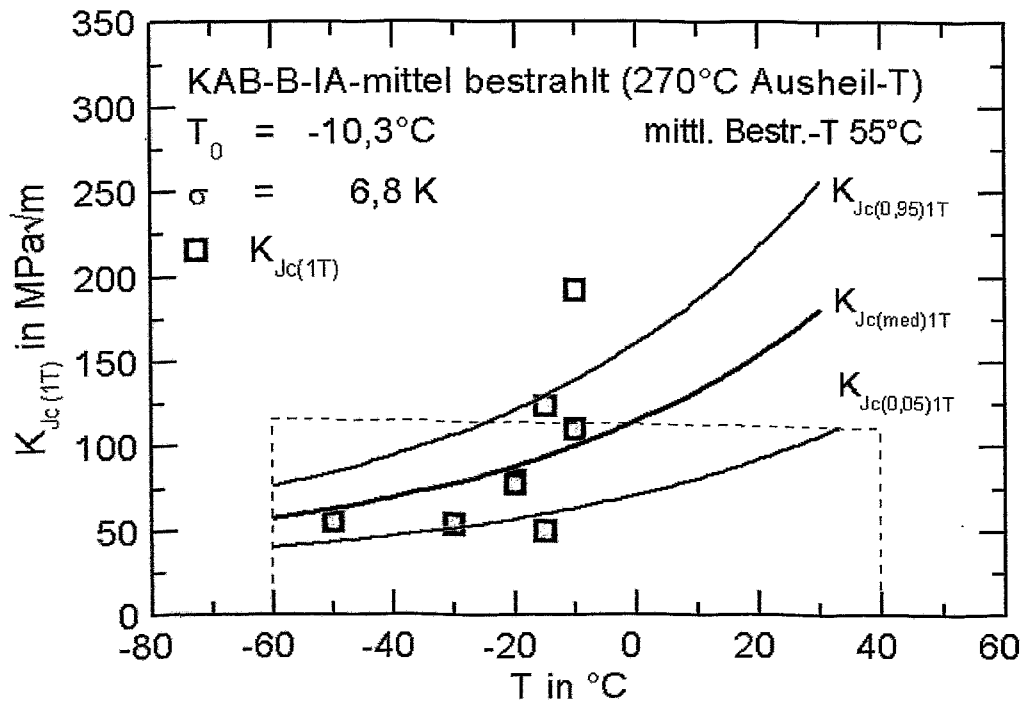


Bild 4.5.25: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem KAB-B, Bestrahlungstemperatur 55°C


 Bild 4.5.26: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von hoch bestrahltem KAB-B

 Bild 4.5.27: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem KAB-B, Ausheiltemperatur 270°C, 100h, Bestrahlungstemperatur 55°C

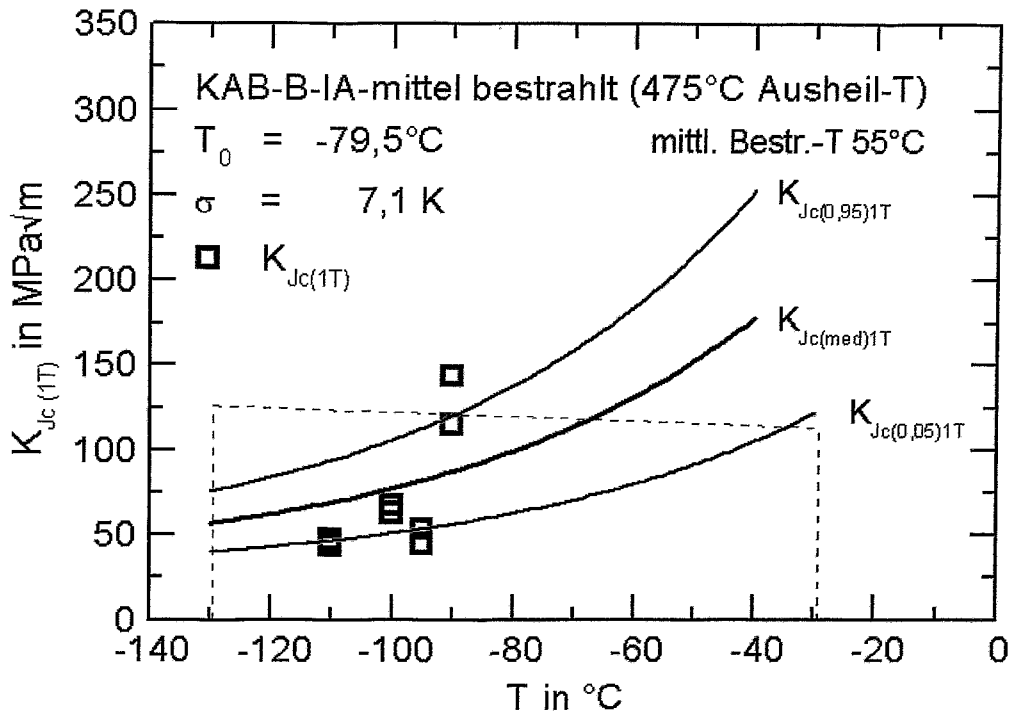


Bild 4.5.28: $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit von mittel bestrahltem und ausgeheiltem KAB-B, Ausheiltemperatur 475°C, 100h, Kühlmitteltemperatur 55°C

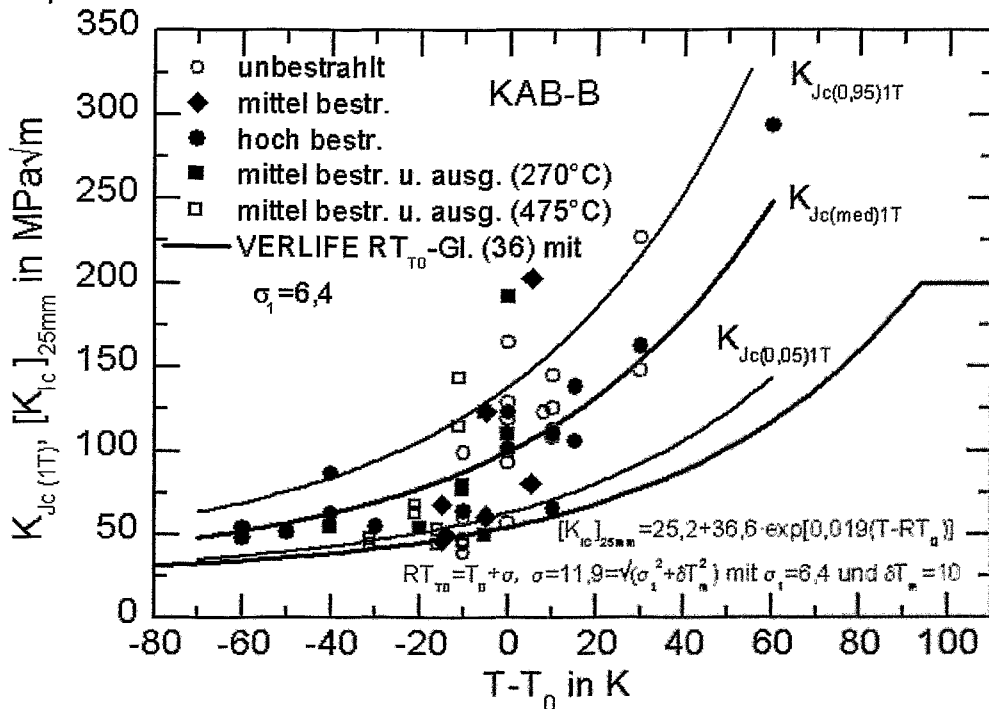


Bild 4.5.29: auf $T-T_0$ normierte $K_{Jc(1T)}$ und MC für 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit aller KAB-B-Proben und die T_0 -basierte VERLIFE-Grenzkurve Gl. (36)

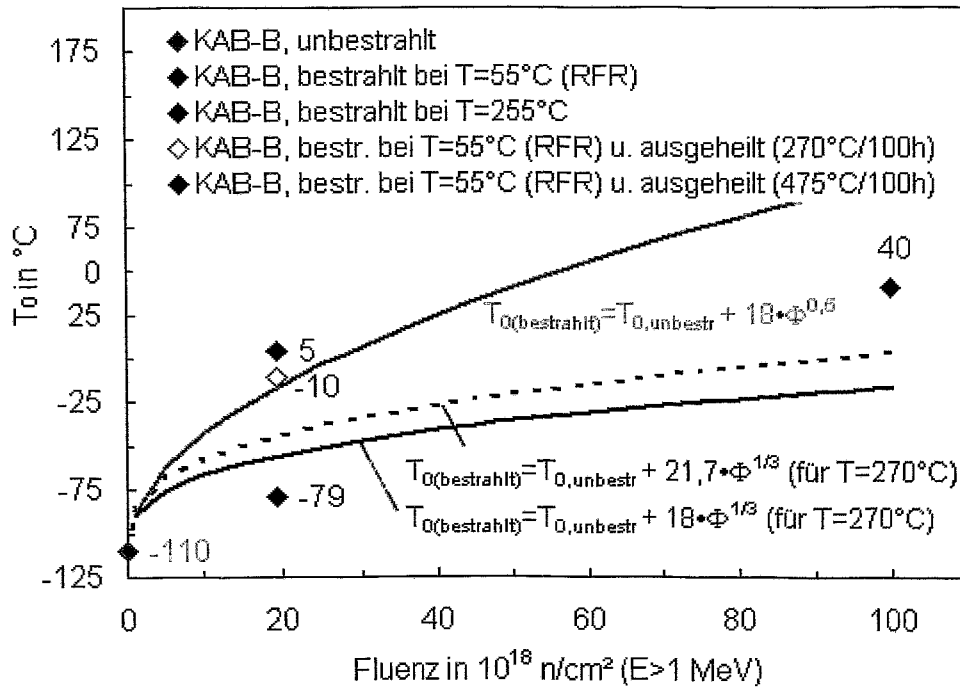


Bild 4.5.30: Bestrahlungs- und Ausheil-Einfluss auf T_0 von KAB-B ($T_{0,\text{unbestr.}} = -109,8^\circ\text{C}$) mit Vorhersageformeln

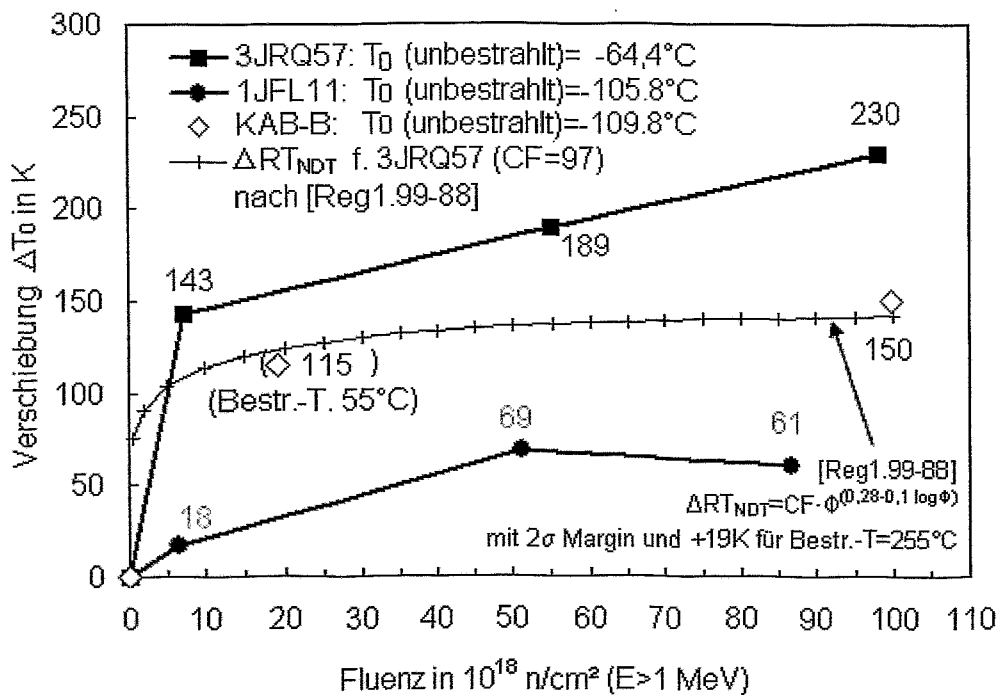


Bild 4.5.31: Bestrahlungsbedingte Verschiebung der Referenztemperatur ΔT_0 bei 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B

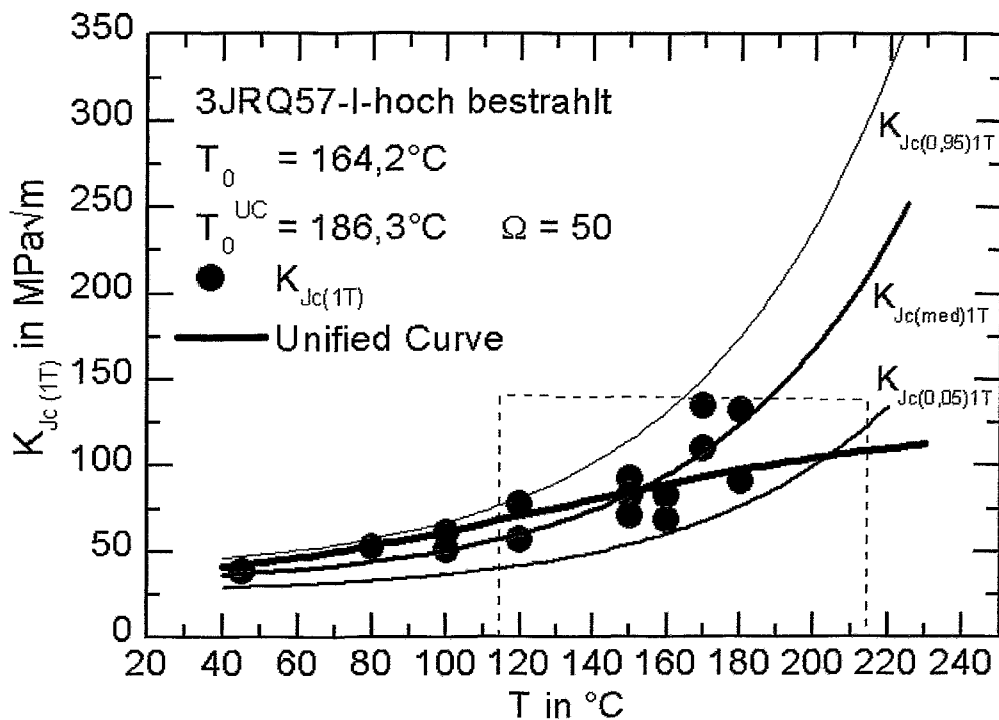


Bild 4.5.32: Unified Curve-Konzept bei hoch bestrahltem 3JRQ57

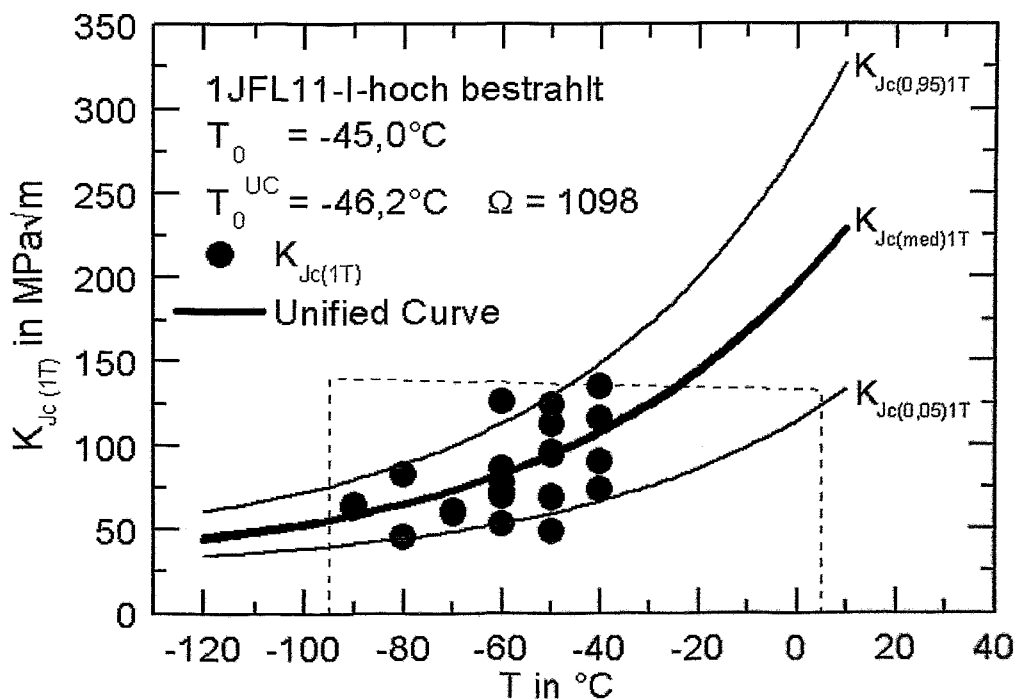


Bild 4.4.33: Unified Curve-Konzept bei hoch bestrahltem 1JFL11

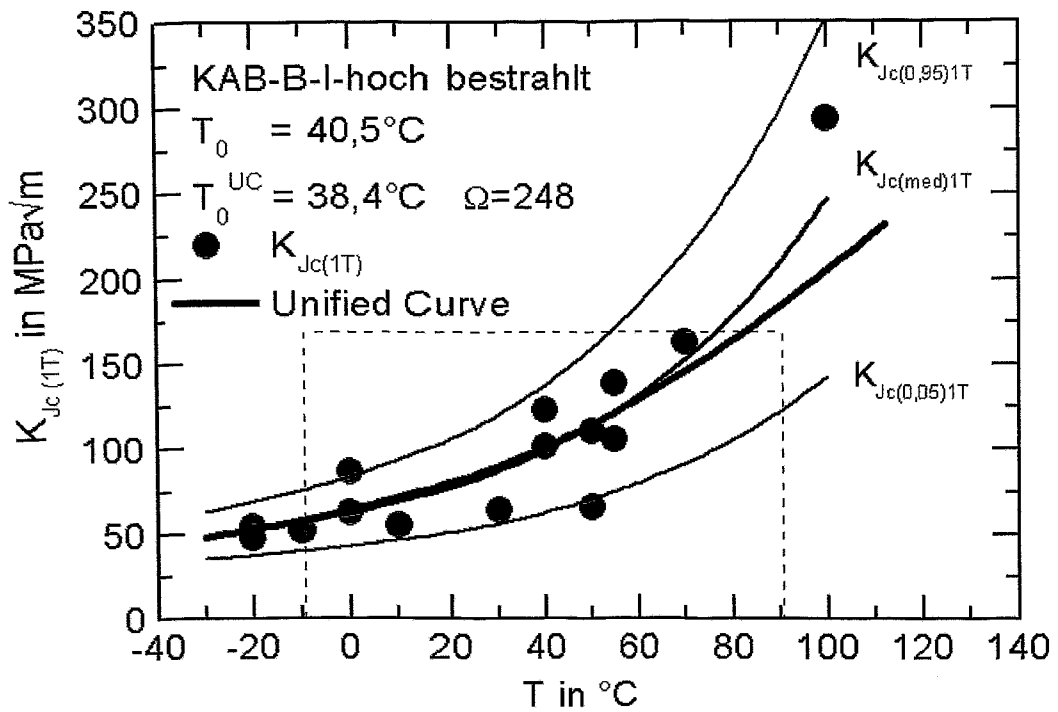


Bild 4.5.34: Unified Curve-Konzept bei hoch bestrahltem KAB-B

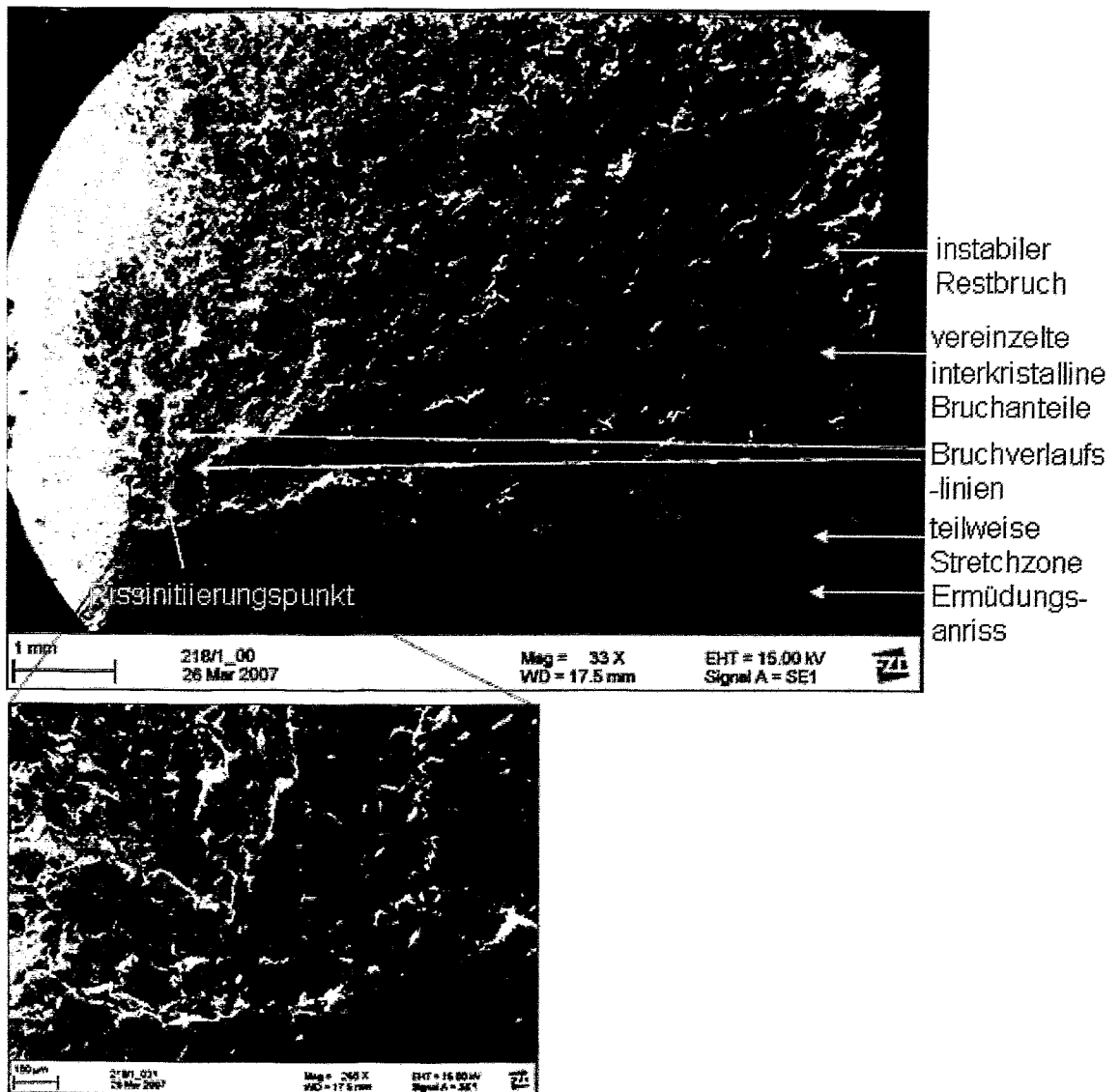


Bild 4.5.35: Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der unbestrahlten 3JRQ57-Probe 218-1 mit Ermüdungsriß, Rissinitiationpunkt (111 µm), und instabilem Spaltbruch

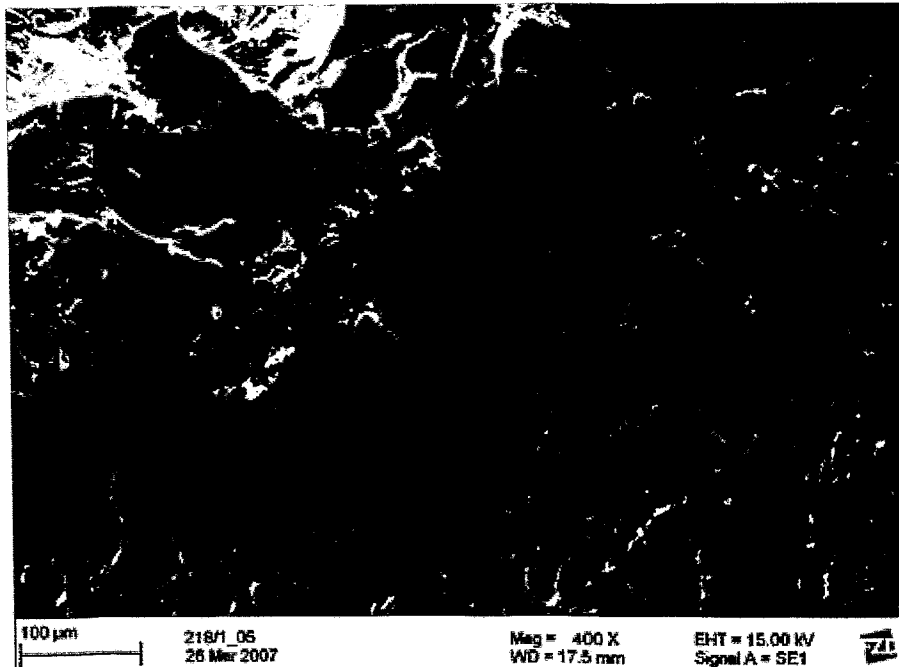


Bild 4.5.36: Detailaufnahme des Stretchzonenbereiches der unbestrahlten 3JRQ57-Probe 218-1 nahe der Probenmitte, Stretchzoneninseln (rot) und überhängende Rissfronten



Bild 4.5.37: Detailaufnahme der Bruchfläche der hoch bestrahlten 1JFL-Probe VB33 (Prüf-T=-40°C bei $T_0=-44,9^\circ\text{C}$, $K_{Jc_{-1T}}=138 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, zensiert), transkristalliner Spaltbruch (Replika)

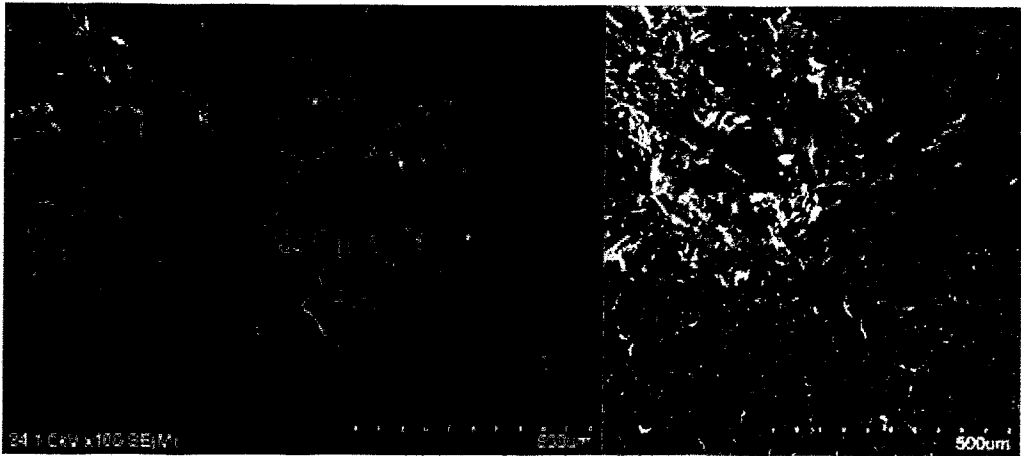


Bild 4.5.38: Rissinitierungspunkte der hoch bestrahlten 1JFL11-Proben VB33 (hohes K_{Jc} , zensuriert) und VB34 (niedriges K_{Jc}), bei gleicher Prüftemperatur 40°C geprüft (Replika)

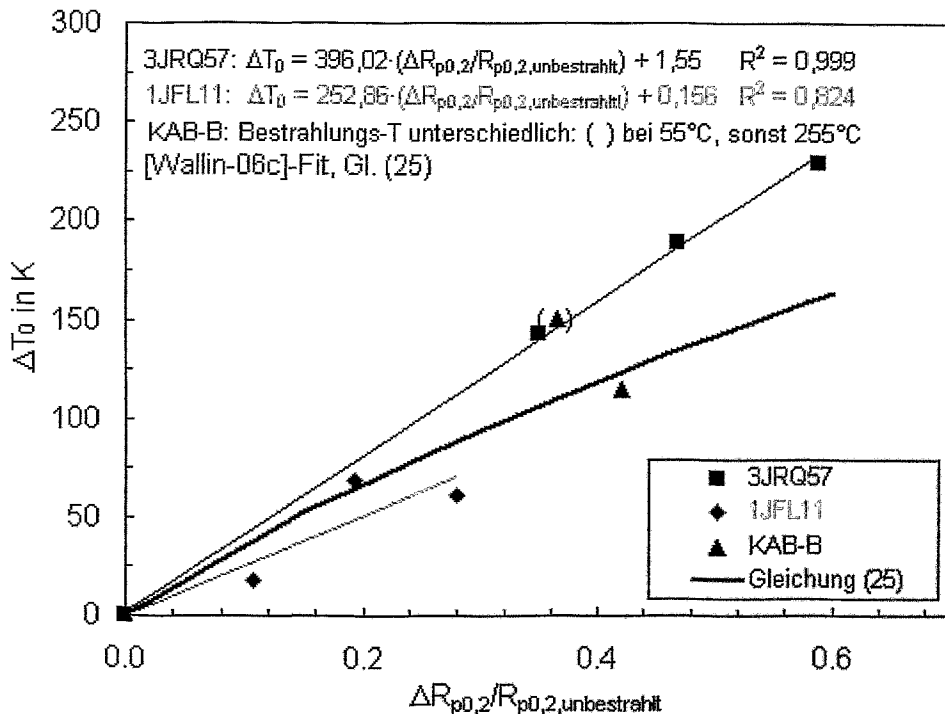


Bild 4.7.1: Korrelation zwischen der Verschiebung der normierten $R_{p0,2\%}$ -Dehngrenze $\Delta\sigma_Y/\sigma_{Y-initial}$ und der Referenztemperaturverschiebung ΔT_0 bei 3JRQ57, 1JFL11 und KAB-B

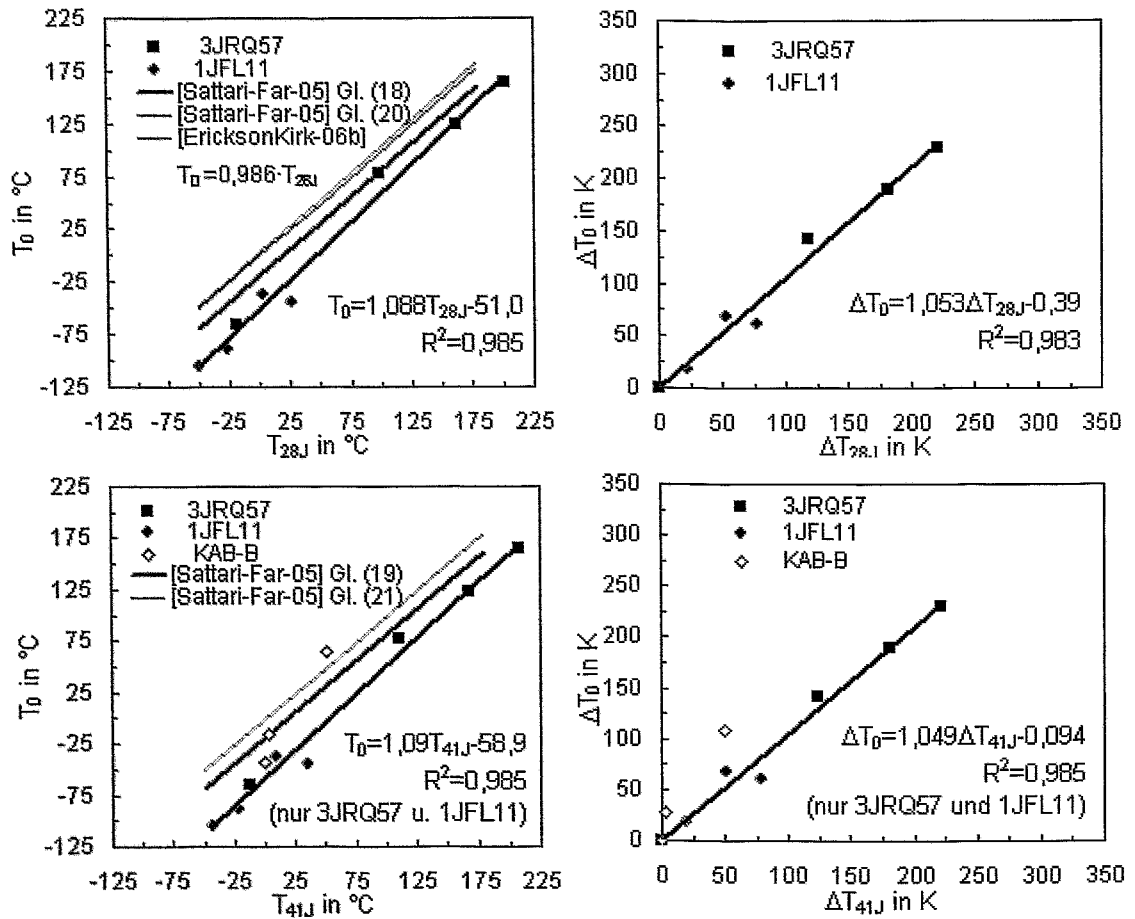


Bild 4.7.2: Korrelation zwischen T_{28J} (bzw. T_{41J}) und T_0 bei 3JRQ57 und 1JFL11, bzw. deren Verschiebungen ΔT_{xxJ} und ΔT_0