
Archiv-Ex.:

FZR-93

April 1995

Archiv-Ex.:

J. Böhmert, M. Große und H.-W. Viehrig

**Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften,
des Bestrahlungs- und des Ausheilverhaltens
von der Tiefenlage in Schmiedestücken des
WWER-Reaktordruckbehälterstahles 15Ch2MFA**

Forschungszentrum Rossendorf e.V.

Postfach 51 01 19 · D-01314 Dresden

Bundesrepublik Deutschland

Telefon (0351) 591 3186

Telefax (0351) 591 2205

Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften, des Bestrahlungs- und des Ausheilverhaltens von der Tiefenlage in Schmiedestücken des WWER-Reaktordruckbehälterstahles 15Ch2MFA

J. Böhmert, M. Große, H.-W. Viehrig

Diesen Bericht hat das Forschungszentrum Rossendorf e.V. im Auftrag des Bundesministers für Bildung und Forschung im Rahmen des Forschungsvorhabens 1500918 angefertigt. Die Verantwortung für den Inhalt dieser Arbeit liegt bei den Autoren. Die Autoren danken dem Bundesminister für die Förderung der Arbeit.

Zusammenfassung

Der Sprödbruchsicherheitsnachweis des Reaktordruckbehälters erfolgt auf der Basis der Prüfung von Proben aus mindestens einem Viertel der Vergütungswanddicke. Diese Tiefenlage wurde experimentell als ungünstige Lage im Hinblick auf den Sicherheitsnachweis ausgewiesen. Für die russischen, in den WWER-Reaktoren eingesetzten Druckbehälterstähle vom Typ 15Cr2MoV und 15Cr2NiMoV ist dieser Effekt noch nicht verifiziert. Es wurden deshalb durch Härtemessungen, Zug-, Kerbschlag- und 3-Punktbiegeversuche mechanisch-technologische und bruchmechanische Kennwerte in ihrer Abhängigkeit von der Tiefenlage ermittelt und mit Ergebnissen an ASTM-Stählen verglichen. Gleichzeitig wurden mit einem breiten Spektrum von Strukturanalyseverfahren die tiefenlagenbedingten Gefügeunterschiede untersucht. Die Schmiederingabschnitte der WWER-Stähle zeigen eine vergleichsweise geringe Tiefenlagenabhängigkeit, bei der die 1/4 Tiefenlage nicht in allen Fällen die ungünstigsten Zähigkeitseigenschaften aufweist. Um dies zu erklären, müssen zusätzlich zur unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeit beim Vergüten auch andere Einflüsse der Herstellung in Betracht gezogen werden. Bei Bestrahlung werden ursprünglich vorhandene Unterschiede zwischen den Tiefenlagen nivelliert. Gegen die Verwendung von 1/4-T-Proben im Surveillance-Programm sind keine sicherheitstechnischen Bedenken erkennbar, wenn im Ausgangszustand durch Prüfung von Proben aus unterschiedlichen Tiefenlagen der ungünstigste Zustand erfaßt worden ist.

Abstract

The integrity assessment of the reactor pressure vessel against catastrophic failure refers to the testing of specimens from at least one quarter of the overall wall thickness. This position has been experimentally proven to be the most critical one. For the Russian steels 15Cr2MoV and 15Cr2NiMoV used in the VVER-type pressure vessels the effect has not yet been verified. Therefore hardness, tensile, Charpy-V impact and 3-point bending tests were carried out to ascertain the dependence of mechanical and fracture mechanics parameters on the depth position and to compare with the results of ASTM-type steels. Besides the differences of the microstructure were investigated by several structure analysis methods. The forgings of VVER-type steels show a relatively insignificant influence of the depth position. The one-quarter-position does not possess the most unfavourable toughness in all cases. This cannot be explained by exclusively considering different cooling rates during quenching. Further effects of the manufacturing process must be taken into account. Irradiation seems to level out the toughness differences. There are no safety-related objections against using of one-quarter-specimens within the framework of the surveillance programmes if in the initial state by testing of specimens over the thickness.

Inhaltsverzeichnis

Seite

Kurzfassung

Abstract

1.	Aufgabenstellung	1
2.	Die Tiefenlagenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bei RDB-Stählen - Literaturübersicht	2
2.1	RDB-Stähle nach ASTM- und KTA-Standard	2
2.2	WWER-RDB-Stähle	4
2.3	Ursachen der Tiefenlagenabhängigkeit	5
3.	Arbeitsprogramm	10
4.	Beschreibung der experimentellen Bedingungen	10
4.1	Werkstoffe	10
4.2	Bestrahlung und Ausheilung	11
4.3	Mechanische Prüfung	11
4.4	Strukturanalyseverfahren	12
4.5	Simulationsexperimente	14
5.	Ergebnisse	15
5.1	Mechanische Eigenschaften	15
5.1.1	Unbestrahlter Zustand	15
5.1.1.1	Härte	15
5.1.1.2	Ergebnisse der Zugversuche	15
5.1.1.3	Ergebnisse des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuches	16
5.1.1.4	Ergebnisse des 3-Punktbiegeversuches	17
5.1.2	Bestrahlter Zustand	18
5.1.3	Ausgeheiltes Zustand	19
5.2	Gefügeuntersuchungen	20
5.2.1	Unbestrahlter Zustand	20
5.2.1.1	Metallographische Untersuchungen	20
5.2.1.2	REM- und TEM-Untersuchungen	20
5.2.1.3	Untersuchungen mit Beugungsmethoden	22
5.2.1.4	Messung der Elementverteilung	24
5.2.1.5	Tiefenlagenabhängigkeit des elektrochemischen Rauschens	24
5.2.1.6	Mikromagnetische Messungen	25
5.2.1.7	Positronenannihilation	25
5.2.2	Bestrahlter Zustand	26
5.3	Simulationsexperimente	27
5.4	Korrelationen zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften	28
5.4.1	Einfluß des Gehaltes an voreutektoidem Ferrit	28
5.4.2	Einfluß des Karbidgefüges	29
5.4.3	Einfluß der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen	30
5.4.4	Modellierung des Bruchverhaltens	30
6.	Diskussion und Bewertung	33
6.1	Einfluß tiefenlagenabhängiger Gefügeparameter auf das mechanische Verhalten	33
6.2	Sicherheitstechnische Konsequenzen	34

	Seite	
6.2.1	Verfahren des Sprödbruchsicherheitsnachweises für WWER-RDB	35
6.2.3	Abschätzung der zulässigen maximalen Neutronenbelas- tung (EOL)	39
6.2.4	Zusätzliche tiefenlagenabhängige Einflüsse bei der sicher- heitstechnischen Bewertung des RDB	41
7.	Zusammenfassung	44
Literaturverzeichnis		
Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen		
Verzeichnis der Tabellen		
Verzeichnis der Abbildungen		
Tabellen		
Abbildungen		

1. Aufgabenstellung

Die Integrität des Reaktordruckbehälters (RDB) eines Leichtwasserreaktors muß unter allen Bedingungen, selbst unter den der hypothetischen Auslegungstörfälle, erhalten bleiben.

Das setzt u.a. ausreichende Zähigkeits- und Festigkeitseigenschaften der für den RDB verwendeten Werkstoffe voraus, die sich nicht unkontrolliert und über zulässige Margen hinaus als Folge der Betriebsbelastung verschlechtern dürfen. Im kernnahen Bereich ist vor allem die Abnahme der Zähigkeit durch die Neutronenbestrahlung zu beachten. Voreilende Vor-Ort-Bestrahlungsprogramme mit Einhängeproben (Surveillanceprogramme) und Trendkurven, die den empirischen Zusammenhang zwischen Eigenschaftsänderung und Neutronenfluenz für unterschiedliche Materialzusammensetzungen wiedergeben, erfassen diesen Einfluß.

RDB sind dickwandige Komponenten mit typischen Wandstärken von 150...300 mm. Bei Bauteilen dieser Dimension sind Eigenschaftsgradienten innerhalb der Dicke unvermeidlich. Sie resultieren aus Unterschieden in den Erstarrungsbedingungen, dem Durchschmiedegrad und der Abkühlungsgeschwindigkeit. Das kerntechnische Regelwerk [1,2] berücksichtigt diesen Einfluß, in dem als Probenentnahmeort mindestens ein Viertel der Vergütungswanddicke (1/4-T-Lage), höchstens jedoch 80 mm unter der zylindrischen Oberfläche vorgeschrieben wird. Die 1/4-T-Lage besitzt im Vergleich zur Oberflächenlage (0-Lage) eine höhere Übergangstemperatur im unbestrahlten Ausgangszustand und eine stärkere Bestrahlungsempfindlichkeit, wie umfangreiche Untersuchungen im Rahmen des amerikanischen "Heavy Section Steel Technology (HSST) Program" zeigten [3]. Mit einer solchen Prüfstrategie erhält man folglich konservative Sicherheitsbewertungen. Sie ist allgemein akzeptiert und in die nationalen Regelwerke [4] übernommen worden.

Für die russischen RDB-Stähle existieren vergleichbare Untersuchungen nicht. Sie unterscheiden sich aber im Werkstoffkonzept und in der Technologie ihrer Fertigung hinreichend deutlich, um nicht ohne Bedenken eine Übertragung der Bewertungsbasis für ASTM-gebundene (oder ASTM-nahe) RDB-Stähle akzeptieren zu können. Ein experimentelles Ergebnis [5] jüngeren Datums am russischen RDB-Stahl 15Ch2MFA, der für die Reaktoren des Typs WWER-440 eingesetzt wird, weist auf eine Tiefenlagenabhängigkeit hin, die nicht die nach [3] ausgewiesene Charakteristik besitzt.

Die mit der Einsatzzeit zunehmende Versprödung des Druckbehälters ist für die WWER-Reaktoren, besonders für die der älteren WWER-440/230-Baulinie, hochgradig sicherheitsrelevant. Das resultiert vor allem aus der schlanken Bauweise des Reaktordruckbehälters, die zu deutlich höheren Neutronenflußdichten an der Reaktorwandung führt, aber auch aus sicherheitstechnischen Mängeln in der Qualitätssicherung, der Schweißtechnologie und dem Versprödungsüberwachungsprogramm.

Aus diesem Grund sind alle in die RDB-Sicherheitsbewertung eingehenden Einflüsse für WWER-Anlagen besonders genau zu prüfen, damit die Konservativität der Bewertung nicht unbemerkt verlorengeht. Eine Überprüfung des Einflusses der Tiefenlage auf die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften der russischen RDB-Stähle ist dazu ein wichtiger Beitrag. Hierdurch können die Sicherheitsbewertungen an WWER-Reaktoren qualifiziert und eventuell mögliche Fehleinschätzungen vermieden werden.

Das bislang für Experimente zur Verfügung stehende Untersuchungsmaterial ist sehr begrenzt. Insbesondere besteht keine Möglichkeit, mit sinnvollem Aufwand zusätzliche Ergebnisse zur Tiefenlagenabhängigkeit im bestrahlten und ausgeheilten Zustand zu erhalten. Deshalb sollen Untersuchungen der mikrostrukturell bedingten Einflüsse auf die Tiefenlagenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften sowie auf das Bestrahlungs- und Ausheilverhalten Ansätze liefern, die verallgemeinerungsfähige Aussagen und sicherheitstechnische Schlußfolgerungen für die gesamte Lebenszeit der Anlage ermöglichen.

Der vorliegende Bericht umfaßt

- die Charakterisierung des Materialzustandes mit vorzugsweise mechanisch-technologischen Kennwerten an un- und bestrahlten sowie ausgeheilten Proben,
- Ergebnisse über den Einfluß der Tiefenlage, der Bestrahlung und des Ausheilens auf die Mikrostruktur und
- Aussagen zu den sicherheitstechnischen Konsequenzen.

Die Untersuchungen beziehen sich vorzugsweise auf den WWER-440-RDB-Stahl 15Ch2MFA. Zur vergleichenden Bewertung werden Experimente an 2 japanischen RDB-Stählen gemäß ASTM-Standard herangezogen.

2. Die Tiefenlagenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bei RDB-Stählen - Literaturübersicht

2.1. RDB-Stähle nach ASTM- und KTA-Standard

Wesentliche Ergebnisse zur Tiefenlagenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften wurden im Rahmen des amerikanischen HSST-Programmes gewonnen. Abb. 2.1 zeigt die Variation von Festigkeits- und Zähigkeitswerten über der Tiefenposition für eine 300 mm starke gewalzte Platte aus dem Druckbehälterstahl A 533, grade B, Class 1 nach [6]. In Abb. 2.2 werden die Kerbschlagarbeit-Temperaturkurven für 3 verschiedene Tiefenlagen gegenübergestellt. Die Abbildungen lassen erkennen, daß ein Einfluß der Tiefenlage vor allem in einer ca. 0.15-T-starken Randschicht ($T = \text{Materialdicke}$) festgestellt werden kann. In dieser Randschicht fallen Festigkeit und Streckgrenze, während die Sprödbbruchübergangstemperatur sowohl im Fallgewichtstest als auch im Kerbschlagbiegeversuch deutlich ansteigt. Dehnung und Brucheinschnürung variieren vergleichsweise nur schwach. Die Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage ist für die Randlage niedriger. Im Bereich zwischen 0.15 - 0.85 T ist im Rahmen der Streuung keine systematische Tiefenlagenabhängigkeit mehr zu beobachten.

Untersuchungen von Loss [7] mit Hilfe von Dynamic-Tear-Tests an Proben unterschiedlicher Orientierung und Dicke aus je einer 150 mm und einer 300 mm starken Walzplatte aus dem gleichen Stahl bestätigen das Ergebnis. Allerdings ist für Proben von 75 mm Dicke abweichend vom Ergebnis gemäß Abb. 2.2 die Energieaufnahme in der Zähigkeitshochlage im Randbereich signifikant höher als im Inneren der Platte. Das Resultat ist schwer interpretierbar, da einer 75 mm breiten Probe keine hinreichend eindeutige Tiefenposition mehr zugeordnet werden kann.

Eine höhere Bruchzähigkeit im Randbereich und eine nur schwach positionsabhängige Zähigkeit im Kernbereich der 300-mm-Platte wird von Mager [8] anhand 25 mm dicker CT-Proben unterschiedlicher Orientierung am gleichen Material festgestellt. Abb. 2.3 gibt die Ergebnisse nach [8] wieder. Die Meßpunkte sind Mittelwerte aus K_{Ic} -Werten für Proben aus unterschiedlicher Orientierung.

Eine Asymmetrie der Tiefenlagenabhängigkeit weisen Belcher und Druce [9] an einem 545 mm dicken Schmiedestück aus A 508, Class 3 (Abb. 2.4) aus. Diese Asymmetrie ist auch in der Reißwiderstandskurve (1-CT-Probe) erkennbar (Abb. 2.5). Die Unterschiede liegen allerdings im typischen Streubereich derartiger Messungen und sind gering gegenüber dem Einfluß der Orientierung.

Für den ursprünglich in Deutschland nach KTA 3201.1-Spezifikation verwendeten Druckbehälterstahl 22NiMoCr37 gibt Klausnitzer [10] eine Darstellung des Eigenschaftsgradienten innerhalb der Wanddicke eines 540 mm Flansch-Segment-Schmiedestückes (Abbn. 2.6-2.7), die kongruent mit den oben erwähnten Ergebnissen ist. Auffällig ist der starke Gradient im Zähigkeitsverhalten, ausgewiesen durch die Kerbschlagzähigkeit bei 0 °C und durch die Sprödbbruchübergangstemperatur NDT, im Randbereich. Auch hier ist eine leichte Asymmetrie bezogen auf die Wandmittelebene erkennbar.

Jüngere Daten zur Tiefenlagenabhängigkeit können aus den Untersuchungen im Rahmen des "IAEA Coordinated Research Programme on Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and Their Analysis" [11] gewonnen werden. Der Einfluß der Tiefenlage wurde im Programm nicht definitiv untersucht, so daß nur eine sehr begrenzte Anzahl von Daten zur Verfügung steht. Die aus den Angaben der Hersteller [12] erhaltenen Tiefenlagenabhängigkeiten einiger mechanischer Kennwerte sind für einen 290 mm dicken Schmiedering aus A 508, Class 3 in den Abbn. 2.8 und 2.9 und für eine 225 mm dicke Walzplatte aus A 533 B, Class 1 in den Abbn. 2.10 und 2.11 wiedergegeben. Abb. 2.12 zeigt die aus japanischen Tests an der Walzplatte gewonnenen Daten. Den Einfluß der Tiefenlage auf die Sprödbbruchübergangstemperatur, definiert für eine Kerbschlagenergie von 41J und auf die Kerbschlagenergie in der Hochlage, unter Verwendung aller Ergebnisse des CRP-Programmes zeigt Abb. 2.13.

Finnische Untersuchungen aus A 533 B, Class 1 geben Hinweise auf den Einfluß der Tiefenlage auf bruchmechanische Kenngrößen [13] im Bereich von ca. 0.15... 0.40 T (40...85 mm). Während in diesem Bereich der Einfluß der Tiefenlage auf die Charpy-V-Kerbschlagenergie vernachlässigt werden kann, weisen ermüdungsangerissene, seitgekerbte Proben einen deutlichen Einfluß der Tiefenlage derart auf, daß mit wachsender Tiefe die Zähigkeit, ermittelt als dynamische und statische Reißinitierungszähigkeit bzw. als Kerbschlagenergie, abnimmt. Im Bereich des duktilen Materialverhaltens verschwindet dieser Tiefenlageneinfluß. Abb. 2.14 demonstriert ein Beispiel dieses Verhaltens.

Grundsätzlich liefern alle Untersuchungen einen ähnlichen Verlauf der mechanischen Eigenschaften über die Tiefenlage. Sie bestätigen, daß bei Prüfung von Proben aus 1/4-T-Lagen das Verhalten der Randbereiche konservativ bewertet wird.

Vergleichsweise wenig Ergebnisse weist die Literatur zum Einfluß der Tiefenlage nach Neutronenbestrahlung aus. Berggren und Stelzman [14] werten ein umfangreiches Bestrahlungsprogramm am Oak Ridge Research Reactor bei Bestrahlungstemperaturen von 65 - 290 °C und nach Fluenzen von $(5.4 - 12.5) \times 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) an den 300 mm dicken Walzplatten aus A 533 B, Class 1 des HSST-

Programmes aus. In Tab. 2.1 sind aus dieser Arbeit die Bestrahlungssuszeptibilität für Streckgrenze und Verschiebung der Sprödbruchübergangstemperatur angegeben. Die Ergebnisse lassen nicht erkennen, inwieweit der schwache Einfluß der Tiefenlage auf die Bestrahlungssuszeptibilität statistisch auch gesichert ist. Immerhin kann mit Vorsicht geschlußfolgert werden, daß - zumindest bei den für die Reaktoreinsatzbedingungen relevanten höheren Bestrahlungstemperaturen - die vorhandenen Eigenschaftsgradienten zwischen Rand- und Kernbereich nicht abgebaut, sondern eher vergrößert werden. Ein Meßwertpaar (Rand- und 1/4-T-Lage) an einer anderen Platte aus dem gleichen Stahl, das nach Bestrahlung mit einer Fluenz von ca. $30 \times 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) bei $150 \text{ }^\circ\text{C}$ im MTR ermittelt wurde, bestätigt diese Tendenz für die Sprödbruchübergangstemperatur [15]. Keinen Tiefenlageneinfluß zeigt die Änderung der Kerbschlagenergie in der Zähigkeitshochlage (USE).

Eine zusammenfassende Berücksichtigung des Einflusses der Tiefenlage gibt Canonico [3]. Nach Mager und Thomas (zitiert in [3]) wächst mit wachsendem Abstand vom Rand die Verschiebung der Sprödbruchübergangstemperatur durch Bestrahlung bei $306 \text{ }^\circ\text{C}$. Das deutet auf eine signifikant stärkere bestrahlungsinduzierte Versprödungsempfindlichkeit für die tieferen Dickenlagen hin. Abb. 2.15 zeigt diesen Befund.

Bohrkernproben (Trepans) aus dem 124 mm dicken Druckbehälter des stillgelegten Siedewasserreaktors Gundremmingen-A liefern Daten zur Tiefenlagenabhängigkeit im bestrahlten Zustand [16,17]. Die Abbn. 2.16 und 2.17 zeigen den Verlauf von Sprödbruch-Übergangstemperatur und Kerbschlaghochlagenenergie über die RDB-Wand nach [16]. Während im unbestrahlten Zustand der bereits erwähnte Verlauf festzustellen ist, tritt im bestrahlten Zustand ein gleichmäßiger Gradient der Zähigkeitszunahme (Verringerung der Übergangstemperatur, Zunahme der Kerbschlaghochlagenenergie) von der Innen- zur Außenwand auf. Durch den exponentiellen Abfall der Neutronenbelastung über die RDB-Wand überlagern sich hier jedoch material- und belastungsbedingte Faktoren. Auf eine tiefenlagenabhängige Bestrahlungssuszeptibilität kann daraus nicht ohne weiteres geschlossen werden, da auch noch Einflüsse der Flußdichte und der Neutronenspektrumshärte wirksam sein können.

2.2 WWER-RDB-Stähle

Die Druckbehälter der WWER-Baureihen werden aus geschmiedeten Ringen unter Vermeidung axialer Längsnähte zusammengesetzt. Abb. 2.18 zeigt den schematischen Aufbau des RDB der Typen WWER-440 und WWER-1000. Für die 140 mm starken Ringe im Kernbereich des WWER-440-RDB wird der Ni-arme Cr-Mo-V-Stahl 15Ch2MFA verwendet, der sich typisch vom Konzept der westlichen RDB-Stähle unterscheidet. Die Zusammensetzung ist auf niedrige Anfälligkeit gegen Anlaßversprödung, thermische Alterung und Neutronenversprödung hin optimiert. Der Vanadiumgehalt erhöht zwar die Festigkeit, verschlechtert aber Zähigkeit und Schweißrißempfindlichkeit. Durch niedrigen C-Gehalt wird der Effekt ausgeglichen. Die 190 mm starken Ringe des WWER-1000-RDB erfordern bessere Durchvergütung und höhere Zähigkeit ohne Festigkeitseinbuße. Deshalb wird für diesen Typ der Ni-haltige Stahl 15Ch2NMFAA verwendet. Der Code AA weist auf besonders hohe Reinheit hin, die für den Stahltyp notwendig ist, um das Anwachsen der

Empfindlichkeit gegen Anlaßversprödung, Alterung und Bestrahlungsversprödung zu eliminieren. Tab. 2.2 enthält typische Spezifikationsbereiche der Zusammensetzung für beide Stahltypen und für die verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe sowie die charakteristischen Daten der Wärmebehandlungstechnologie nach Angaben von Brumovsky [18].

Zum Einfluß der Tiefenlage für WWER-RDB-Stähle sind nur aus einer Arbeit jüngeren Datums [19] Ergebnisse verfügbar. Sie beziehen sich fast ausschließlich auf den WWER-1000-RDB-Stahl 15Ch2NMFAA. Die Abbn. 2.19-2.21 zeigen die in [19] angegebenen Ergebnisse. Die Arbeit enthält keine experimentellen Details, insbesondere auch keine Hinweise zum Wärmebehandlungszustand, so daß die Ergebnisse nicht bewertet werden können. Der Einfluß der Tiefenlage für die 2 unterschiedlich dicken Schmiedestücke aus 15Ch2NMFAA ist in der Tendenz eher gegensätzlich. Bemerkenswert ist, daß im Unterschied zu den Resultaten an westlichen RDB-Stählen am bearbeiteten RDB-Ring die Festigkeitswerte zum Zentrum der Wand ansteigen und daß die Spröbruchübergangstemperaturen für Oberflächen und 1/4-T-Lage etwa gleich, aber deutlich niedriger als für die 1/2-T-Lage sind. Ein Orientierungseinfluß ist nur für die Spröbruchübergangstemperatur festzustellen. Für diesen Parameter ist der Tiefenverlauf auch ausgeprägt asymmetrisch zur 1/2-T-Lage.

2.3 Ursachen der Tiefenlagenabhängigkeit

Als mögliche Ursachen der Tiefenlagenabhängigkeit kommen Änderungen des Gefüges und/oder der Zusammensetzung über dem Querschnitt in Frage. Sie können durch Unterschiede

- in den Erstarrungsbedingungen,
- im Verformungsgrad oder
- in der Abkühlungsgeschwindigkeit beim Vergüten

hervorgerufen werden.

Unterschiede im Kristallisationsablauf zwischen dem zuerst erstarrenden Rand und dem mit geringerer Unterkühlung kristallisierenden Kern des Gußstückes erzeugen Seigerungen, die u.a. auch zu einer heterogenen Verteilung der oxidischen und sulfidischen Einschlüsse führen. Vorzugsweise im Blockinneren ist mit einem erhöhten Anteil von Verunreinigungen und nichtmetallischen Einschlüssen zu rechnen, wobei diese radiale Verteilung axial sehr unterschiedlich ausgeprägt sein kann. Da die Verunreinigungen bekanntlich die Zähigkeit herabsetzen, sollten im Kern des Blockes immer die ungünstigsten Zähigkeitswerte zu erwarten sein. Moderne, für schwere Schmiedestücke entwickelte Sonderverfahren des Umschmelzens oder der pfannenmetallurgischen Nachbehandlung gewährleisten jedoch einen hohen Reinheitsgrad und eine geringe Seigerungsneigung [18-21]. Derartige Erzeugnisse zeigen dann einen hohen Homogenitätsgrad über die Blocklänge und geringe Anisotropie der mechanischen Eigenschaften. Die Abbn. 2.8-2.11 belegen beispielhaft diese Situation. Zudem wird der Gußblock zur Herstellung der nahtlosen Schmiederinge nach angeführter WWER-RDB-Herstellungs-

technologie zentrisch gelocht und so der höher verunreinigte Kern entfernt. Der aus der Gußherstellung resultierende Tiefenlageneffekt sollte deshalb in der Regel gering einzuschätzen sein. Er sollte sich in einer Asymmetrie des Verlaufes derart ausweisen, daß die innere Ringrandlage die schlechteste Zähigkeit und die äußere Randlage die höchste Zähigkeit besitzt. Im Gegensatz dazu werden bei Walzplatten, wo der Gußkern nach der Bearbeitung in der Wandmitte der Platte positioniert ist, im Kern die ungünstigsten Werte auftreten. Allerdings sind im einzelnen die Ergebnisse auch von einer Reihe zusätzlicher Faktoren abhängig, so daß solche allgemeinen Tendenzen nur mit Vorbehalt deklariert werden dürfen. Insbesondere ist der Einfluß der Ausbringung (d.h. der Umfang der Entfernung höher verunreinigter Kopf- und Fußbereiche) oder des Typs der Sulfidausscheidungen zu beachten. Wichtig sind ferner die Kristallseigerungen, die sich nur wenig durch die metallurgische Behandlung beeinflussen lassen, aber in ihrer Ausprägung stark von den lokalen Kristallisationsbedingungen abhängig sind. Vorzugsweise die Zähigkeitseigenschaften können aber ganz entscheidend durch solche, analytisch oftmals kaum nachweisbare Mikroseigerungen verschlechtert werden. Diffusionsglühungen vor der Weiterbearbeitung eliminieren diesen Einfluß.

Bei der Umformung des Gußblockes werden nicht nur die äußeren Abmessungen, sondern auch Form, Anordnung bzw. Orientierung der Seigerungszonen und der nichtmetallischen Einschlüsse verändert. Hinsichtlich des Zähigkeitsverhaltens ist dabei vor allem die Streckung der nichtmetallischen Einschlüsse bedeutsam, die in erster Linie einen zunehmenden Anisotropieeffekt bewirkt. Er ist abhängig von der Menge und dem Typ der Ausscheidungen, von dem Grad und den Umformungsbedingungen sowie der Umformtemperatur. Aus dieser Sicht kann die Verformung nur verstärkend auf die bereits durch die Erstarrung bedingten Unterschiede zwischen den verschiedenen Tiefenlagen wirken.

Ein spezieller verformungsinduzierter Einfluß ist nur dann wahrscheinlich, wenn der Verformungsgrad über dem Querschnitt ungleichmäßig verläuft. Das ist bei der vielstufigen, vergleichsweise komplizierten Schmiedetechnologie, die für die großen RDB-Ringe notwendig ist, in der Regel nicht zu vermeiden. Der Verformungsgrad ist gewöhnlich stärker an der inneren Wandung des Ringes. Dies würde ebenfalls einen asymmetrischen Verlauf der Tiefenlagenabhängigkeit prognostizieren, wobei neben der unterschiedlichen Streckung der Einschlüsse auch die unterschiedliche Korngröße im Ergebnis der Umformung zu beachten wäre.

Wenn auch der Einfluß inhomogener Umformung im Einzelfall bemerkenswert sein kann, ist er im allgemeinen von untergeordneter Bedeutung. Werden im Experiment weitestgehend isotrope Zähigkeitseigenschaften und im Schliffbild nur geringe, wenig gestreckte nichtmetallische Einschlüsse ausgewiesen, so kann der Einfluß der Umformung als irrelevant eingeschätzt werden.

Die unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten beim Abschrecken von der Austenitisierungstemperatur werden im allgemeinen als die wichtigste Ursache der Tiefenlagenabhängigkeit betrachtet. Vordergründig hängt dieser Einfluß von der Wandstärke und dem Abschreckmedium ab. So unterscheiden sich die mittleren Geschwindigkeiten der Abkühlung von der Abschrecktemperatur auf 500 °C zwischen Oberfläche und Mittellage bei einer 300 mm dicken Platte beim Abschrecken in bewegtem Wasser um mehr als eine Zehnerpotenz [6]. Der Unterschied beträgt bei Ölgekühlung für einen 150 mm dicken Ring nach [22] immer noch das 1,5fache und läßt sich für den 190 mm dicken Ring der RDB-Konzeption des WWER-

1000, der in Wasser abgeschreckt wird, auf den Faktor 10 abschätzen. Wie der Verlauf der Abkühlungskurven für die verschiedenen Tiefenlagen, bezogen auf die Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramme für kontinuierliche Abkühlung der typischen RDB-Stähle zeigt, entsteht beim Vergüten reines oder zumindest vorwiegend bainitisches Gefüge. Bainit ist ein Sammelbegriff für mehrkomponentige Gefüge, die im Temperaturbereich zwischen Perlitstufe und Martensitbildung entstehen und hinsichtlich ihrer Morphologie und ihres Bildungsmechanismus³ beträchtlich variieren können [23-25]. Typische Komponenten des Bainits sind der kohlenstoffarme, versetzungsreiche α -Mischkristall und Karbide, die sehr unterschiedlich, aber niemals als Lamellen ausgebildet sein können.

Man unterscheidet

- den oberen Bainit mit parallel gelegenen lanzettenartigen Ferritkristallen und kohlenstoffreicher Phase (Martensit, Karbide, Restaustenit) an den Grenzen der Ferritlanzetten,
- den unteren Bainit mit martensitähnlichen strukturierten Ferritplatten und innerhalb der Platten (teilweise gerichtet) ausgeschiedenen Karbiden und
- den körnigen Bainit, bei dem in einem massiven Ferrit unregelmäßig begrenzte Inseln der kohlenstoffreichen Komponente eingelagert sind.

Welcher Bainittyp sich beim Abkühlen bildet, ist abhängig von der Umwandlungstemperatur, somit also von der Abkühlungsgeschwindigkeit, und von der Legierungszusammensetzung. Oftmals entstehen Mischtypen. Insbesondere treten nach kontinuierlicher Abkühlung in der Regel die beschriebenen Arten gleichzeitig oder in nicht mehr eindeutig zuzuordnender Ausprägung auf. Kristallseigerungen können zusätzlich lokale Heterogenitäten der Gefügeausbildung bewirken.

Ein solches komplexes Gefüge ist kaum mit einfachen Gefügeparametern beschreibbar. Als wesentliche Kenngrößen kommen in Betracht:

- Austenitkorngröße,
- Anteil der verschiedenen Bainittypen oder nichtbainitischer Phasen (Ferrit, Perlit, Martensit),
- Bainitpaketgröße (= Größe der Bereiche von Ferritlanzetten oder -platten gleicher Richtung),
- Platten- oder Lanzettenbreite,
- Karbidgröße, -form und -volumenanteil,
- Abstand zwischen den Karbiden.

Die Austenitkorngröße bestimmt wesentlich die Bainitpaketgröße. Durch Inhomogenitäten des Durchschmiedegrades ist hierbei auch eine Tiefenlagenabhängigkeit möglich. Innerhalb des Bainitpaketes haben die Ferritkristallite etwa gleiche Orientierung, so daß die Gleitbandlänge als wichtige, das Verformungsverhalten beeinflussende Größe durch die Paketgröße festgelegt wird. Abweichend davon kann jedoch die Gleitbandlänge eher durch die Lanzettenbreite begrenzt werden. Die bevorzugte Karbidausscheidung an den Lanzettengrenzen beim oberen Bainit bewirkt einen solchen Effekt. Sind die Ferrit/Karbidgrenzen darüber hinaus auch bevorzugter Ort der Rißkeimbildung, wie es gelegentlich, insbesondere nach Dekoration der Grenzflächen durch Verunreinigungen beobachtet wird, dann ist die

Lanzettenbreite eindeutig dominant für das Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten. Neben dem Einfluß der Zusammensetzung ist die Lanzetten- oder Plattenbreite, vor allem durch die Bildungstemperatur (Abkühlungsgeschwindigkeit) bestimmt, so daß diese Größe eine stärkere Tiefenlagenabhängigkeit erwarten läßt.

Die Strukturparameter der Karbidausscheidungen bestimmen die Größe der Dispersionsverfestigung oder Ausscheidungshärtung, aber auch den Ablauf der Rißbildung unter Spröbruchbedingungen oder der Voidbildung bei duktilem Materialverhalten. Bei den RDB-Stählen bilden sich gewöhnlich mindestens 2 Populationen unterschiedlicher Karbidtypen - größere Cr-reiche Mischkarbide mit typischen Dimensionen von 0,1...0,5 μm und feine, sphärisch oder plattenartig geformte Mo- oder V-haltige Karbide (10...20 nm Durchmesser). Die Karbidstrukturparameter sind (soweit sie sich nicht auf die Anordnung, die durch den Bainittyp festgelegt ist, beziehen) weniger von den Abkühlungsbedingungen als vielmehr von der Anlaßbehandlung abhängig [26]. Folglich sollte der Tiefenlageneinfluß gering sein.

Schließlich ist - ebenfalls abhängig von der Abkühlungsgeschwindigkeit und der Zusammensetzung - ein unterschiedlich großer und unterschiedlich verteilter Anteil nichtbainitischer Gefüge zu erwarten. Bei dem hier letztlich interessierenden Anlaßgefüge sind vormals martensitische oder austenitische Gefügeanteile kaum noch zu identifizieren. Lediglich die voreutektoiden Ferrit- oder die Perlitanteile können hinreichend sicher detektiert werden.

Diese vielschichtigen Parameter überlagern sich letztlich in den phänomenologischen Struktur-Eigenschafts-Beziehungen. Während aber für die Festigkeitseigenschaften eine additive Überlagerung der verschiedenen Einflüsse zumindest eine brauchbare Näherung liefern kann, ist für das Zähigkeitsverhalten wohl eher vom Modell des schwächsten Gliedes der Kette auszugehen.

Dementsprechend komplex und in sich inkonsistent sind auch die experimentellen Befunde über den Zusammenhang zwischen Bainitstruktur und den mechanischen Eigenschaften. Mit Erfolg kann die Streckgrenze R_p durch eine Beziehung der Form

$$R_p = A + B \cdot d^x + C \cdot n^y \quad (2.1)$$

beschrieben werden [27].

A, B, x und y sind Konstanten. Der 1. Term in Gleichung 2.1 charakterisiert die von Versetzungsdichte und Zusammensetzung (Substitutions- sowie interstitielle Mischkristallhärtung) abhängige Matrixverfestigung. Der 2. Term ähnelt einer Hall-Petch-Beziehung. Die "Korngröße" d kann brauchbar mit der Austenitkorngröße [28], der Paketgröße [29] oder - vorzugsweise - der Lanzettenbreite [30] korreliert werden. In Analogie zur Hall-Petch-Beziehung ist $x = 1/2$ [27], aber experimentelle Ergebnisse und theoretische Modelle sind auch mit $x = 1$ verträglich. Der 3. Term resultiert aus der Dispersionsverfestigung durch die Karbide; n ist die ebene Karbidteilchendichte. Der Term ist vernachlässigbar, wenn die Karbide, wie beim oberen Bainit, an den Lanzettengrenzen angeordnet sind.

Die Zähigkeit ist für Gefüge des oberen Bainits niedriger als im unteren Bainit [27]. Die leichte Rißinitiierung an den gröberen Karbidteilchen entlang der Paketgrenzen verursacht diesen Effekt. Da die Spröbruchfacetten mit den Bainitpaketen korrespondieren, korreliert die Übergangstemperatur mit der Paketgröße und - somit auch indirekt - mit der Austenitkorngröße [31]. Andere Ergebnisse [25] zeigen

jedoch einen geringen Einfluß der Paketgröße. Stattdessen hat die Karbidgrößenverteilung, insbesondere der Anteil größerer Karbide, den dominanten Effekt. Wie komplex im Einzelfall der Zusammenhang sein kann, zeigen die folgenden Beispiele. Nach Druce u.a. [26] sinkt die Bruchzähigkeit von A 508 Class 3 RDB-Stahl nach Anlassen bei 610 °C mit steigender Abschreckgeschwindigkeit, steigt aber mit der Abschreckgeschwindigkeit nach Anlassen bei 675 °C. Steigende Abschreckgeschwindigkeit verringert die Paketgröße, wachsende Anlaßtemperatur vergrößert die Karbidteilchen. Die Autoren erklären die beiden verschiedenartigen Tendenzen mit einer Änderung des Ortes der Rißinitiierung in den bei den verschiedenen Anlaßbehandlungen entstandenen Bainitstrukturen. Nach Kotilainen [32] korrespondiert die Zähigkeit zwar mit der Paketgröße, aber sie ist bei gleicher Paketgröße um so höher, je mehr die Verformung durch kleine feste Teilchen innerhalb der Pakete erschwert und homogenisiert wird. Wallin u.a. [33] finden die Karbidgröße (u. deren Verteilung) als den für den Sprödbbruch entscheidenden Parameter. Die zum Rißfortschritt notwendige Energie wird im wesentlichen durch die plastische Arbeit vor der Rißspitze bestimmt, die größer für karbidfreien vor-eutektoiden Ferrit als für Bainit ist. Deshalb ist in Mischgefügen aus Ferrit/Bainit durch den Ferrit keine Abnahme der Zähigkeit zu erwarten.

Eine interessante Analyse des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens von Mischstrukturen liefert Tomita [34]. Ein Vergleich von 0,2 % und 0,4 % C - CrMoNi-Stählen mit einem bainitisch-martensitischen Mischgefüge zeigt, daß trotz identischer Strukturparameter sich beide Stähle charakteristisch unterscheiden. So steigen Kerbschlagfestigkeit und wahre Bruchdehnung des 0,4 % C-Stahles mit zunehmendem Volumenanteil der weicheren Bainitphase während sie beim 0,2 % C-Stahl abnehmen (Abb. 2.22). Tomita erklärt das Verhalten mit der Heterogenität der Verformungsverteilung in den beiden unterschiedlichen harten Phasen des Mischgefüges. Bedingt durch den höheren C-Gehalt im Martensit ist die Martensitphase des 0,4 % C-Stahles fester und hat stärkere Spannungsrückwirkungen auf den Bainit, wodurch eine vergleichsweise homogene Verformung (Verformungsverfestigungskoeffizient bleibt konstant über dem gesamten Dehnungsbereich) hervorgerufen wird. Die geringeren Rückwirkungseffekte der schwächeren Martensitphase des 0,2 % C-Stahles konzentrieren die Dehnung bevorzugt auf die Bainitphase mit dem Resultat früher Rißkeimung an der bainitisch-martensitischen Grenzfläche und spröden Rißfortschritt durch die stark verformungsverfestigten Bainitlanzetten. Das Beispiel zeigt, daß vor allem im Mischgefüge verallgemeinerungsfähige, über die konkrete Struktur hinaus extrapolierbare Aussagen nicht erwartet werden können.

Aus einer mehr ingenieurtechnisch praktikablen Sicht heraus läßt sich die Komplexität der Verhältnisse schematisch am Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU-Diagramm) verstehen. Abb. 2.23 gibt das ZTU-Diagramm und die Abhängigkeit einiger mechanischer Kennwerte von der Abkühlungsdauer wieder. Im angenommenen Beispiel ändern sich trotz kleinerer Differenz der Abkühlungsdauer Δt_1 zwischen Rand (R) und Kern (K) für den 50-mm-Zylinder die mechanischen Eigenschaften stärker als für die Zylinder mit 200 mm Durchmesser. Je nach Stahlzusammensetzung, Abkühlungsbedingungen und Wandstärke können im Einzelfall die Änderungen der mechanischen Eigenschaften über den Querschnitt evident oder vernachlässigbar sein, wobei der Sensibilitätsbereich, wie Abb. 2.23 auch erkennen läßt, für die verschiedenen mechanischen Kennwerte durchaus verschieden sein kann.

3. Arbeitsprogramm

Eine schematische Übersicht des Arbeitsprogrammes mit den einzelnen Arbeitszielen, den verwendeten Untersuchungsmethoden und den wichtigsten Arbeitsaufgaben gibt Tab. 3.1, die auch die logische Struktur des Arbeitsprogrammes veranschaulicht.

Das Arbeitsprogramm hatte die folgenden Randbedingungen zu berücksichtigen:

- RDB-Material, bei denen die Proben definiert unterschiedlichen Tiefenlagen zugeordnet werden konnte, stand nur in sehr begrenztem Umfang zur Verfügung.
- Es konnten nur Ergebnisse bereits abgeschlossener Bestrahlungsexperimente herangezogen werden, die aber nicht definitiv die Untersuchung des Einflusses der Tiefenlage in ihrem Versuchsprogramm vorsahen.
- Neue mechanische Werkstoffprüfungen am bestrahlten Material konnten, da eine Genehmigung zum Umgang mit radioaktivem Material im eigenen Werkstoffprüflabor im Bearbeitungszeitraum nicht vorlag, nicht durchgeführt werden.

Das Arbeitsprogramm setzt deshalb neben der Erfassung des phänomenologischen Befundes einen Schwerpunkt auf die Ermittlung möglicher struktureller Ursachen WWER-spezifischer Tiefenlageneffekte.

4. Beschreibung der experimentellen Bedingungen

4.1 Werkstoffe

Als Untersuchungsmaterial standen die folgenden 3 in der UdSSR gefertigten Schmiedestückabschnitte zur Verfügung:

- Testkörper aus 15Ch2MFA-Grundmetall (Code: KAB-B), mit einer Schweißverbindung aus Sv-10ChMFT (Code: KAB-W) und einseitig mit einer 9 mm Deckschicht aus austenitischem Stahl plattiert, hergestellt nach Original-Herstellungstechnologie der 70er Jahre und als repräsentativ für die Blöcke 3-4 im KKW Greifswald geltend,
- Segment aus 15Ch2MFAA, Charge 103672 (Code: KU-1), geliefert vom Russian Research Centre Kurchatov Moskau,
- Segment aus 15Ch2NMFAA, Charge 102330 (Code: KU-2), geliefert vom Russian Research Centre Kurchatov Moskau.

Zusammensetzung und Wärmebehandlung sind in Tab. 4.1 angegeben.

Aus den Schmiedestücken wurden Proben in Charpy-V-Geometrie oder Zugproben gemäß der Schnittpläne in Abbn. 4.1-4.3 in L-T- (KAB-B, KU-1, KU-2) und L-S- (KAB-W) Orientierung hergestellt.

Für die Vergleichsuntersuchungen wurden 2 japanische ASTM-RDB-Stähle verwendet, die Bestandteil des IAEA-Coordinated Research Programme on Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and Their Analysis sind:

- ein 290-mm-Schmiedestück aus ASTM A 508, Class 3 (Code: IFL) und
- ein 227-mm-Walzblech aus ASTM A 533, Class 1 (Code: IRQ),
- eine 100-mm-Schweißverbindung aus ASTM A 508, Class 3 (IWQ).

Zusammensetzung, Wärmebehandlung und Schnittpläne sind in [11] bzw. [36] angegeben.

Darüber hinaus wurden für Strukturuntersuchungen am bestrahlten oder bestrahlten und ausgeheilten Material weitere Chargen aus 15Ch2MFA unterschiedlichen Ursprungs verwendet. Die entsprechenden Daten sind den im Bericht zitierten Quellen zu entnehmen.

4.2 Bestrahlung und Ausheilung

Proben der Oberflächen- (0) und der 1/4-T-Lage (3) gemäß Abb. 4.1 aus KAB-B sowie Proben aus KAB-W sind in 2 Bestrahlungsexperimenten im Rheinsberger Reaktor WWER-2 (Code: RH-2, RH-3) bestrahlt worden. Im Experiment RH-2 erfolgte die Bestrahlung im kernnahen Targetkanal bei hohen Neutronenflußdichten bis zu einer Fluenz (F_2) von ca. $70 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 0,5$ MeV) und im Experiment RH-3 im Surveillance-Kanal bei niedrigen Neutronenflußdichten bis zu einer Fluenz (F_1) von ca. $5 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 0,5$ MeV) bei Temperaturen von 270 °C (Fehlergrenzen: 255-290 °C). Tab. 4.2 gibt die charakteristischen Daten und Abb. 4.4 die Anordnung der Bestrahlungspositionen an. Nähere Einzelheiten sind in [37] aufgeführt.

Die darüber hinaus für Strukturuntersuchungen verwendeten bestrahlten Proben aus weiteren Chargen aus 15Ch2MFA sind unter Bedingungen bestrahlt worden, die in den im Bericht zitierten Quellen dokumentiert sind.

Bestrahlte Proben wurden isochron oder isotherm im Temperatur-Zeitbereich von 270-550 °C / 1 - 175 h unter Argon-Schutzgas in einem Quarzrohrföfen geüht.

4.3 Mechanische Prüfung

Die folgenden mechanischen Prüfverfahren wurden angewandt:

- Instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche zur Ermittlung von Kerbschlagarbeit-Temperaturkurven an Proben in Charpy-V-Geometrie (10 x 10 x 55 mm),
- Zugversuche bei Raumtemperatur, vorzugsweise an 3-mm-Kleinzug-Rundproben mit Schulterkopf (Länge: 25 mm, Meßlänge: 15 mm), die aus halben Kerbschlagproben gefertigt worden sind,
- Vickershärteprüfung HV 10 und HV 30,
- 3-Punktbiege(3-PB)-Versuche an seitgekerbten (Kerbtiefe 1 mm) und ermüdungsangerissenen (Rißlänge: 3 mm) Charpy-V-Proben (10 x 10 x 55 mm).

Die Kerbschlagbiegeversuche wurden an einem Pendelschlagwerk PSd 300/150 (Fa. Werkstoffprüfmaschinenbau Leipzig GmbH) mit einem selbstinstrumentierten U-förmigen Pendelhammer durchgeführt [38]. Abb. 4.5 zeigt das Schema der Meßanordnung. Die Versuchsanordnung liefert Kerbschlagarbeit, Spannung bei durchgehender Plastifizierung (im folgenden als dynamische Fließgrenze R_{ed} bezeichnet) und Spannung bei maximaler Kraft (= dynamische Festigkeit R_{md}), außerdem können abgeleitete Größen wie dynamische Bruchzähigkeit, Rißinitiierungszähigkeit oder kritische J-Integrale für Rißauffang ermittelt werden. An den zerschlagenen Proben wurden laterale Breitung und kristalliner Bruchflächenanteil nach ASTM E-23-86 [39] optisch mit einem Werkzeugmikroskop ausgemessen.

In Abhängigkeit von der Prüftemperatur wurden die experimentell ermittelten Werte für Schlagarbeit, laterale Breitung oder kristallinen Bruchflächenanteil mit einem tan h-Fit [40] angepaßt und die charakteristischen Spröd-Duktil-Übergangstemperaturen und die Hochlagenenergie bestimmt.

Zugversuche wurden an der Elektronischen Zugprüfmaschine TIRATEST (Fa. Werkstoffprüfmaschinenbau Rauenstein) bei einer Querhauptgeschwindigkeit von 1 mm/min (= Dehngeschwindigkeit von $1,7 \cdot 10^{-3}/s$) mit elektronischer Dehnungsmessung durchgeführt. Pro Tiefenlage standen mindestens 3, in der Regel 5 Proben zur Verfügung. Die Härte wurde an einem Härtemeßgerät HMO 10 (Werkstoffprüfmaschinenbau Leipzig) mit 295 N Belastung als HV 30 und am Kleinlasthärteprüfer Vickers 20, AVK-C1 (Fa. Mitutoyo) für 9,81 N Prüfkraft als HV 10 gemessen. Die angegebenen Werte sind Mittelwerte und Standardabweichungen aus in der Regel 10 Einzelmessungen.

Rißwiderstandskurven und Rißinitiierungszähigkeiten (Ersatzkennwert $J_{0,2}$ bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum oder physikalischer Rißinitiierungszähigkeit) wurden nach der Einproben-Compliance-Methode im Temperaturbereich von $-115... +200$ °C durch weggesteuerte Biegung auf einer servohydraulischen Prüfmaschine MTS 810 bestimmt. Der schematische Aufbau der Versuchsanordnung ist in Abb. 4.6 dargestellt, nähere Angaben zur Methode sind in [41] erläutert.

4.4 Strukturanalyseverfahren

Für eine breite Strukturcharakterisierung wurde eine Vielzahl von Verfahren moderner Strukturanalyse herangezogen:

- 1) Lichtmikroskopische Gefügeuntersuchung an Quer- und Längsschliffen im polierten und geätzten Zustand (Ätzmittel: Eisenchlorid - oder 1%ige HNO_3 -Lösung im US-Bad) zur qualitativen Gefügebewertung und zur Bestimmung nichtmetallischer Einschlüsse
- 2) Quantitative Gefügeanalyse mittels halbautomatischer Linearanalyse auf dem EPIQUANT (Fa. Zeiss Jena) zur Bestimmung der Austenitkorngröße (mittlere lineare Sehnenschnittlänge) oder der Gefügeanteile (voretektoider Ferrit)
- 3) Rasterelektronenmikroskopische (REM-) Untersuchungen am geätzten metallografischen Schliff zur Bewertung der Karbidanordnung und -dichte sowie zur Phasenanalyse mit EDX am REM-DSM 962 (Fa. Zeiss, Oberkochen)

- 4) Analyse der Karbidverteilung, -anordnung und -größe sowie der Versetzungsstruktur mit Hilfe von Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) an durchstrahlungsfähigen Folien sowie an Replikas geätzter Schliffoberflächen.

Die Schlitze wurden in Salpeter- oder Pikrinsäurelösung geätzt. Zur Herstellung der durchstrahlungsfähigen Folien wurden 0,2 mm starke Plättchen von halben Kerbschlagbiegeproben abgetrennt und in 10%iger HClO_4 -Methanol-Lösung bei -60°C im Doppel-Jet-Verfahren (Tenupol - Fa. Struers) elektrolytisch bei 120 kV abgedünnt. Die TEM-Untersuchungen wurden am TEM Tesla BS-540 im NRI Rez (Tschechien) und am Hochspannungselektronenmikroskop JEM 1000 am Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik Halle durchgeführt.

- 5) Karbidverteilungsanalyse durch automatische Bildanalyse mit dem Bildverarbeitungssystem LUCIA D (Fa. Nikon) unter Entwicklung zusätzlicher Auswertesoftware
- 6) Röntgenographische Bestimmung der Gitterkonstanten, Profilanalyse (α -Fe(110)-Reflex) und Spannungsmessung (Eigenspannungen 2. Art) mit dem Röntgendiffraktometer URD 6 (Präzisionsmechanik Freiberg) zur Bestimmung von solchen Größen wie Gehalt an Gitterstörungen, Versetzungsdichten und Eigenspannungen
- 7) Neutronenkleinwinkelstreuexperimente (SANS) an der SANS-2-Anlage am FRG-1-Reaktor der GKSS Geesthacht zur Bestimmung von bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen [42] und an der S-V12-Anlage am BER-2-Reaktor des HMI Berlin zur Bestimmung feindisperser Strukturinhomogenitäten im Nanometer-Größenbereich
- 8) Anormale Röntgenkleinwinkelstreuexperimente mit Röntgensynchrotronstrahlung (ASAXS) an der Röntgenkleinwinkelstreuanlage JUSIFA des Hamburger Synchrotronlaboratoriums (HASYLAB) [43] zur Bestimmung von Volumenanteil, Größe und Zusammensetzung feindisperser Strukturinhomogenitäten an un- und bestrahlten Proben
Die Messungen erfolgten im Energiebereich von 5,3 keV (V-Kante) - 20 keV (Mo-Kante) an ca. 10-15 μm starken Folien. Die 10 x 10 mm großen Folien wurden mechanisch durch Schleifen und Polieren aus 0,8 mm starken Querschleifen, die von halben Kerbschlagproben abgetrennt worden sind, hergestellt.
- 9) Positronenannihilationsspektroskopie (PAS) zur Detektion von Strukturinhomogenitäten [44,45]
Es wurden die mittlere Lebensdauer bzw. das Lebensdauerspektrum der Positronen, die Winkelverteilung der bei der Positronenannihilation entstehenden Gammaquanten und die durch Doppeleffekt verbreiterte Annihilationslinienform gemessen.

- 10) Bestimmung der chemischen Zusammensetzung mit Hilfe der Spektralanalyse an halben Kerbschlagbiegeproben aus verschiedenen Tiefenlagen
- [11) Mikroanalytik mittels teilcheninduzierter Röntgenemission (PIXE) an der Kernmikrosonde und mittels Augerelektronenspektroskopie (AES) zur Bestimmung von Seigerungen an Phosphor, Schwefel und anderen Elementen am Institut für Ionenstrahlphysik und Materialforschung des FZR
- 12) Mikromagnetische Untersuchungen
An gebrochenen halben Kerbschlagbiegeproben aus 5 verschiedenen Tiefenlagen des Materials KU-1 wurden mit einem 3MA-PC
- Klirrfaktor (bei $H_{\max} = 25 \text{ A/cm}$),
 - Koerzitivfeldstärke H_{cm} (bei $H_{\max} = 25 \text{ A/cm}$),
 - maximale Amplitude des magnetischen Barkhausenrauschens M_{\max} und
 - minimale Amplitude des magnetischen Barkhausenrauschens M_{\min}
- bestimmt. Als Sensor wurde ein S2306 mit Prüfmanipulator verwendet. Die Messungen erfolgten in der Fraunhofer-Einrichtung für Akustische Diagnose und Qualitätssicherung Dresden.
- 13) Messung des elektrochemischen Rauschens an Proben aus KAB-B, O- und 1/2-T-Lage mit dem Potentiostat 1000 2 T-NC (Fa.: Jaissle Elektronik GmbH) im Frequenzbereich zwischen 0,1 und 40 Hz unter stromlosen und potentiostatischen Bedingungen
Es wurden Stromdichte-Potential und Rauschpotential- bzw. Rauschstrom-Zeitkurven aufgenommen.

4.5 Simulationsexperimente

Zur Separierung des Einflusses der Abkühlungsgeschwindigkeit beim Vergüten von anderen möglichen Ursachen der Tiefenlagenabhängigkeit sind Härtemessungen und Gefügeuntersuchungen nach Austenitisieren bei 1000 °C und anschließendem Abkühlen unter folgender Variation der Abkühlungsbedingungen durchgeführt worden:

- A Öl
- B Luft
- C verzögerte Luftabkühlung
- D Ofenabkühlung
- E beschleunigte Ofenabkühlung bis 700 °C, anschließend Ölbad
- F stark beschleunigte Ofenabkühlung bis 700 °C, anschließend Ölbad

Während der Abkühlung wurden an den Proben die Temperatur-Zeit-Verläufe gemessen. Ein 2. Satz Proben wurde anschließend bei 700 °C/10 h in Stickstoff angelassen und an Luft abgekühlt.

5. Ergebnisse
5.1 Mechanische Eigenschaften
5.1.1 Unbestrahlter Zustand
5.1.1.1 Härte

Zur Ermittlung der Tiefenlagenabhängigkeit der Härte wurden HVO.02, HV10 und HV30 gemessen. Die Diskussion der Ergebnisse soll sich auf HV10 konzentrieren, da hier der umfangreichste Datensatz vorliegt.

In Abb. 5.1.1 werden die Tiefenlagenabhängigkeit der Härte HV10 der WWER-440-Stähle KAB-B und KU-1, des WWER-1000-RDB-Stahles KU-2, des zu KAB-B gehörenden Schweißmetalls KAB-W und der Materialien des IAEA-CRP-Programmes JFL und JRQ verglichen.

Das gewalzte ASTM-Material JRQ zeigt einen starken Härtegradienten, der - in Übereinstimmung mit der aus der Literatur bekannten Charakteristik (Abschnitt 2.1) - innerhalb des ersten Wanddickenviertels am stärksten ausgeprägt ist. In der Grundtendenz ähnlich, aber wesentlich geringer, ist die Tiefenlagenabhängigkeit beim dickeren Schmiedering JFL, die zusätzlich durch größere Streuungen überdeckt wird.

Mit JRQ vergleichbar ist der Härteverlauf des WWER-440-Stahles KAB-B. Der Abfall der Härte bei Tiefenlagen $> 0,8 T$ des Materials KAB-B ist mit den Veränderungen durch das Aufbringen einer austenitischen Plattierung auf der angrenzenden Oberfläche des Schmiedestückes zu erklären und damit nicht repräsentativ für dieses Material. Die Härtewerte des KAB-B-Materials und des zugehörigen Schweißmetalls KAB-W sind etwa gleich. Die stärkere Tiefenlagenabhängigkeit wird auch beim Schweißmaterial KAB-W festgestellt. Ein markantes Minimum wird in der $1/4-T$ -Lage festgestellt.

Eine deutlich höhere Härte zeigt das Material KU-1, obwohl es sich dabei um die gleiche Stahlmarke 15Ch2MFA wie bei KAB-B handelt. Dies zeigt, daß geringe Modifikationen in der thermomechanischen Behandlung und in der Zusammensetzung des Materials deutlich stärkere Auswirkungen auf die Härte haben als die Tiefenlage. Eine Tiefenlagenabhängigkeit der Härte ist beim Material KU-1 unter Berücksichtigung der Streubreite nicht erkennbar.

Die höchsten HV10-Werte werden beim WWER-1000-Material KU-2 (15Ch2NMF-AA) gemessen. Hier ist eine leichte Abnahme der Härte mit steigendem Abstand zum Rand festzustellen.

5.1.1.2 Ergebnisse der Zugversuche

Die Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze und der Zugfestigkeit sind für die Stähle KAB-B, KAB-W, KU-1, KU-2, JFQ und JRQ in den Abbn. 5.1.2 und 5.1.3 dargestellt. Bei allen Stählen ergeben die Meßdaten für beide Größen ein gleiches Bild der Tiefenlagenabhängigkeit.

Den stärksten Gradienten der Streckgrenze über der Wandstärke zeigt der gewalzte ASTM-Stahl JRQ. Analog zur Härte ändern sich die Festigkeitswerte stark zwischen Rand- und $1/4-T$ -Lage und sind nahezu gleich für die $1/4-T$ - und $1/2-T$ -Lage. Beim JFL-Stahl ist eher ein gleichmäßiger Abfall bis zur Wandmitte angedeutet, insgesamt ist die Festigkeitsänderung über der (dickeren) Wand geringer und leicht asymmetrisch.

KAB-B zeigt bei tendenziell ähnlichem Verlauf wie JRQ, abweichend im unmittelbaren Randbereich, eine Abnahme der Festigkeit.

Nahezu keine Abhängigkeit der Tiefenlage zeigt die Charge KU-1. Bei vergleichbarer Festigkeit im Randbereich ist im Mittelbereich die Festigkeit des Stahles KU-1 deutlich höher als für KAB-B, JRQ und JFL.

Die höchsten Festigkeitswerte wurden analog zur Härte für den Stahl Ch2NMFAA (KU-2) gemessen. Die Festigkeit nimmt von innen nach außen leicht ab. Im Schweißmaterial KAB-W werden keine systematischen Tiefenlageneinflüsse gefunden. Die Streuungen deuten vielmehr auf Inhomogenitäten der einzelnen Schweißlage hin.

Kein systematischer Einfluß der Tiefenlage ist für die Bruchdehnung bei den 3 WWER-Stählen erkennbar (Abb. 5.1.4).

5.1.1.3 Ergebnisse des instrumentieren Kerbschlagbiegeversuches

Zur Auswertung der Ergebnisse des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuches werden die auf eine Kerbschlagenergie von 41J bezogene Spröbruchübergangstemperatur T_{41} , die dynamische Streckgrenze R_{sd} und die dynamische Zugfestigkeit R_{md} genutzt. Aufgrund der geringen Probenzahl je Tiefenlage des Schweißmetalls KAB-B konnte für dieses Material keine Tiefenlagenabhängigkeit der oben genannten Parameter ermittelt werden. Für das Material JRQ werden neben eigenen Messungen auch in [12] veröffentlichte Daten zur Diskussion verwendet. In den Abbn. 5.1.5 - 5.1.7 werden die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven der Materialien KU-1, KU-2 und JRQ für Proben aus verschiedenen Tiefenlagen wiedergegeben. Die Abbn. 5.1.8 und 5.1.9 zeigen die Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{41} und der Kerbschlaghochlagenenergie der untersuchten Materialien. Auch hier zeigt das Material JRQ den stärksten Gradienten über der Dicke, wobei sich die Änderungen auf die Randlage konzentrieren. Ab ca. 13 % der Wandstärke ist der Anstieg der Spröbruchübergangstemperatur nur noch gering. Für das Material JFL liegen nur Meßwerte des Tiefenbereiches zwischen 20 und 50 % der Dicke vor. In diesem Bereich sind die Änderungen erwartungsgemäß gering.

Einen ähnlichen Verlauf wie JRQ zeigt KAB-B. Die Unterschiede zwischen Rand- und Mittellage sind allerdings wesentlich geringer.

Eine ganz andere Tiefenlagenabhängigkeit von T_{41} als beim Material JRQ festzustellen ist, weisen die Stähle KU-1 und KU-2 auf. Bei KU-1 verschiebt sich der Übergang zwischen sprödem und duktilem Bruchverhalten zunächst zu etwas niedrigeren Temperaturen. Bei ca. 10 % der Bauteildicke wird ein Minimum der Spröbruchübergangstemperatur erreicht. Diese steigt dann bis zur Mitte des Schmiedestückes wieder leicht an. Insgesamt ist auch hier eine geringe Tiefenlagenabhängigkeit zu beobachten. Beim KU-2 ist tendenziell eine geringe Zunahme von T_{41} mit der Tiefenlage zu vermerken. Lediglich für die 1/4-T-Lage wird ein sehr niedriger Wert gemessen. Für diese Tiefenlage zeigen die Einzelwerte der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve ungewöhnlich starke Streuungen, so daß die Definition der Übergangstemperatur stark von der Fit-Prozedur beeinflusst wird. Die WWER-Stähle haben ein vergleichbares (JFL) oder besseres (JRQ) Zähigkeitsverhalten als die ASTM-Stähle. KU-2 zeigt trotz höherer Festigkeit keinen Anstieg der Spröbruchübergangstemperatur. Auch das, verglichen mit KAB-B, etwas festere KU-1-Material besitzt einen niedrigeren T_{41} -Wert als KAB-B.

In der Kerbschlaghochlagenenergie kommt gleichfalls das gute Zähigkeitsverhalten der WWER-Stähle zum Ausdruck. Die Tiefenlagenabhängigkeit ist gering und hat keinen eindeutigen Trend. Auch hier zeigen die Stähle KU-1 und KU-2 tendenziell ein dem Material JRQ entgegengesetztes Verhalten. Bemerkenswert ist darüber hinaus die hohe Asymmetrie des Verlaufes bei KU-1 (s. a. Tab. 5.1.2).

In den Abbn. 5.1.10 und 5.1.11 sind die Verläufe der dynamischen Festigkeitswerte über der Wanddicke dargestellt. Wie die Abbildungen zeigen, ist der Gradient der dynamischen Festigkeitswerte R_{ed} und R_{md} beim Material JRQ am größten. Der steilste Abfall ist wiederum direkt am Rand zu beobachten. Die höchste dynamische Festigkeit wurde analog zu den quasistatischen Kenngrößen beim WWER-1000-RDB-Stahl KU-2 gemessen. Unterschiede, vor allem in der Tiefenlagenabhängigkeit, treten zwischen den beiden 15Ch2MFA-Stählen KAB-B und KU-1 auf. Der Gradient der Festigkeit ist dabei beim Material KU-1 kleiner als beim Material KAB-B. Auffällig ist, daß die dynamische Streckgrenze der WWER-Materialien deutlich höher ist, als die der ASTM-Stähle JRQ und JFL. Auch bei der dynamischen Zugfestigkeit ist dies mit Ausnahme der Randlage zu beobachten. Die Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Festigkeitswerte gleicht dem Verlauf, der im Zugversuch gemessen wurde. Die Unterschiede in den dynamischen Festigkeiten der verschiedenen WWER-Stähle sind geringer als für Zugfestigkeit und Streckgrenze.

5.1.1.4 Ergebnisse des 3-Punktbiegeversuches

Rißwiderstandskurven wurden für je 3 verschiedene Tiefenlagen an dem Material KU-1, KU-2 und JRQ bei unterschiedlichen Temperaturen ermittelt und daraus die Rißinitiierungszähigkeit als J-Integral bei instabilem Rißwachstum ($J_{i,c}$), bei beginnendem stabilen Rißwachstum (J_i) und nach 0,2 mm stabilem Rißwachstum ($J_{0,2}$) entsprechend der in [41] beschriebenen Prozedur bestimmt. Die $J_{0,2}$ -Werte liegen außerhalb der Gültigkeitswerte des Standards und können deshalb nur als Vergleichsgrößen herangezogen werden.

In Abb. 5.1.12 sind typische Rißwiderstandskurven bei duktilem Materialverhalten für 15Ch2NMFAA und A 508, Class 3 dargestellt. Zum Vergleich ist die Rißwiderstandskurve eines hochfesten Baustahles (StE 460) ebenfalls eingetragen. Die hochzähnen Druckbehälterstähle zeigen im Temperaturbereich des duktilen Materialverhaltens steil ansteigende Rißwiderstandskurven. Der hohe Widerstand gegen stabile Rißausbreitung, die der ASTM-Stahl A 508 Cl. 3 (JFL) aufweist, ist in der Abbildung erkennbar.

Die Temperaturabhängigkeit der Rißinitiierungszähigkeiten sind in den Abbn. 5.1.13 bis 5.1.15 für die Materialien KU-1, KU-2 und JRQ wiedergegeben. Bei ausreichend hohen Temperaturen wird duktiler Materialverhaltens nachgewiesen mit Rißinitiierungszähigkeiten (technischer Ersatzkennwert $J_{0,2}$) im Bereich von 200-250 N/mm² für KU-1 sowie JRQ und 250 - 300 N/mm² für KU-2. In diesem Bereich sind zwar beträchtliche Streuungen der Einzelwerte, aber keine systematische Tiefenlagenabhängigkeit nachzuweisen. Auch im spröde-duktilen Übergangsbereich, der bei allen 3 Stählen gegenüber dem dynamischen Schlagtest zu niedrigeren Temperaturen verschoben ist, ist für die Materialien KU-1 und KU-2 kein Einfluß der Tiefenlage festzustellen. Demgegenüber zeigt der ASTM-Stahl JRQ eine klare Tiefenlagenabhängigkeit in der Form, daß mit zunehmender Tiefenlage die

Rißinitiierungszähigkeit abnimmt bzw. der Übergang zum duktilen Materialverhalten zu höheren Temperaturen verschoben ist. Das Ergebnis deckt sich mit den im Abschnitt 2.1 referierten finnischen Ergebnissen [13]. Verallgemeinernd läßt sich daraus schlußfolgern, daß durch eine Verschärfung der Prüfbedingungen auch eine höhere Sensibilität gegenüber tiefenlagenbedingten Unterschieden im Materialverhalten erzielt werden kann. In Umkehrung dieser Aussage beweist das Ergebnis, daß für die Materialien KU-1 und KU-2 ein signifikanter Einfluß der Tiefenlage auf das Zähigkeitsverhalten mit hoher Wahrscheinlichkeit negiert werden kann.

Eine Zusammenstellung der ermittelten mechanischen Kennwerte für die untersuchten Grundwerkstoffe geben die Tabellen 5.1.1-5.1.5.

5.1.2 Bestrahlter Zustand

Die Ergebnisse von Härtemessungen und Kerbschlagbiegeversuchen nach Bestrahlung auf Fluenzen um $3,6 \cdot 10^{18}$ bzw. $5,0 \cdot 10^{19}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) an Proben aus 2 verschiedenen Lagen (0 und 3 gemäß Abb. 4.1) des Materials KAB-B standen zur Abschätzung des Einflusses der Bestrahlung auf die Tiefenlage zur Verfügung.

Abb. 5.1.16 veranschaulicht die Ergebnisse der Härtemessungen. Bestrahlung führt zu einer Härtesteigerung, ohne dabei die Unterschiede zwischen der Randlage und der tieferen Lage zu verändern. Das deutet auf zwei unabhängige Mechanismen. Der Einfluß der Bestrahlung auf die Kerbschlagenergie-Temperatur-Kurve ist für die beiden Tiefenlagen in Abb. 5.1.17 dargestellt. Der dominante Effekt ist die Erhöhung der Spröbruchübergangstemperatur und die Verringerung der Kerbschlagenergie in der Hochlage mit zunehmender Neutronenfluenz. Demgegenüber sind Unterschiede zwischen den beiden Tiefenlagen innerhalb der Streubreite der Versuchsergebnisse im bestrahlten Zustand kaum noch relevant und können u.U. durch statistisch nicht gesicherte Änderungen des Kurvenverlaufes im Übergangsbereich vorgetäuscht werden.

Abb. 5.1.18 verdeutlicht die Abnahme des Einflusses der Tiefenlage im bestrahlten Zustand am Beispiel der T_{41} -Übergangstemperatur. Damit verhält sich die Spröbruchübergangstemperatur als zähigkeitscharakterisierender Parameter anders als die Härte.

Die Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Fließgrenze und der dynamischen Spannung bei Maximallast sind in den Abbn. 5.1.19 und 5.1.20 wiedergegeben. In ähnlicher Weise wie die Härte zeigen die Festigkeitswerte kaum einen Einfluß der Bestrahlung auf die Tiefenlagenabhängigkeit. Lediglich die dynamische Fließgrenze scheint eine stärkere Bestrahlungsempfindlichkeit in der Randlage zu besitzen. Das Ergebnis liegt im Toleranzbereich der Messungen und ist statistisch nicht abgesichert.

5.1.3 Ausgeheilter Zustand

Zur Untersuchung des Ausheilverhaltens wurde die Härte HV10 nach verschiedenen Glühtemperaturen und -zeiten gemessen. In den Abbn. 5.1.21 bis 5.1.26 sind das isochrone und isothermische Ausheilverhalten der Rand- (0,05T) und 1/4-T-Lage des Materials KAB-B für verschiedene Bestrahlungszustände dargestellt. Bei einstündiger isochroner Ausheilbehandlung bleibt im unbestrahlten Zustand die Härte bis 400 °C etwa konstant, weist zwischen 430 - 520 °C ein plateau-artiges Maximum auf und fällt oberhalb 520 °C ab. Bemerkenswert ist der Härteanstieg, der darauf hinweist, daß während der Schlußabkühlung von Anlaß- bzw. Spannungsarmglühtemperatur ein thermodynamischer Gleichgewichtszustand nicht erreicht wird. Im Detail sind verschiedene relative Maxima und Minima der Härteisochrone zu beobachten. Sie könnten auf die Wirkung verschiedenartiger Elementarprozesse hindeuten, liegen aber im Streuband der Meßunsicherheiten und könnten folglich auch als Meßwertstreuungen interpretiert werden.

Nach hoher Bestrahlung (F_2) wird ein anfangs langsamer, oberhalb 490 °C rascher Härteabfall beobachtet. Bei 530 - 550 °C wird das Härteniveau des unbestrahlten Zustandes erreicht. Auch hier ist die Grundtendenz durch die Bildung relativer Maxima-Minima überlagert. Zwischen diesen beiden Isochronen liegt der Härte-Temperaturverlauf nach Bestrahlung mit niedriger Fluenz (F_1), der nur einen schwachen Härteanstieg oberhalb 400 °C zeigt, aber den starken Härteabfall des hochbestrahlten Ausgangszustandes bei Temperaturen größer als 490 °C ebenfalls aufweist.

Mit zunehmender Glühzeit ist einerseits der Härteanstieg weniger stark ausgeprägt, andererseits ist der sich anschließende Härteabfall zu niedrigeren Temperaturen hin verschoben. Diese Verschiebung gilt auch für den Härteabfall im bestrahlten Zustand. Im unbestrahlten Zustand tritt für die längeren Glühzeiten bei 550 °C ein neuerlicher Härteanstieg auf, der wahrscheinlich mit Cu-Ausscheidungen in Verbindung zu bringen ist. Nicht nachzuweisen ist er bei den bestrahlten Proben, so daß in diesen Fällen die Härte im unbestrahlten Zustand nach dem Glühen höher liegt als für die bestrahlten Proben.

Die Isothermen Härtekurven (Abbn. 5.1.24 - 5.1.26) lassen ebenfalls die Überlagerung von Ver- und Entfestigungsvorgängen erkennen. Für 340 °C wird auch nach längerer Glühzeit kein wesentlicher Härteabbau im bestrahlten Zustand festgestellt. Eine Ausheiltemperatur von 490 °C liefert bereits nach einer Glühdauer von 3 h weitestgehend einen Abbau der bestrahlungsbedingten Härtezunahme. Komplizierte Verläufe ergeben sich für die 430-°C-Isotherme. Die Asynchronität der Härte-Temperatur-Kurven für den unbestrahlten Zustand einerseits und die bestrahlten Zustände andererseits, deutet an, daß für die Härteänderungen sehr unterschiedliche Werkstoffprozesse verantwortlich zu machen sind. Das Härteminimum bei ca. 10 h, das im bestrahlten Zustand auftritt, wurde auch bei Cu-haltigen Laborschmelzen der Stahlmarke 15Ch2MFA und bei einer Fe-Cu-Modell-Legierung gefunden. Die Stärke des Effektes ist dabei von der Höhe des Cu-Gehaltes abhängig.

Grundsätzlich kann festgestellt werden, daß sich keine spezifische Tiefenlagenabhängigkeit im Ausheil- bzw. Alterungsverhalten erkennen läßt. Im unbestrahlten Zustand und nach vollständiger Ausheilung der bestrahlungsbedingten Härtezunahme sind die Unterschiede zwischen beiden Tiefenlagen im Rahmen der Streubreite der Messungen.

Während verschiedener Ausheilstufen können allerdings tiefenlagenabhängige Spezifika auftreten. So tritt beispielsweise bei der Glüh­temperatur von 340 °C im hochbestrahlten Zustand für die Randlage ein Härteanstieg bis 50 h auf, während die Härte der 1/4-T-Lage ein Minimum bei 26 h durchläuft. Die Unterschiede sind dabei deutlich größer als die Standardabweichungen der Härtemessungen.

Der Einfluß einer Ausheilglühung bei 475 °C/152 h auf die Sprödb­ruchübergangstemperatur und auf die dynamischen Festigkeitswerte sind aus den Abbn. 5.1.18-5.1.20 ersichtlich. Die Glühbehandlung, die der Technologie der Ausheilbehandlung bei WWER-440-Reaktoren entspricht, reduziert Bestrahlungsverfestigung und -versprödung beträchtlich, ohne daß aber die Werte des Ausgangszustandes ganz erreicht würden. Ein besonderer Tiefenlageneinfluß ist nicht erkennbar.

5.2 Gefügeuntersuchungen

5.2.1 Unbestrahlter Zustand

5.2.1.1 Metallographische Untersuchungen

Die Abbn. 5.2.1 bis 5.2.4 zeigen Sch­liffbilder von Proben aus verschiedenen Tiefenlagen der WWER-RDB-Stähle KAB-B, KU-1, KU-2 sowie des Schweißmetalles KAB-W. Alle 3 Grundwerkstoffe besitzen ein rein oder vorwiegend bainitisches Gefüge. Der Bainit ist ein heterogen zusammengesetzter Anlaßbainit mit vorzugsweise lanzettartiger Grundstruktur. Bei KAB-B wird für die tieferen Lagen (Abb. 5.2.1) voreutektoider Ferrit vorgefunden. In Abb. 5.2.5 ist die Abhängigkeit des Gehaltes an voreutektoidem Ferrit von der Tiefenlage dargestellt. Der Anteil ist auch im Kern auf deutlich unter 10 % beschränkt. Die anderen Stähle zeigen keinen oder nur sehr wenig (< 1 % bei KU-2) voreutektoiden Ferrit. Sehr homogen ist das Gefüge des Materials KU-1.

Die Größe des ehemaligen Austenitkornes ändert sich nur sehr schwach mit der Tiefenlage. Abb. 5.2.6 veranschaulicht den Zusammenhang für das Material KAB-B. Bei KAB-B treten, vorzugsweise in der 1/4-T-Lage, nach dem Ätzen diffuse, wolkenartige Ätzstreifen auf, die auf Kristallseigerungen schließen lassen.

Das Gefüge des Schweißmetalles KAB-W ist sehr inhomogen, auch innerhalb einer Probe. Neben Stengelkorn mit bainitischer Struktur, dessen Korngrenzen mit kleinen voreutektoiden Ferritkörnern dekoriert sind, tritt globulares Gefüge auf. Wahrscheinlich grenzen in diesen Gebieten zwei Schweißlagen aneinander, so daß es hier zu wiederholten Strukturänderungen kam. Die Unterschiede zwischen den verschiedenen Tiefenlagen sind nicht stärker als die innerhalb einer Probe oder zwischen verschiedenen Proben einer Lage.

5.2.1.2 REM- und TEM-Untersuchungen

Die Rasterelektronenmikroskopie (REM) und die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) wurden zur Untersuchung der Karbidstruktur im Material KAB-B eingesetzt. Abb. 5.2.7 zeigt TEM-Aufnahmen von Proben der 0-, 1/3-T- und 1/2-T-Lage.

Das Gefüge ist für alle drei Tiefenlagen typisch für angelassenen Bainit. Die Karbide befinden sich vorzugsweise an den Lanzettengrenzen. Es handelt sich also von der Anordnung der Karbide her um oberen Bainit. Morphologisch betrachtet erscheint das Gefüge als Mischung aus massivem und nadelförmigem Anlaß-

bainit. Dabei dominieren die massiven Anteile. Gelegentlich wird voreutektoider Ferrit beobachtet. Die Gefügemorphologie variiert innerhalb einer Probe bzw. über dem Querschnitt eines Schliffes beträchtlich, so daß die Unterschiede innerhalb einer Probe größer sind als zwischen den Tiefenlagen.

Die Versetzungsstruktur entspricht moderat angelassenem Bainit. Sie zeigt eine inhomogene Substruktur, bestehend aus dichten Versetzungsknäueln und -zellen. In der Randlage wird z.T. Zellbildung in einer Art gefunden, die den Versetzungsstrukturen im getemperten Martensit gleicht. Mit $(3+1) \cdot 10^{14} / \text{m}^2$ ist die Versetzungsdichte innerhalb der Fehlergrenzen für alle Lagen gleich.

Es können 2 Karbidformen nachgewiesen werden. An den Lamellengrenzen befinden sich große Karbide (ca. 0,2 mm Durchmesser), die vorzugsweise als M_{23}C_6 , gelegentlich auch als M_7C_3 -Karbonid, identifiziert werden können. Daneben treten feine, plättchenförmige, ca. 0,01 μm große Ausscheidungen auf, die bevorzugt an Versetzungen innerhalb der Lamellen angeordnet sind. Durch Elektronenbeugung werden sie als V_4C_3 -Karbonide ausgewiesen. An den Grenzen zwischen Bainit und voreutektoidem Ferrit können vergleichsweise breite karbonidfreie und versetzungsarme Säume festgestellt werden.

Mit Replika-Untersuchungen wurde versucht, die Karbidstruktur quantitativ zu untersuchen. Hierbei stellte sich heraus, daß die Probenpräparation die Ergebnisse stark beeinflusst, besonders die Verteilung der Karbide wird durch zu starkes elektrolytisches Ablösen der Replikas verändert. Um eine befriedigende Statistik in der Bestimmung der Karbidgrößenverteilung zu erhalten, wurde jedoch dieses Untersuchungsverfahren gewählt. Die Abb. 5.2.8 zeigt die so bestimmten Karbidgrößenverteilungen. Es sind bei Berücksichtigung der begrenzten Zahl von untersuchten Karbiden (typischerweise 550 Teilchen) und der damit verbundenen Fehler der Zählstatistik keine Unterschiede zwischen den Lagen zu erkennen. An den Replikas wurde trotz der oben genannten Schwierigkeiten versucht, Liniendichten der Karbide an den Bainitpaket- und den Austenitkorngrenzen zu bestimmen. Die Ergebnisse sind gemeinsam mit anderen, aus TEM-Aufnahmen ermittelten Parametern in Tab. 5.2.1 zusammengefaßt. Während die ermittelten Dichten der Randlage und der 1/3-Tiefenlage innerhalb der Fehlergrenzen gleich sind, übersteigt die höhere Karbidichte der Mittellage die Streuung.

Eine qualitative Übersicht der Verteilung der größeren M_{23}C_6 -Karbonide im KAB-Material wird in der Abb. 5.2.9 gezeigt. Die Karbide sind in den einzelnen Lagen unterschiedlich verteilt. In mittleren Lagen sind sie stärker an den Bainitpaket- und den Austenitkorngrenzen konzentriert als es am Rand der Fall ist. Hier ist die Verteilung gleichmäßiger. Um diese Unterschiede zu quantifizieren, wurde die Flächendichte innerhalb der Bainitpaketgrenzen anhand von jeweils 8 verschiedenen REM-Aufnahmen je Probe bestimmt. Abb. 5.2.10 zeigt den Einfluß der Tiefenlage auf die so ermittelte Flächendichte. Ein Abfall der Flächendichte der Karbide innerhalb der Bainitpakete, der mit einer Konzentration der Karbide an den Grenzen einhergeht, ist mit wachsendem Abstand zum Rand festzustellen. Eine besonders hohe Karbidichte wurde an den Grenzen zu den voreutektoiden Ferritkörnern beobachtet.

Eine andere Möglichkeit der Quantifizierung der unterschiedlichen Verteilung der Karbide ist die Bestimmung von Paarkorrelationsfunktionen $g(r)$. Dabei ist $g(r)$ wie folgt definiert:

Die Wahrscheinlichkeit $p(r)$, ein Karbid im Abstand r von einem anderen Karbid anzutreffen, ist für eine gleichmäßige Karbidverteilung gegeben durch:

$$p(r) = \rho \, dV \quad (5.1a)$$

mit der mittleren Karbidichte ρ und dem infinitesimalen Volumenelement dV .

Bei ungleichmäßiger Verteilung gilt:

$$p(r) = g(r) \rho \, dV \quad (5.1.b)$$

Der Faktor $g(r)$ ist die Paarkorrelationsfunktion. Bei rein zufälliger Anordnung der Karbide gilt: $g(r) = 1$. Maxima und Minima von $g(r)$ geben Auskunft über bevorzugte und nicht bevorzugte Abstände der Karbide. Für Verteilungen mit Nahordnung weicht $g(r)$ bei kleinem r vom Wert $g(r) = 1$ ab. Bei fehlender Fernordnung gilt:

$$\lim_{r \rightarrow \infty} g(r) = 1 \quad (5.1.c)$$

$g(0)$ gibt den Wert der Selbstkorrelation an. Die Abb. 5.2.11 zeigt die an REM-Bildern bestimmten Paarkorrelationsfunktionen für 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B. Nach den endlichen Werten der Selbstkorrelation bei $r = 0$ gehen die Werte auf $g(0,07\mu\text{m}) = 0$ zurück; dies ist auf die Ausdehnung der Karbide zurückzuführen, da im Ausgangskarbid kein weiteres Karbid liegen kann. Die Paarkorrelationsfunktionen erreichen dann Maxima. Bei der mittleren Tiefenposition liegt das Maximum von $g(r)$ bei etwas kleinerem Abstand r ($0,2\mu\text{m}$) als bei den anderen Lagen ($0,27\mu\text{m}$). Der Maximalwert ist bei dieser Lage am höchsten. Es zeigt sich bei $0,3\mu\text{m}$ eine Schulter am Peak. Danach konvergiert $g(r)$ mehr oder weniger kontinuierlich zum Wert $g(r) = 1$. Wie zu erwarten, zeigt die Karbidstruktur keine Fernordnung.

Das Maximum von $g(r)$ in der Randlage ist deutlich geringer als bei der mittleren Lage. Die in der mittleren Lage gefundene Schulter am Peak ist verstärkt und als zweites Maximum ausgebildet. Die Paarkorrelationsfunktion für die 1/3-T-Lage liegt zwischen der der Randlage und der mittleren Lage. Das Maximum ist hier deutlich höher als das für die Randlage, die Schulter am Peak ist auch hier bereits als Nebenmaximum ausgebildet.

Die Paarkorrelationsfunktionen zeigen, daß die Karbide in der Randlage am gleichmäßigsten verteilt sind, die Abweichungen von $g(r) = 1$ sind für alle r hier am geringsten. Mit zunehmendem Abstand vom Rand wird die Verteilung immer ungleichmäßiger, $g(r)$ weicht bei kleinen r -Werten stärker von 1 ab.

5.2.1.3 Untersuchungen mit Beugungsmethoden

Zur Untersuchung der Struktur des KAB-B- und KU-Materials im Nanometerbereich wurden Röntgenweitwinkelstreuung sowie Röntgen- und Neutronenkleinwinkelstreuexperimente herangezogen. Bei der Röntgenkleinwinkelstreuung wird eine Kontrastvariation durch Überstreichen der Resonanzstreugebiete bei variierender Energie erreicht.

Abb. 5.2.12 zeigt die Röntgenkleinwinkelstreu-(SAXS)-Intensität in Abhängigkeit vom Streuvektor Q für KAB-B-Proben verschiedener Tiefenlage bei einer Röntgenenergie von 7.091 keV. Die SAXS-Kurven der Proben der Lagen 1/8 T, 1/3 T und 1/2 T haben einen nahezu gleichen Verlauf.

Im Q -Bereich von $0,05$ bis $0,15 \text{ nm}^{-1}$ ist an der Randlage ein deutlicher zusätzlicher Intensitätsbeitrag zu erkennen. Wertet man die Differenzkurve aus, so ist bestimmbar, daß Inhomogenitäten mit einer Größe von ca. $0,8$ bis $1,1 \text{ nm}$ (Gyrationsradius) für diesen Intensitätsbeitrag verantwortlich sind. Anhand der Energieabhängigkeit der Intensität kann eingegrenzt werden, worum es sich bei diesen Inhomogenitäten handelt. Dazu wurden die Experimente bei drei Röntgenenergien in der Nähe der Eisen-K-Kante durchgeführt. Die Differenzintensität zwischen der Randlage und den anderen Lagen folgt dabei dem Quadrat des Atomformfaktors von Eisen. Dies zeigt, daß es sich bei den Inhomogenitäten um Teilchendichtefluktuationen handelt. Diese Teilchendichtefluktuationen können Mikroporen, Kleinwinkel- oder Korngrenzen sein.

Neutronenkleinwinkelstreu-(SANS)-Experimente am KAB-B-Material wurden an der SANS-2-Anlage am FRG-1-Reaktor der GKSS Geesthacht und an der S-V12-Anlage am BER-2-Reaktor des HMI Berlin durchgeführt. Die beiden Anlagen unterscheiden sich im Bereich des Beugungsvektors, bei dem die Intensität gemessen werden kann und damit im Größenbereich der Inhomogenitäten, die registriert werden.

Bei den Experimenten in Geesthacht, bei denen ein mit den SAXS-Messungen in Hamburg vergleichbarer Q -Bereich gemessen wurde, beschränkten sich die Untersuchungen auf Proben der Rand- und 1/3-T-Lage [42]. Im Gegensatz zu den SAXS-Untersuchungen sind im unbestrahlten Zustand die SAXS-Kurven beider Lagen nahezu identisch. Da mit Neutronenstreuung ein wesentlich größeres Probenvolumen untersucht wird als bei der Röntgenstreuung, ist anzunehmen, daß die mit SAXS gefundenen Unterschiede lokal begrenzt und nicht repräsentativ für das Material sind. Eine weitere Erklärung für die unterschiedlichen Meßergebnisse kann die unterschiedliche Streukraft der einzelnen Atome für Neutronen- und Röntgenstrahlung sein. Beispielsweise können reine Vanadiumausscheidungen von Mikrovoids durch Neutronen nicht, durch Röntgenstrahlen jedoch deutlich unterschieden werden.

Bei kleineren Q -Werten kann mit der S-V12-Anlage gemessen werden, die somit grobere Strukturinhomogenitäten erfaßt. Abb. 5.2.13 zeigt die Tiefenlagenabhängigkeit der Größe der in diesem Dimensionsbereich gefundenen Inhomogenitäten. Die bestimmten Größen entsprechen in etwa den mit TEM bestimmten Dimensionen der $M_{23}C_6$ -Karbide. Im Gegensatz zu den TEM-Untersuchungen, bei denen keine Tiefenlagenabhängigkeit der Karbidgröße gefunden wurde, fallen die mit SANS bestimmten Karbidgrößen mit steigendem Abstand zum Rand leicht ab. Da die Information bei SANS aus einem um mehrere Größenordnungen größeren Bereich stammt, als dies bei TEM der Fall ist, sind die SANS-Ergebnisse besser statistisch abgesichert. Die Tiefenlagenabhängigkeit der $M_{23}C_6$ -Karbidgröße ist beim Material KAB-B stärker ausgeprägt als beim Material KU-1.

Zur weiteren Charakterisierung der Strukturdefekte im Material KAB-B wurden Röntgendiffraktionsuntersuchungen durchgeführt, die sich in erster Linie auf eine Profilanalyse des 110-Fe-Reflexes konzentrierten. Die instrumentell bedingte Linienform wurde mit Hilfe eines Reineisenstandards gemessen. Die Entfaltung der probenbedingten Linienverbreiterung vom gemessenen Reflexprofil wurde nach der parabolischen Näherung berechnet:

$$f = g - i^2/g \quad (5.2)$$

mit f: probenbedingte Linienbreite
 g: gemessene Linienbreite
 i: instrumentell bedingte Linienbreite.

In Abb. 5.2.14 ist die Tiefenlagenabhängigkeit der probenbedingten Linienverbreiterung f dargestellt. Während f bis ca. 0,3 T nur sehr gering ansteigt, erhöht sich dieser Parameter bis zur Mitte des Schmiedestückes stärker und fällt danach wieder ab. Der erhöhte Wert bei 0,96 T zeigt die Auswirkung des Plattierens an dieser Seite des Schmiedestückes. Eine Fourieranalyse des probenbedingten Linienprofils deutet darauf hin, daß als Ursache der Linienverbreiterung versetzungsähnliche Gitterdefekte in Frage kommen. Da die TEM-Untersuchungen keine tiefenlagenabhängigen Unterschiede der Versetzungsdichte nahelegen, wird vermutet, daß die Linienverbreiterung durch Gitterverzerrungen und Anpassungsversetzungen in der Nachbarschaft der größeren $M_{23}C_6$ -Karbide erzeugt werden. Hier wäre ein deutlicher Einfluß der Karbidverteilung und -anordnung zu erwarten.

5.2.1.4 Messung der Elementverteilung

Makroanalytische Spektralanalysen aus KAB-Proben der Lagen (0), (3), (6) und (10) gemäß Abb. 4.1 sind in Tab. 5.2.2 zusammengestellt. Innerhalb der Fehlergrenzen ist die chemische Zusammensetzung nicht von der Tiefenlage abhängig. Auch in der mikroanalytischen Feinverteilung konnten weder für die Elemente Mo, Cu, Fe, Cr, S und P durch PIXE-Messungen noch für die Elemente Fe, Mn, Cr, Mo und V durch AES an Proben des gleichen Materials tiefenlagenabhängige Unterschiede nachgewiesen werden. Als ein Beispiel werden in den Abbn. 5.2.15 und 5.2.16 die AES-Scans für die 0- und 1/2-T-Lage dargestellt.

Beide Methoden liefern begrenzte Aussagen zur Elementverteilung. Die Ergebnisse der PIXE-Messungen lassen sich nur soweit interpretieren, daß für Meßflächen von jeweils 1 mm² innerhalb eines vom nachzuweisenden Element abhängigen Detektionsvolumens von ca. 150 (S) bis 700 (Fe) μm^3 keine Unterschiede für verschiedene Tiefenlagen nachzuweisen sind. Für die Elemente P und S ergaben sich dabei durch geringe Zählraten, die aus dem niedrigen Gehalt resultieren, und durch Überlagerung ihrer charakteristischen K_α -Strahlung durch die L_α -Mo-Strahlung noch besonders ungünstige Nachweisbedingungen. Die AES-Messungen ergänzen die Aussage insoweit, daß innerhalb eines mit der Seitenlänge des PIXE-Meßfeldes vergleichbaren Meßlänge auch für kleinere Detektionsvolumina (ca. 1...5 μm^3) keine Unterschiede zwischen den Tiefenlagen festzustellen sind. Allerdings konnten mit AES die P- und S-Verteilungen nicht erfaßt werden.

5.2.1.5 Tiefenlagenabhängigkeit des elektrochemischen Rauschens

Im Passivbereich elektrochemischer Korrosion können mit geeigneten Meßanordnungen stochastische Schwankungen des Korrosionspotentials oder der Korrosionsstromdichten gemessen werden, die als elektrochemisches Rauschen bezeichnet werden. Dieses Phänomen läßt sich mit Initiierungsvorgängen lokaler Korrosion

durch einzelne Aktivierungs- und Repassivierungsprozesse in Verbindung bringen, die hochgradig sensibel auf Spezifika der Mikrostruktur oder der Elementverteilung reagieren [46], ohne daß allerdings im einzelnen bisher ein strenger deterministischer Zusammenhang zwischen solchen strukturbedingten Defekten und der Größe des elektrochemischen Rauschens nachgewiesen werden könnte.

An Proben der Rand- und 1/2-T-Lage wurden die Rausch-Zeit-Kurven unter außenstromlosen und potentiostatischen Bedingungen in unterschiedlichen Elektrolyten (0,1 n H_2SO_4 ; 1000 ppm $NaNO_2$ mit 400 ppm oder 4000 ppm $NaCl$; Boratpufferlösung pH 8.4 mit 0,01 M $NaCl$) aufgenommen. Unter allen Bedingungen konnten deutliche, reproduzierbare Unterschiede im Rauschverhalten nachgewiesen werden. Dabei wies die Oberflächenlage stets die stärkere Rauschaktivität auf. Die Abb. 5.2.17 und 5.2.18 zeigen das beispielhaft. In Abb. 5.2.19 ist die Potentialabhängigkeit des Effektivwertes (rms) des Rauschstromes dargestellt. Beide Probenlagen verhalten sich signifikant verschieden im Potentialbereich zwischen -125 bis -75 mV. Bei Potentialen von -150 mV und tiefer verschwinden die Unterschiede. Bei -50 mV tritt nach kurzer Zeit bereits Lochfraßkorrosion ein. Mit Annäherung an das Lochfraßpotential erhöht sich für beide Zustände das Rauschen. Im Potentialbereich des Lochfraßes ist die Rauschaktivität nicht mehr auflösbar.

Die Untersuchungen haben mehr einen orientierenden Charakter. Sie weisen auf die hohe Struktursensibilität der Methode hin. Möglicherweise kann hier ein Ansatz zur Entwicklung eines zerstörungsfrei arbeitenden Verfahrens zum Nachweis fortschreitender Neutronenversprödung gefunden werden.

5.2.1.6 Mikromagnetische Messungen

Mittelwerte und Spannweite von Koerzitivfeldstärke, Klirrfaktor und maximaler sowie minimaler Amplitude des magnetischen Barkhausenrauschens sind in ihrer Abhängigkeit von der Tiefenlage in den Abb. 5.2.20 - 5.2.23 dargestellt. Die 4 Parameter ergeben keine in sich konsistente Tiefenlagenabhängigkeiten. Der Klirrfaktor beschreibt das Verhalten von Spröbruchübergangstemperatur und Streckgrenze tendenziell richtig. Einfache Korrelationen zwischen den mikromagnetischen Kenngrößen und dem mechanischen Verhalten innerhalb des tiefenlagenbedingten Variationsraumes sind aus den Untersuchungen nicht offenkundig.

5.2.1.7 Positronenannihilation

In [44] sind Ergebnisse von PAS-Experimenten am Material KAB-B dargestellt. Die Abb. 5.2.24 zeigt die Tiefenlagenabhängigkeit der Positronenlebensdauer in diesem Material. Die Positronenlebensdauer nimmt mit steigendem Abstand zum Rand des Schmiedestückes hin ab. Der Verlauf am äußeren Rand ist durch den Einfluß der Plattierung mit einer austenitischen Randlage beeinflusst und kann nicht als typisch für den Grundwerkstoff gewertet werden.

Die Ursache von unterschiedlichen Positronenlebensdauern sind Unterschiede in den Inhomogenitäten der Elektronendichteverteilung. In [44] wird eine unterschiedliche Verteilung der Metallkarbide als Ursache diskutiert. Demnach sollte in den mittleren Lagen der Gehalt an Karbiden höher sein als in den Randlagen. Der Abfall der Lebensdauer in der äußeren Randlage (0,95 T) zeigt jedoch, daß auch Ände-

rungen in der Versetzungsdichte und -anordnung zu einer Verringerung der Positronenlebensdauer führen. Da der Verlauf der Tiefenlagenabhängigkeit der Lebensdauer stark mit dem der probenbedingten Linienverbreiterung der Röntgenreflexe korreliert, scheint die Annahme, daß die Ursache der unterschiedlichen Positronenlebensdauer versetzungsähnliche Gitterdefekte sind, zutreffender zu sein. Damit können diese Tiefenlagenabhängigkeiten ebenfalls mit den aus den unterschiedlichen Karbidverteilungen resultierenden Unterschieden in der Versetzungsstruktur erklärt werden.

5.2.2 Bestrahlter Zustand

Zur Untersuchung der bestrahlungsinduzierten Strukturänderungen wurden TEM und ASAXS eingesetzt sowie die SANS-Ergebnisse aus [42] genutzt.

Mit Röntgen- und Neutronenkleinwinkelstreuung wurden die bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen untersucht. Während mit SANS neben der Größe der Inhomogenitäten durch Separation der magnetischen Streuung auch Volumenanteile bestimmbar sind, liefert ASAXS bei Nutzung resonanter Streueffekte auch Aussagen über die chemische Zusammensetzung der Inhomogenitäten. Untersucht wurden mit Kleinwinkelstreuung Proben der Rand- und der 1/3-T-Lage. Die ASAXS-Untersuchungen ergaben keine signifikanten Unterschiede zwischen beiden Tiefenlagen (Abb. 5.2.25). In beiden Lagen wurde eine Intensitätserhöhung an der Vanadium-Absorptionskante gefunden (Abb. 5.2.26). Das zeigt, daß in beiden Tiefenlagen die bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen vanadiumhaltig sind.

Unterschiede zwischen den Tiefenlagen wurden bei den Volumenanteilen der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen gefunden. Abb. 5.2.27 zeigt den Einfluß der Tiefenlagen für die Fluenzen ($E > 1 \text{ MeV}$) $3,6 \cdot 10^{18}$ (F1) und $5,0 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-2}$ (F2). Zunächst bilden sich in der Randlage deutlich mehr Ausscheidungen als in der 1/3-T-Lage. Bei hohen Fluenzen kehrt sich die Tendenz um, so daß die Probe der Randlage etwas weniger bestrahlungsinduzierte Ausscheidungen enthält, als die aus einem tieferen Bereich des Schmiedestückes stammende Probe.

Die Abbn. 5.2.28 und 5.2.29 zeigen TEM-Aufnahmen aus dem bainitischen (Abb. 5.2.28) und dem voreutektoid-ferritischen (Abb. 5.2.29) Bereich zweier Tiefenlagen. Im bainitischen Gefügebereich ist eine bestrahlungsinduzierte Änderung der Versetzungsstruktur zu beobachten, die durch die Formierung von geordneten Versetzungszellstrukturen gekennzeichnet ist (Abb. 5.2.28). In voreutektoid-ferritischen Bereichen werden neben der Entwicklung der Versetzungsstruktur auch verstärkt Kontrasterscheinungen gefunden, die auf sehr kleine Defekte zurückzuführen sind. Diese Defekte können Mikroporen, ultrafeine Ausscheidungen oder sehr kleine Versetzungsringe sein. Klare Unterschiede zwischen den zwei untersuchten Tiefenlagen werden nicht gefunden.

Die mittlere Lebensdauer der Positronen ist, wie PAS-Untersuchungen ergeben, für beide Fluenzniveaus höher in der 1/3-T-Lage als in der Randlage, was von Brauer u.a. [44] als höherer Gehalt an bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen in der tieferen Lage interpretiert wird. Bei isochronem Ausheilen verschwindet die bestrahlungsinduzierte Lebensdauererhöhung für beide Lagen nach der gleichen Kinetik.

5.3. Simulationsexperimente

Abb. 5.3.1 ordnet die simulierten Abkühlregime gemäß Abschnitt 4.5 in das Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU) des Stahles 15Ch2MFA [47] ein. Danach sollten die Wärmebehandlung B dem Abkühlungsverlauf zwischen Rand- und 1/4-T-Lage und C der 1/2-T-Lage im Ferrit- sowie E im Bainitbildungsbereich nahekommen. Nach den Abkühlungsverläufen in [22], die sich von den in [47] dargestellten deutlich unterscheiden und zu längeren Zeiten verschoben sind, wird vor allem durch die Wärmebehandlungen C und E die Spannweite der Abkühlungsunterschiede für den 140 mm RDB-Ring abgedeckt.

Proben der einzelnen Abkühlbehandlungen wurden metallographisch vor und nach dem Anlassen untersucht. Mittels Röntgendiffraktometrie wurde bei den Proben A, B und C geprüft, inwieweit nach dem Abschrecken noch Restaustenit vorhanden ist.

Die Abbn. 5.3.2 bis 5.3.7 zeigen metallographische Schlifffbilder vor und nach dem Anlassen. Vor dem Anlassen sind folgende Gefügeausbildungen erkennbar:

- A Die ölabgeschreckten Proben haben ein martensitisches Gefüge mit sehr geringen Anteilen an Restaustenit. Der Restaustenit ist an der Nachweisgrenze der verwendeten röntgenographischen Nachweismethode.
- B Die an Luft abgekühlten Proben zeigen ein feinnadeliges bainitisches Gefüge mit einem geringen Anteil heller Bereiche, die als Restaustenit interpretiert werden. Auch hier ist röntgenographisch kaum Restaustenit nachzuweisen. Der Anteil dieser hellen Bereiche ist etwas größer als bei den Proben der Abkühlbehandlung A.
- C Das Gefüge unterscheidet sich kaum von dem der Proben B.
- D Nach Ofenabkühlung entsteht ein voreutektoid ferritisch-bainitisches Mischgefüge. Die Anteile beider Phasen sind etwa gleich.
- E Die Proben haben bainitisches Gefüge mit kleinen voreutektoid-ferritischen Inseln.
- F Das Gefüge ist martensitisch mit geringem Anteil an voreutektoidem Ferrit.

Die Gefügeausbildungen entsprechen z.T. nicht den Erwartungen nach dem ZTU-Diagramm nach [47]. Vor allem wären bei den Proben C, E und F höhere Gehalte an voreutektoidem Ferrit zu erwarten. Das ZTU-Diagramm nach [22], das eine verzögerte Ferritbildung ausweist, deckt sich besser mit dem experimentellen Befund. Nach dem Anlassen sind folgende Gefügeveränderungen zu erkennen:

- Die Breite der Martensit- oder Bainitnadeln bzw. Lanzetten vergrößert sich leicht, wobei der Effekt beim Bainit größer zu sein scheint als beim Martensit.
- Die hellen Gefügebereiche im martensitischen und bainitischen Gefüge werden nach dem Anlassen nicht mehr gefunden. Offensichtlich handelt es sich dabei um Restaustenit.

- Der Anteil an massivem (nicht nadeligem) Bainit steigt mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeit.
- Im Ferrit sind nach dem Anlassen feine Ausscheidungen enthalten, die nach der Abkühlung lichtmikroskopisch noch nicht nachzuweisen sind.
- Die Austenitkorgrenzen sind nach dem Anlassen besser sichtbar. Möglicherweise ist dies ein Hinweis auf Segregationen an den ehemaligen Austenitkorgrenzen.
- Auch nach dem Anlassen bleiben deutliche Unterschiede zwischen martensitischem und bainitischem Gefüge erkennbar.

Das Gefüge des KAB-B Materials ist mit dem Gefüge der bainitischen Proben B, C und E vergleichbar. Die Proben B, C und E entsprechen dabei dem Gefüge der Randlage bis 1/4-T-Lagen. Das Gefüge, das bei dem Abkühlregime D entsteht, entspricht in seinen Komponenten dem bainitisch-ferritischen Gefüge in der Mitte des Schmiedestückes, enthält jedoch wesentlich mehr voreutektoiden Ferrit. Gefügebestandteile, die dem getemperten Martensit der Proben A und F entsprechen, wurden beim KAB-B-Material nicht gefunden.

In Tab. 5.3.1 werden Härte und Festigkeitskennwerte der Proben mit simulierter Abkühlgeschwindigkeit im angelassenen Zustand mit dem Ausgangsmaterial KAB-B verglichen. Von der Wärmebehandlung D (Ofenabkühlung) abgesehen, werden die Festigkeitswerte kaum vom Abkühlregime beeinflusst. Sie sind aber deutlich niedriger als die Werte für das KAB-B-Material. Wie Torrönen [22] am gleichen Stahltyp nachweist, sind die Festigkeitswerte kaum von der Austenitisierungstemperatur und den Abschreckbedingungen, sondern nur von der Anlaßbehandlung abhängig. Besonders im Bereich eines Anlaßparameters von 18 - 21000 ($= T_{\text{Anlaß}} \cdot \log t_{\text{Anlaß}} \cdot 10^{20}$ mit $T_{\text{Anlaß}}$ = Anlaßtemperatur [K], $t_{\text{Anlaß}}$ - Anlaßzeit [h]) ist eine hohe Sensibilität des mechanischen Verhaltens von den Anlaßbedingungen festzustellen. Der Anlaßparameter der simulierten Wärmebehandlung beträgt 20500. Für KAB-B ist die Anlaßbehandlung nur näherungsweise bekannt. Die Ergebnisse lassen eine Anlaßtemperatur für KAB-B von 680 - 690 °C als wahrscheinlich erscheinen. Die Festigkeitswerte bei simulierter Wärmebehandlung B, C und E geben die Tendenz der am KAB-B-Material gemessenen Tiefenlagenabhängigkeit richtig wieder. Allerdings sind die Festigkeitsunterschiede bei Simulation nur etwa halb so groß wie bei den verschiedenen Tiefenlagen des KAB-B-Materials. Das wird als Beleg dafür gewertet, daß die Tiefenlagenabhängigkeit nicht nur mit den Unterschieden in der Abkühlungsgeschwindigkeit erklärt werden kann.

5.4 Korrelation zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften

5.4.1 Einfluß des Gehaltes an voreutektoidem Ferrit

Der Ferritgehalt steigt mit wachsendem Abstand vom Rand des Schmiedestückes. Dieses Verhalten ist aufgrund der unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeit nach dem ZTU-Diagramm [47] zu erwarten.

Der über die Probendicke unterschiedlich verteilte Ferritgehalt stellt eine mögliche Ursache der Tiefenlagenabhängigkeit mechanischer Eigenschaften dar. Der Einfluß des Gehaltes x an voreutektoidem Ferrit auf die Härte des Materials kann für das Material KAB-B entsprechend [48] durch ein lineares Mischungsgesetz beschrieben werden:

$$HV_{\text{gesamt}} = HV_{\text{Bainit}} - x (HV_{\text{Bainit}} - HV_{\text{Ferrit}}) \quad (5.3)$$

$HV_{\text{gesamt, Bainit, Ferrit}}$ sind die Härte des Phasengemisches, des Bainits bzw. des Ferrits, x ist der Volumenanteil des Ferrits.

Aufgrund dessen, daß HV30 die geringsten Streuungen aufweist, wurde dieser Parameter für die Modellierung genutzt. Dabei wurden folgende Werte bestimmt:

$$\begin{aligned} HV30_{\text{Bainit}} &= 206,5 \\ HV30_{\text{Ferrit}} &= 141,9. \end{aligned}$$

Abb. 5.4.1 stellt die Ergebnisse der Anpassung (durchgezogene Linie) zusammen mit den Meßwerten dar. Eine gute Übereinstimmung der modellierten Härtewerte mit den gemessenen ist festzustellen. Nur der niedrige Wert bei ca. 0,4 T kann durch das lineare Mischungsmodell nicht erklärt werden. Der unterschiedliche Anteil an voreutektoidem Ferrit beeinflußt also die Härte des Materials wesentlich. Die Festigkeitswerte lassen sich durch ein lineares Mischungsmodell allerdings nicht in gleicher Güte beschreiben.

5.4.2 Einfluß des Karbidgefüges

Die Strukturparameter (Größe, Volumenanteil, Anordnung usw.) des Karbidgefüges können eine weitere strukturelle Ursache der Tiefenlagenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften darstellen. Die Ergebnisse haben für die Größe und den Volumenanteil keine relevanten Relationen zur Tiefenlage erkennen lassen. Unterschiede ergaben sich lediglich in der Verteilung der Karbide. Nach dem Orowan-Modell sollten vor allem die gleichmäßig in der Matrix (d.h. zwischen den Bainitpaketen) verteilten Karbide einen festigkeitssteigernden Effekt ausüben. Das Orowan-Modell der Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit nichtschneidbaren Teilchen liefert die Beziehung:

$$R_{p0.2,m} = A_{1,2} + B_{1,2} (d_{M_{23}C_6}^f)^{1/2} \quad (5.4)$$

$A_{1,2}$ und $B_{1,2}$ sind Anpassungsparameter für die Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit und $d_{M_{23}C_6}^f$ ist die Flächendichte der $M_{23}C_6$ -Karbide innerhalb der Bainitpaketgrenzen. $d_{M_{23}C_6}^f$ wurde aus REM-Aufnahmen bestimmt.

Abb. 5.4.2 vergleicht die so berechneten Festigkeitswerte mit den gemessenen Daten. Auch hier ist eine gute Übereinstimmung der gemessenen Daten und der nach (5.4) angepaßten Daten zu verzeichnen. Dies wird als Beleg für den wesentlichen Einfluß, den die Verteilung der Karbide auf die Tiefenlagenabhängigkeit der Festigkeit ausübt, gewertet.

5.4.3 Einfluß der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen

Die Bildung von bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen gilt als eine der Hauptursachen der Neutronenversprödung. Geht man von den Cottrell'schen Vorstellungen aus, die Spröbruchübergangstemperatur als die Temperatur zu definieren, bei der die mikroskopische Spaltbruchspannung gleich der Streckgrenze ist [49], so kann die Erhöhung der Übergangstemperatur auf den Effekt der Bestrahlungshärtung zurückgeführt werden [50], wenn man, wie allgemein gebräuchlich, einen Einfluß der Bestrahlung auf die mikroskopische Spaltbruchspannung ausschließt. Eine Teilchenhärtung sollte proportional der Wurzel aus dem Volumenanteil f_{irr} der Teilchen sein. Mithin ist zu erwarten

$$\Delta T_F \sim \Delta R_{P0,2F} \sim f_{irr}^{1/2} \quad (5.5)$$

mit ΔT_F bzw. $\Delta R_{P0,2F}$ als die durch Bestrahlung verursachte Erhöhung der Übergangstemperatur bzw. der Streckgrenze und f_{irr} als den Volumenanteil der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen.

Abb. 5.4.3 zeigt die Brauchbarkeit der Korrelation für die Änderung der Streckgrenze und Abb. 5.4.4 für die Änderung der Spröbruchübergangstemperatur bezogen auf 41 J Kerbschlagarbeit. Der Volumenanteil f_{irr} ist dabei den in [42] publizierten SANS-Untersuchungen an einer breiten Palette von unterschiedlich zusammengesetzten, behandelten und bestrahlten 15Ch2MFA-Stählen (Labor-schmelzen, Referenzmaterial, Surveillanceproben) entnommen. Eine ausführliche Diskussion der gefundenen Abhängigkeit ist in [51] enthalten.

Eine Tiefenlagenabhängigkeit der bestrahlungsbedingten Änderung der Übergangstemperatur erweist sich aus dieser Sicht als eine Tiefenlagenabhängigkeit des Volumenanteils der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen.

Tabelle 5.4.1, in der für zwei Fluenzniveaus beide Größen miteinander verglichen werden, zeigt, daß sich so die Ergebnisse nicht widerspruchsfrei interpretieren lassen.

5.4.4 Modellierung des Bruchverhaltens

Die mikromechanische Modellierung des Bruchverhaltens auf der Basis struktureller Parameter ist generell noch nicht befriedigend gelöst. Es existiert aber eine Reihe von Modellen, die für bestimmte Werkstoffsysteme und Anwendungen innerhalb spezifischer Parameterbereiche derartige Zusammenhänge hinreichend beschreiben können [52]. In Anbetracht der Heterogenität und Komplexität der bainitischen Struktur wird für die modellmäßige Beschreibung ein probabilistischer Ansatz bevorzugt. Die folgende Analyse benutzt das Spröbruchmodell von Wallin u.a. [53,54].

Der Grundgedanke des Modells ist, daß ein spröder Riß immer dann fortschreitet, wenn die Spannung vor der Rißspitze am Ort des Karbides ausreicht, um das Karbid zu brechen. Die dazu notwendige mikroskopische Spaltbruchspannung ist von der Karbidgröße reziprok abhängig, so daß jeweils eine kritische Karbidgröße r_c definiert werden kann, für die lokale Spannung und mikroskopische Spaltbruchspannung gleich sind.

Diese kritische Karbidgröße r_c ist, abgeleitet von einem Griffith-Bruchkriterium, gegeben durch

$$r_c = \frac{\pi E (\gamma_s + W_p)}{2 (1 - \nu^2) \sigma_{yy}^2} \quad (5.6)$$

- mit E - E-Modul
 γ_s - Oberflächenenergie der Matrix
 W_p - plastische Arbeit, die für den Rißfortschritt notwendig ist
 ν - Poisson-Zahl
 σ_{yy} - Zugspannung am Ort des Karbides.

σ_{yy} kann in der Ebene des Rißfortschrittes (Mode I) durch folgende Gleichung beschrieben werden:

$$\sigma_{yy} = (2 + \alpha [U + \beta]^{-M} \cdot e^{-\frac{\gamma}{U\beta}}) \quad (5.7)$$

σ_y ist die Fließgrenze, α , β , γ und M sind Funktionen von (σ_y/E) und des Verfestigungsexponenten n . U ergibt sich aus

$$U = \frac{X}{\left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2} \quad (5.7a)$$

mit K_I als Spannungsintensitätsfaktor. X ist der Abstand zur Rißspitze in Rißfortschrittsrichtung. Abb. 5.4.5 zeigt den modellierten Spannungsverlauf vor der Rißspitze.

Die Wahrscheinlichkeit p_f , daß ein Bruch auftritt, ist gegeben durch:

$$p_f = 1 - \pi \int_{x=1}^{x_p} [1 - P(r \geq r_c)]^{N_a \cdot B \cdot dX \cdot F} \quad (5.8)$$

- mit X_p - Größe der plastischen Zone
 $p(r \geq r_c)$ - Wahrscheinlichkeit, daß ein Karbid eine Größe oberhalb des kritischen Wertes hat
 N_a - Flächendichte der Karbide
 B - Breite der Probe
 F - Anteil der Karbide, die am Bruchprozeß teilnehmen.

X_p berechnet sich unter der Voraussetzung eines ebenen Dehnungszustandes nach:

$$X_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 (1 - \nu)^2 \quad (5.9)$$

Der Erwartungswert K_{II} für den Spannungsintensitätsfaktor, der zum Bruch führt, entspricht der experimentell bestimmten Bruchzähigkeit K_{Ic} und kann berechnet werden nach:

$$K_{Ic} \triangleq K_{If} = \sum_{i=0}^{\infty} K_{I,i} [P_f(K_{I,i}) - P_f(K_{I,i-1})] \quad (5.10)$$

Abb. 5.4.6 zeigt die Temperaturabhängigkeit der nach (5.10) berechneten Bruchzähigkeit für drei Karbidflächendichten. $N_a = 1.6$ entspricht der mit TEM gefundenen Karbid-dichte, während 0.6 und 0.3 den Werten für die mit REM bestimmten Karbid-dichten innerhalb der Bainitpakete der Rand- bzw. Mittellage äquivalent sind. Es zeigt sich, daß mit steigender Karbid-dichte der Übergang zum Spröbruch zu höheren Temperaturen verschoben wird. Dies widerspricht der im Material KAB-B gefundenen Tiefenlagenabhängigkeit. Die Unterschiede in der Karbid-dichte innerhalb der Bainitpaketgrenzen können somit aus der Sicht des Modells nicht direkt die Ursache der Unterschiede in der Spröbruchübergangstemperatur sein.

Der Einfluß der Karbidgröße ist in Abb. 5.4.7 dargestellt. Die Bruchzähigkeit reagiert im Übergangsbereich sehr sensibel auf die Änderung der mittleren Karbidgröße. Mit steigender Karbidgröße wird der Spröbruchübergang zu höheren Temperaturen verschoben. Auch dies widerspricht der gefundenen Tiefenlagenabhängigkeit im Material KAB-B. Die Karbidgröße ist daher nicht der dominierende Einflußparameter auf das Bruchverhalten des Materials.

Abb. 5.4.8 zeigt die Temperaturabhängigkeit von K_{Ic} für Materialien mit den Streckgrenzen von $R_{p0.2} = 560$ (KU1), 539 (KAB-B, Randlage), 514 (KAB-B, 1/3-Tiefenlage) und 509 MPa (KAB-B, Mittellage). Eine Erhöhung der Streckgrenze bewirkt nach diesem Modell eine Erhöhung der Spröbruchübergangstemperatur. Für den unbestrahlten Zustand widerspricht auch dieses Ergebnis den experimentell gefundenen Daten. Die Verschiebung der Spröbruchübergangstemperatur durch die Bestrahlung und die empirisch gefundene Proportionalität zwischen der bestrahlungsbedingten Erhöhung der Spröbruchübergangstemperatur und der der Streckgrenze hingegen kann durch diese Modellvorstellungen gut nachvollzogen und erklärt werden.

Abschließend wird mit den für den unbestrahlten Zustand zur Verfügung stehenden Daten zur Karbidgröße und -dichte innerhalb der Bainitpakete sowie der gemessenen Streckgrenzen die Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur $T_{50MPa m^{1/2}}$ (\triangleq Temperatur bei $K_{Ic} = 50 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) modelliert.

Abb. 5.4.9 zeigt, daß das Modell in der jetzigen Form nicht die experimentellen Daten erklären kann. Während die experimentell bestimmten Übergangstemperaturen mit wachsendem Abstand zum Rand zu höheren Werten hin verschoben werden, sagt das Modell eine Erniedrigung voraus. Dies ist darauf zurückzuführen, daß das Modell nicht die Inhomogenität der Karbidverteilung zwischen dem Inneren der Bainitpakete und deren Grenzen, sondern nur globale Karbid-dichten berücksichtigt. Da die hohen Karbid-dichten an den Bainitpaketgrenzen bevorzugte Bruch-

wege darstellen, sollte eher die Tiefenlagenabhängigkeit der Karbidverteilung die dominierende Ursache für die Tiefenlagenabhängigkeit des Bruchverhaltens sein. Eine Entwicklung des Modells in Richtung der Beschreibung des Einflusses inhomogener Karbidverteilungen ist deshalb empfehlenswert.

6. Diskussion und Bewertung

6.1 Einfluß tiefenlagenabhängiger Gefügeparameter auf das mechanische Verhalten

Trotz des breiten Spektrums unterschiedlicher Nachweisverfahren, die in der Arbeit eingesetzt wurden, hat sich ein dominanter Einfluß der Tiefenlage auf das Gefüge nicht finden lassen. Festigkeits- und Zähigkeitswerte zeigen jedoch ebenso wie das lokal-chemische Verhalten (Korrosionsrauschen, Ätzbarkeit) durchaus charakteristische, reproduzierbare Unterschiede für die einzelnen Tiefenlagen. Das demonstriert einerseits die hohe Sensibilität, die im Sprödbereich die mechanischen Prüfverfahren, wie Kerbschlagbiegeversuch oder 3-PB-Biegeversuch an seitgekerbten und ermüdungsangerissenen Proben gegenüber minimalen Strukturunterschieden im Werkstoff besitzen. Es beweist aber andererseits die Schwierigkeit, die richtigen, tiefenlagen-relevanten Gefügeparameter zu finden und meßtechnisch zu erfassen. Eine Ursache dafür ist in der Heterogenität des bainitischen Gefüges innerhalb einer Probe bzw. einer Tiefenlage zu suchen, die es erschwert, statistisch gut gesicherte Gefügeparameter aus optischen Methoden zu gewinnen. Die über größere Volumen integrierenden Neutronen- oder Röntgenbeugungs- bzw. -streuverfahren liefern hingegen mehr indirekte Informationen. Sie können allenfalls hinsichtlich des Volumenanteils, der Art oder eines mittleren Durchmessers interpretiert werden, gestatten aber kaum diffizile Unterschiede in Anordnung oder Verteilung zu erkennen.

Immerhin lassen sich Härte, Streckgrenze und Festigkeit in ihrer Tiefenlagenabhängigkeit mit den Gefügeparametern 'Volumenanteil an voreutektoidem Ferrit' bzw. 'Karbidflächendichte innerhalb der Bainitpakete' interpretieren. Für die Übergangstemperatur als Zähigkeitsmaß gelingt dies nicht. Es erscheint allerdings auch nicht wahrscheinlich, daß die verschiedenen Festigkeits- und Zähigkeitskennwerte in ihrer Tiefenlagenabhängigkeit auf die gleichen Gefügeeinflüsse zurückzuführen sind. Dagegen spricht auch, daß eine Korrelation zwischen den Festigkeitsparametern auf der einen Seite und den Zähigkeitsparametern auf der anderen Seite nicht offenkundig wird. Abb. 6.1 veranschaulicht dies am Beispiel der Kennwerte Streckgrenze und Kerbschlagübergangstemperatur.

Soweit sich bei der Abkühlung von Austenitisierungstemperatur, wie im Falle des Materials KAB-B, voreutektoider Ferrit bildet, kann angenommen werden, daß er sich nicht nur, wie nachgewiesen auf die Härte, sondern auch auf die Kerbschlagübergangstemperatur auswirkt. Wachsender Ferritgehalt läßt dabei eine Erhöhung der Kerbschlagübergangstemperatur erwarten. Die Ursache ist in einer starken Heterogenität des Fließ- und Verfestigungsverhaltens im Bereich der Ferrit/Bainit-Grenzen zu suchen, die frühzeitige Rißinitiierung erwarten läßt. Ein solches Verhalten ist mehrfach nachgewiesen worden (z.B. [48,55,56]).

Von besonderem Einfluß auf die Sprödbereichübergangstemperatur sollte die Karbidverteilung sein. Die Konzentration der Karbide an den Bainitpaketgrenzen wird an

diesen Stellen eine Erleichterung des Rißkeimungsprozesses bewirken. Dieser Effekt ist frühzeitig zur Erklärung der geringeren Zähigkeit, die der obere gegenüber dem unteren Bainit hat, herangezogen worden [57], ist aber für die bei KAB-B vorliegende Gefügestruktur schwer quantitativ zu belegen.

Der Anteil an voreutektoidem Ferrit und die Karbidverteilung sind in erster Linie von der Abkühlungsgeschwindigkeit abhängig und somit von dieser in ihrer Tiefenlagenabhängigkeit determiniert. Die Ergebnisse an den WWER-Stählen zeigen jedoch insgesamt, daß deren Tiefenlagenabhängigkeit zumindest nicht ausschließlich auf den Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit zurückzuführen ist. Obwohl mit den benutzten Nachweismethoden Seigerungen nicht nachgewiesen werden konnten, scheinen doch analytisch schwer erfaßbare Unterschiede in der Verteilung von Verunreinigungs- oder Legierungselementen geringer Konzentration wichtig zu sein. Deshalb reduziert sich auch mit zunehmender Reinheit der Stähle der Einfluß der Tiefenlage. Die Asymmetrie des Verlaufes der mechanischen Eigenschaften bezogen auf die Mittelebene der Wand deutet gleichfalls auf erstarrungsbedingte Einflüsse hin.

Deutliche Unterschiede im Gefüge und in den mechanischen Eigenschaften der einzelnen Tiefenlagen zeigt das KAB-W-Schweißmetall. Das zur Verfügung stehende Material war nicht ausreichend, um hier systematische Zusammenhänge nachzuweisen. Naturgemäß sollten sie schweißtechnologisch bedingt sein. Auf alle Fälle kann nicht grundsätzlich von der verbreiteten Ansicht ausgegangen werden, daß im Schweißnahtbereich eine Tiefenlagenabhängigkeit des mechanischen Verhaltens auszuschließen ist.

Die Vergleichsuntersuchungen an den ASTM-Stählen fügen sich gut in das im Abschnitt 2.1 referierte Bild. Von diesen unterscheiden sich die 3 untersuchten WWER-RDB-Stähle durchaus charakteristisch. Neben der geringeren Wandstärke der WWER-RDB-Schmiederinge und dem anderen Stahltyp sollte das vor allem auch auf Unterschiede in der Stahlherstellungs- und -verarbeitungstechnologie zurückzuführen sein.

6.2 Sicherheitstechnische Konsequenzen

Mit den Untersuchungen stehen Ergebnisse zum Tiefenlageneinfluß für 2 verschiedene Chargen des WWER-440- und einer Charge des WWER-1000-RDB-Stahles zur Verfügung, die hinsichtlich Zusammensetzung, Herstellung, Verarbeitung und Wärmebehandlung für die WWER-Spezifikation als repräsentativ angesehen werden können. Die Untersuchungen an 2 ASTM-RDB-Stählen gestatten darüber hinaus eine vergleichende Einordnung.

Auf dieser Basis lassen sich zwar keine konstitutiv empfehlenden Schlußfolgerungen ziehen, wohl aber Abschätzungen der sicherheitstechnischen Relevanz ableiten. Nachfolgend wird dies versucht für 3 Problemfelder:

- Bewertung des WWER-RDB-Stahl spezifischen Verhaltens,
- Einfluß der Tiefenlage auf die maximal zulässige Neutronenbelastung (EOL) für WWER-440-RDB,
- zusätzliche tiefenlagenabhängige Einflüsse bei der sicherheitstechnischen Bewertung des RDB.

Den Ausführungen wird einleitend eine Darstellung des Prinzips der normativen Sicherheitsbewertung von WWER-RDB vorangestellt.

6.2.1 Verfahren des Spröbruch-Sicherheitsnachweises für WWER-RDB

Das Prinzip des Spröbruchsicherheitsnachweises für WWER-Reaktoren ist in Standards des Projektanten "Interatomenergo" festgelegt und beruht teils auf linear-elastischer Bruchmechanikanalyse, teils auf dem Spröbruchübergangskonzept [4,18,58]. Es erfolgt in 3 Teilschritten.

1) Berechnung der Spannungsintensität K_I

$$K_I = \eta [\sigma_m \cdot M_m + \sigma_b \cdot M_B] (\pi \cdot a / Q^2)^{1/2} \quad (6.1)$$

für die Betriebsstufen	Mode 1:	Normalbetrieb
	Mode 2:	Betriebsstörung, Druckprüfung
	Mode 3:	Auslegungsstörfall

unter Annahme eines Modellfehlers (halbelliptischer Oberflächenriß an der RDB-Innenseite mit $a = 0,25 \cdot t$, $c : a = 3 : 1$).

σ_m ist die Membranspannung (bzw. die mittlere tangentielle oder axiale Zugspannung), σ_b die Biegespannung, η , M_m , M_B und Q sind Korrekturfaktoren, a die Rißtiefe, c die Rißlänge und t die Wandstärke. η berücksichtigt den Einfluß des Spannungsgradienten auf die Spannungsintensität. Im zylindrischen RDB-Bereich der Kernzone gilt: $n = 1$. Für den Auslegungsriß gelten die Korrekturfaktoren

$$\begin{aligned} Q &= 1,75, \\ M_m &= 1,04 \text{ und} \\ M_B &= 0,68. \end{aligned}$$

2) Vergleich von K_I mit der temperaturabhängigen Bruchzähigkeit K_{Ic} des RDB-Materials unter Verwendung einer Referenzkurve der Form

$$K_{Ic} |_{i,x} = a_{i,x} + b_{i,x} \exp [c_{i,x} (T - T_K)] \quad (6.2a)$$

$$\text{für } (T - T_K) \leq T_R$$

und

$$K_{Ic} |_{i,x} = a_{i,x} + b_{i,x} \exp [c_{i,x} T_R] \quad (6.2b)$$

$$\text{für } (T - T_K) > T_R$$

$a_{i,x}$, $b_{i,x}$ und $c_{i,x}$ sind Koeffizienten zur Anpassung der Referenzkurve an das untere Streuband der gemessenen Bruchzähigkeitswerte der Stähle 15Ch2MFA, 18Ch2MFA (Δ Stahl für den Deckel des RDB) und 15Ch2NMFA (einschließlich der AA-Spezifikation), die die Betriebsstufen ($i = 1-3$) und den

Materialtyp ($x =$ Grundmetall oder Schweißmetall) berücksichtigen. Für Mode 3 (Auslegungsstörfall) entspricht die Referenzkurve der Einhüllenden des unteren Streubandes der Meßwerte, für die Moden 1 und 2 sind die Koeffizienten so verändert, daß ein Sicherheitsfaktor von 2 bzw. 1,5 zwischen der Referenzkurve und der Einhüllenden gewährleistet ist. T_R ist eine Referenztemperatur und T_K die kritische Sprödbbruchübergangstemperatur. Die Koeffizienten a , b und c wurden ebenso wie die Referenztemperatur wiederholt in den Standards verändert. So wurde für Mode 3, Grundmetall nach [18] der Wertesatz $a_{3,base} = 26$, $b_{3,base} = 36$, $c_{3,base} = 0,02$ und $T_R = 80^\circ$ verwendet, für das KKW Mochovce werden hingegen $a_{3,base} = 35$, $b_{3,base} = 45$, $c_{3,base} = 0,0217$ und $T_R = 36,26$ vorgeschrieben [58]. Die daraus resultierenden Unterschiede liegen im Größenbereich der die unterschiedlichen Betriebsmoden berücksichtigenden Sicherheitsfaktoren. Abb. 6.2 zeigt den Temperaturverlauf der Referenzkurven für die verschiedenen Betriebsmoden.

3) Berechnung der kritischen Sprödbbruchübergangstemperatur T_K

$$T_K = T_{K0} + \Delta T_N + \Delta T_T + \Delta T_F + \Delta T \quad (6.3)$$

T_{K0} ist die aus Kerbschlagbiegeversuchen bei einer Kerbschlagenergie von 48J (Mittelwert) bzw. bei 50 % duktilem Bruchanteil (Mittelwert) sich ergebende maximale Übergangstemperatur im Ausgangszustand. Auch diese Definition ist mehrfach verändert worden und ist in neuerer Ausführung schärfer im Hinblick auf Ausreißer spezifiziert [4].

$\Delta T_{N,T,F}$ sind die Verschiebung der Sprödbbruchübergangstemperatur infolge Ermüdung (N), thermischer Alterung (T) und Bestrahlung (F). In der zylindrischen Kernzone sind ΔT_N und $\Delta T_T = 0$. ΔT_F kann aus dem Surveillanceprogramm vorauseilend bestimmt werden zu

$$\Delta T_{F48} = T_{F48} - T_{K048} \quad (6.4)$$

wobei T_{F48} und T_{K048} die Temperaturen bei einer Kerbschlagarbeit von 48J nach bzw. vor der Bestrahlung sind oder gemäß

$$\Delta T_F = A_F (F \times 10^{-18})^{1/3} \quad (6.5)$$

mit Hilfe eines materialabhängigen Koeffizienten der Bestrahlungsversprödung A_F und der Fluenz F [n/cm^2] ($E > 0,5$ MeV) berechnet werden.

Für eine Bestrahlungstemperatur von $270^\circ C$ erhält man A_F beispielsweise nach Amajev u.a. (zit. in [59]) mit

$$A_F^{270} = 800 (P \% + 0,07 \text{ Cu} \%) \quad (6.6)$$

aus dem Phosphor- und Kupfergehalt des RDB-Materials.

Andere Bestrahlungs- bzw. Betriebstemperaturen können nach [58] korrigiert werden:

$$\Delta A_F^T = A_F^{270} + \Delta A_F^T \quad (6.7a)$$

$$\Delta A_F^T = (270 - T) \cdot x \quad (6.7b)$$

Der Korrekturfaktor x ist 0,2 für 15Ch2MFA-Grund- und 0,4 für -Schweißmetall. ΔT in Gl. (6.3) ist ein zusätzlicher Sicherheitszuschlag, der für die Moden 1 und 2 = 30 °C und für Störfallbedingungen = 0 °C beträgt.

Bei allen Unterschieden im Detail ist das Verfahren des Sprödbruchsnachweises vergleichbar mit der Prozedur der westlichen Regelwerke. Abweichend davon werden T_{K0} bzw. T_K nur auf die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches bezogen, wobei ISO-V-Kerbschlagproben in L-T-Orientierung (d.h. Probenlängsachse: tangential; Rißfortschrittsrichtung: axial) aus einer Tiefenlage, die mindestens ein Viertel der Vergütungswanddicke von der inneren Oberfläche des Schmiederinges entfernt ist, geprüft werden. Diese Orientierung gilt nicht als ungünstigste Orientierung, entspricht aber eher der zu erwartenden Hauptspannungsrichtung ($\sigma_{\text{tang}} = 2 \cdot \sigma_{\text{axial}}$) beim Einsatz unter Reaktorbedingungen. Für Proben aus dem Schweißbereich werden L-S-Orientierung (Probenlängsachse: tangential; Rißfortschrittsrichtung: radial) vorgeschrieben.

Keine Berücksichtigung findet im russischen Standard die Kerbschlaghochlagenenergie, die nach westlichen Standards Mindestwerte in keinem Fall unterschreiten darf.

6.2.2 Relevanz des Parameters "Tiefenlage" für die Sicherheitsbewertung am WWER-Druckbehälter

Als wesentlich für die sicherheitstechnische Bewertung der Tiefenlagenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von WWER-RDB-Stählen sollen die folgenden Ergebnisse der Untersuchung herausgestrichen werden:

1. Alle 3 untersuchten Materialbeispiele für WWER-RDB-Grundmetall haben ebenso wie das Beispiel für Schweißmetall eine Tiefenlagenabhängigkeit erkennen lassen, die im Ausmaß in der Regel geringer ist als die des vergleichsweise mit untersuchten A 533, Cl. 1-Stahles bzw. als die in den Ergebnissen des HSST-Programmes dokumentierten ASTM-Materialien. Während sich typischerweise die Festigkeitswerte der ASTM-Stähle um 10...20 % mit der Tiefenlage ändern und Unterschiede der Übergangstemperatur bis 80 °C gefunden werden, sind bei den WWER-Stählen die Unterschiede kleiner als 10 % bei den Festigkeitswerten und kleiner als 25 °C (von einer Lage bei KU-2 abgesehen) für die Übergangstemperatur. Dabei zeigt das ältere und stärker verunreinigte Material KAB noch die stärkste Tiefenlagenabhängigkeit. Eine sehr geringe Tiefenlagenabhängigkeit besitzt auch das japanische Referenzmaterial JFL, das mit besonderen Qualitätsansprüchen gefertigt worden ist. Aus dieser Sicht kann eine geringe Tiefenlagenabhängigkeit einen Schluß auf hohe Qualität des Erzeugnisses

erlauben. Mindestens z.T. ist die geringe Tiefenlagenabhängigkeit, die für die WWER-Stähle festgestellt wird, mit der kleineren Wandstärke erklärbar, die ein Charakteristikum der WWER-Anlagen darstellt.

2. Die typische Art der Tiefenlagenabhängigkeit ist bei ASTM-Stahl durch eine festere (härtere) und zähere (genauer: weniger sprödbuchanfälligere) Randlage gekennzeichnet, wobei die wesentliche Änderung der Eigenschaften in einer kleiner als 0,25 T-starken Randzone auftritt. Eine ähnliche Charakteristik ist bei den WWER-Stählen lediglich am Material KAB-B bestätigt worden. Bei den Materialien KU-1 und KU-2 zeigen stattdessen gerade 0,25 T-nahe Bereiche die niedrigsten Sprödbbruchübergangstemperaturen. Besonders im Fall des WWER-1000-RDB-Stahles KU-2 würde bei Prüfung der 1/4-T-Lage ein um ca. 30 °C zu niedriger Ausgangswert für den Sprödbuchssicherheitsnachweis gewählt werden. Allerdings zeigen gerade in diesem Fall die Einzelmessungen ein ungewöhnlich breites Streuband um den Kurvenfit, ohne daß metallografische Untersuchungen Anhaltspunkte zur Erklärung der starken Streuungen hätten liefern können. Dieses vom ASTM-Stahl abweichende Verhalten ist auch in [19] ausgewiesen, wobei das nicht für alle Probenorientierungen in gleicher Weise repräsentativ ist (Abb. 2.20).
3. Ein signifikanter Einfluß der Bestrahlung auf die Tiefenlagenabhängigkeit läßt sich nicht erkennen. Der starke Effekt, der von Canonico [3] berichtet wird, ist in anderen Untersuchungen so nicht bestätigt worden. Am KAB-B-Material werden für die Festigkeits- und Härtewerte kein und für die Übergangstemperatur nur ein geringer Einfluß der Bestrahlung auf die Tiefenlagenabhängigkeit nachgewiesen. Das deutet auf zwei unabhängige Mechanismen hin, die den zusätzlichen Verfestigungsbeitrag der härteren Tiefenlagen und die Bestrahlungsverfestigung bewirken. Das Bruchverhalten im Kerbschlagbiegeversuch wird dominant nur durch die bestrahlungsinduzierte Verfestigung bestimmt, so daß der Einfluß anderer Strukturunterschiede verloren geht. In dieser Weise läßt sich die zunehmende Reduktion der Unterschiede in den Übergangstemperaturen zwischen Rand- und 1/4-T-Lage interpretieren.
4. Die tiefenlagenbedingte Änderung der mechanischen Eigenschaften muß in Relation zur Streubreite des typischen Materialverhaltens gesehen werden. Als anschauliches Beispiel sind in den Abbn. 6.3 und 6.4 die Temperaturabhängigkeiten der Kerbschlagarbeit nach Ergebnissen dargestellt, die von einer Institution am CRP-Material JRQ an Proben in T-L- bzw. L-T-Orientierung gemessen worden sind [11]. Die Ergebnisse der beiden tieferen Lagen, für die, wie auch diese Darstellungen zeigen, kein Einfluß der Tiefenlage mehr vorausgesetzt werden muß, erzeugen ein Streuband der Kerbschlagarbeits-Temperatur-Kurven, das eine Spannbreite der Übergangstemperatur T_{41} von ca. 25 °C zur Folge hat. Eine ähnliche Streubreite wird auch für die Ergebnisse der Randlage des JRQ-Materials und für die inneren Lagen des WWER-Materials KU-1 (s. Abb. 5.1.5) festgestellt. Aus dieser Sicht ist den in dieser Arbeit gemessenen Unterschieden von ≤ 25 °C für die verschiedenen Tiefenlagen der WWER-Stähle kein höherer Stellenwert

zuzuordnen als den proben- und materialtypischen Streuungen der Meßwerte. Die Ergebnisse legen sogar die Schlußfolgerung nahe, daß eine dedizierte Prüfprozedur zur Bestimmung von T_{41} mit statistisch korrekter Handhabung der Meßwertstreuungen für die Sicherung konservativer Sprödbbruchbewertung bedeutsamer ist als die Beachtung des Parameters Tiefenlage.

6.2.3 Abschätzung der zulässigen maximalen Neutronenbelastung (EOL)

Mit Hilfe der Gleichungen (6.3) - (6.7) können die zulässigen maximalen Neutronenbelastungen F_{EOL} am Ende der Reaktorlebenszeit abgeschätzt werden. Dabei beträgt $T_{K0} = -61$ °C für die 0- und -43 °C für die 1/4-T-Lage. Die Übergangstemperaturen beziehen sich abweichend vom WWER-Standard auf 41J- statt auf 48J-Kerbschlagarbeit. Die folgenden Abschätzungen werden davon nicht beeinflusst.

Als Bestrahlungskoeffizient A_F werden 30,56 für die 0- und 27,14 für die 1/4-T-Lage berechnet. Dabei sind A_F jeweils mittlere Werte, die aus den Übergangstemperaturen bei einer Kerbschlagarbeit von 41J und 68J für jeweils 2 verschiedene Fluenzniveaus bestimmt worden sind. Diese im Sinne des Regelwerkes nicht korrekte Mittelung soll Einflüsse der Form der Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve mildern, die stark durch die verwendete Fit-Prozedur beeinflusst werden kann. Abb. 6.5 gibt den Zusammenhang zwischen Übergangstemperatur und Fluenz wieder und läßt erkennen, daß die Annahme eines 1/3-Potenzgesetzes in Gl. 6.5 eine brauchbare Näherung darstellt.

Die zulässige Sprödbbruchübergangstemperatur bei EOL ist anlagenspezifisch und wird vom Hersteller vorgegeben. Für die WWER-440/230-Blöcke im KKW Greifswald beträgt sie für den Grundwerkstoff beispielsweise 70 °C [59].

Somit ergeben sich Fluenzen bei EOL von

$$F_{EOL} = 7,9 \cdot 10^{19} \text{ n/cm}^2 \quad (E > 0,5 \text{ MeV})$$

für die Randlage und

$$F_{EOL} = 7,2 \cdot 10^{19} \text{ n/cm}^2 \quad (E > 0,5 \text{ MeV})$$

für die 1/4-T-Lage.

Die Prüfung der 1/4-T-Lage ergibt folglich bis zur Auslegungsgrenze eine konservative Schätzung, die allerdings nicht so konservativ ist, wie das nach [3] für die ASTM-Stähle abgeschätzt werden kann.

Eine Bestimmung der EOL-Fluenz nach Gleichung (6.6) auf der Grundlage von P- und Cu-Gehalt liefert um den Faktor 1,5 - 2 höhere Werte (Tab. 6.1). Das bestätigt die auch in anderen Bestrahlungstests gemachte Erfahrung [60], daß durch Gleichung (6.6) eher der mittlere Trend als eine konservative Grenze charakterisiert wird.

Verwendet man den für KAB-B bestimmten Trend der Bestrahlungsempfindlichkeit für die Materialien KU-1 und KU-2 unter Berücksichtigung des infolge der höheren Reinheit zu erwartenden niedrigeren Niveaus des Bestrahlungseinflusses, so erhält

man aus der 1/4-T-Lage Werte, die nicht mehr konservativ im Hinblick auf das Randlagenverhalten sind. Allerdings sind für beide Materialien die F_{EOL} -Werte in Größenordnungen, die selbst bei Annahme einer 45jährigen Betriebszeit oberhalb der tatsächlich zu erwartenden Neutronenbelastung liegen.

Trotzdem zeigen beide Beispiele ein potentiell kritisches Verhalten im Hinblick auf eine konservative Sicherheitsbewertung. Eine Bewertung anhand der 1/4-T-Lage ist immer dann fraglich, wenn die 1/4-T-Lage im Ausgangszustand nicht die kritischste Lage (d.h. höchste Übergangstemperatur) ist oder bei ähnlichem Verhalten im Ausgangszustand eine höhere Bestrahlungsempfindlichkeit aufweist. Eine qualitative Vorstellung des potentiellen Einflusses soll eine schematische Interpretation der Ergebnisse der Materialien KAB-B und KU-1 liefern, die in Abb. 6.6 veranschaulicht ist. Grundlage sei das Erklärungsmodell von Davidenkov [62]. Es geht von der Annahme zweier konkurrierender Vorgänge vor der Rißspitze eines beanspruchten rißgeschädigten Bauteiles aus. Die Übergangstemperatur ergibt sich danach als Schnittpunkt zwischen einer nicht (oder kaum) temperaturabhängigen kritischen Spröbruchspannung (σ_B) und der stärker temperaturabhängigen Fließgrenze (σ_F) des Materials. Im oberen Teilbild sind die unter Voraussetzung des Modells für KAB-B anzunehmenden Zusammenhänge gezeigt. Die Randlage hat eine höhere Streckgrenze als die 1/4-T-Lage. Ist σ_B unabhängig von der Tiefenlage, so sollte, im Gegensatz zum experimentellen Befund, die Übergangstemperatur im Ausgangszustand T_{K0} größer sein als die der 1/4-T-Lage. Zur Deutung der experimentell ermittelten niedrigeren Übergangstemperatur muß folglich eine höhere kritische Spröbruchspannung σ_B postuliert werden. In diesem sehr einfachen Modell, das von den realen Prozessen im Werkstoff in der Rißspitzenumgebung völlig abstrahiert, kann beispielsweise eine Änderung des Verformungsverhaltens im Sinne einer homogenen Verformung als Zunahme der effektiven Spröbruchspannung verstanden werden. Bestrahlung führt zu einer Verfestigung und damit zu einer Erhöhung der Fließgrenze um $\Delta\sigma_{irr}$, die bei einer unveränderten kritischen Spröbruchspannung eine entsprechende, für beide Tiefenlagen gleiche Zunahme der Übergangstemperatur auf T_K bewirken würde. Die plausible Annahme, daß mit wachsender Bestrahlung die Charakteristik der Verformungsprozesse durch die Bestrahlungsdefekte bestimmt wird, läßt erwarten, daß σ_{Birr} sich auf einen tiefenlagenunabhängigen (in der Zeichnung vereinfachend, aber die Aussage nicht berührend, gleich dem Wert $\sigma_{B1/4}$ vor Bestrahlung gesetzt) Wert einstellt. Im Extremfall würde dann für die Randlage eine höhere Übergangstemperatur T^*_{KR} entstehen als aus der Prüfung der 1/4-Proben abzuschätzen wäre. Realistischer erscheint jedoch die mit den Versuchsergebnissen im Einklang stehende Annahme, daß mit der Bestrahlung T_{KR} und $T_{K1/4}$ etwa die gleichen Werte annehmen.

Im Falle des KU-2-Materials mit der beträchtlich niedrigeren Übergangstemperatur in der 1/4-T-Lage bei kaum tiefenlagenabhängiger Streckgrenze ist für den Fall einer tiefenlagenunabhängigen, nur durch die Versprödung determinierten kritischen Spröbruchspannung trotzdem ein konservatives Prüfergebnis zu erwarten, weil der niedrigere Ausgangswert der Übergangstemperatur durch die erhöhte Bestrahlungsempfindlichkeit (ΔT_{Fmax}) dieser Lage ausgeglichen wird ($T_{KR} = T_{K1/4}$). Im ungünstigen Fall (ΔT_{Fmin}) allerdings wird eine um die Differenz der Übergangstemperaturen im Ausgangszustand zu niedrigere Übergangstemperatur während des Reaktorbetriebes prognostiziert.

Das Modell ist sehr stark vereinfachend. Außerdem sind weitere Konstellationen denkbar. Trotzdem kann mit Vorsicht postuliert werden, daß die Prüfung von 1/4-T-Proben innerhalb des Surveillanceprogrammes immer dann eine brauchbare konservative Basis des Spröbruchsicherheitsnachweises liefert, wenn sichergestellt ist, daß die Randlage keine höhere Spröbruchübergangstemperatur im Ausgangszustand besitzt.

Bei der Sicherheitsbewertung realer WWER-Anlagen erweist sich jedoch nicht die Grundmetallzone als EOL begrenzend. Gravierender als Unterschiede im Verhalten der Tiefenlagen oder als mögliche axiale und azimutale Heterogenitäten ist das Materialverhalten der Schweißnaht in der Kernzone. Beim WWER-440 liegt sie zwar nicht im Bereich der maximalen Neutronenflußdichte, aber die etwa um den Faktor 1,5 niedrigere Neutronenbelastung wird infolge der höheren Übergangstemperaturen im Ausgangszustand und der - zumindest bei den älteren Anlagen mit Schweißnahten minderer Reinheit - deutlich höheren Versprödungssuszeptibilität gegenüber Bestrahlung mehr als ausgeglichen. Als Beleg können die Ergebnisse am Schweißmetall KAB-W angeführt werden:

Bei einer maximal zulässigen Temperatur T_K von 150 °C im Schweißnahtbereich [59] und den experimentell ermittelten Werten von $T_{K_0} = 24$ °C und $A_F = 61,59$ beträgt bei Berücksichtigung der axialen Flußdichteverteilung (Abb. 6.7) die

$$F_{EOL} = 1,3 \cdot 10^{19} \text{ n/cm}^2$$

und ist somit deutlich niedriger als die aus dem Grundmetallverhalten ermittelte maximal zulässige Neutronenbelastung.

Das Ergebnis erscheint insofern verallgemeinerungsfähig zu sein, als in aller Regel im Rahmen des Surveillanceprogrammes der WWER-Anlagen die Schweißmetallproben eine deutlich höhere Versprödungssuszeptibilität als das Grundmetall besitzen [63].

6.2.4 Zusätzliche tiefenlagenabhängige Einflüsse bei der sicherheitstechnischen Bewertung des RDB

(1) Einfluß der Flußabsenkung in der RDB-Wand

Im US-Regelwerk RG 1.99, Rev. 2 kann die Selbstabschirmung der Wand berücksichtigt werden (Flußabsenkung: $F = F_0 \cdot e^{-0,0094x}$, x in mm).

In Abb. 6.8 ist der Verlauf der Übergangstemperatur T_{K41} über der Wand unter Berücksichtigung der Selbstabschirmung für 3 verschiedene Fluenzniveaus nach [64] dargestellt. Die Kurven zeigen ein mit der Fluenz stärker ausgeprägtes Maximum bei etwa 1/4 der Wandstärke.

Abb. 6.9 zeigt die korrespondierenden Verläufe für einen WWER-440-Reaktor unter Verwendung der im vorangegangenen angeführten Werte für T_{K_0} und A_F . T_{K_0} wurde für die Rand-, 1/4-T- und 1/2-T-Lage gemessen und für Zwischenlagen linear interpoliert. A_F wurde zwischen Rand und 1/4 T linear interpoliert und als konstant für Lagen $> 1/4$ T angenommen.

Die Selbstabschirmung der Wand wurde gleichfalls als Exponentialfunktion berücksichtigt. Ihr Verlauf $F = F_0 \cdot e^{-0,008x}$ wurde aus den Neutronenflußdichten für $E > 0,5$ MeV an der RDB-Wandinnen- und -außenseite ermittelt, die mit dem Monte-Carlo-Neutronentransport-Rechenprogramm TRAMO [65]

unter Annahme WWER-440-realer Quellverteilungen (KKW Greifswald, Block 3, 7. Zyklus) berechnet worden waren. Die Ausgangsfluenzen F_0 sind so gewählt, daß die Abbn. 6.8 und 6.9 maßstäblich vergleichbar sind. (Man beachte, daß in Abb. 6.6 F_0 für Neutronenenergien > 1 MeV und in Abb. 6.7 für $> 0,5$ MeV angegeben ist).

Abb. 6.9 zeigt kein ausgeprägtes Maximum der Übergangstemperatur bei der 1/4-T-Lage, vielmehr bleibt die Übergangstemperatur im Randbereich nahezu konstant oder fällt nur leicht ab. Der Verlauf ähnelt stark Ergebnissen aus den erwähnten Nachbestrahlungsuntersuchungen an Bohrkernproben aus dem KKW Gundremmingen [16,17], die allerdings an anderem Material und bei deutlich niedrigeren Fluenzen bestimmt worden sind.

(2) Einfluß der Flußdichte und der Spektrumshärte

Gängige mikromechanische Modelle der Neutronenversprödung deklarieren eine Flußdichteabhängigkeit [66-68]. Dieser Flußdichteeffekt hängt in komplexer Weise von dem zugrunde liegenden Mechanismus der Bestrahlungshärtung, von der Temperatur und der erreichten Fluenz ab. Von Amajev u.a. [69] wird für WWER-440-RDB-Stahl durch vergleichende Bewertung von Ergebnissen, die aus dem Surveillance-Programm zweier mit unterschiedlichen Kernbeladungsstrategien arbeitenden Leistungsreaktoren und aus Bestrahlungsexperimenten in einem Materialtestreaktor gewonnen worden sind, ein Flußdichteeffekt ausgewiesen.

Für eine grobe Abschätzung wird darauf zurückgegriffen. Nach Amajev u.a. erhöht sich der Versprödungskoeffizient A_F um weniger als 10° bei einer Flußdichteänderung von $4 \cdot 10^{12}$ auf $4 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}\text{s}^{-1}$.

Eine logarithmische Extrapolation auf die Flußdichteänderung innerhalb der WWER-440-RDB-Wand für den F_0 -Wert von $9,0 \cdot 10^{19} \text{ n/cm}^2$ liefert den strichpunktierten Verlauf in Abb. 6.9, die EOL-Abschätzung, bezogen auf die 1/4-T-Lage, einen Wert von $F_{EOL} = 6,1 \cdot 10^{19} \text{ n/cm}^2$. Der so abgeschätzte Flußdichteeffekt wirkt ausgleichend auf den Gradienten der Übergangstemperatur in der RDB-Wand und reduziert die EOL um 15 %.

Eine gründliche Analyse der Ergebnisse von Bestrahlungsexperimenten am Oak Ridge Research Reactor PSF hinsichtlich des Einflusses der Flußdichte durch McElroy u.a. [70] ergibt zwar im absoluten Betrag vergleichbare Werte für den Einfluß, die aber abhängig von Material, Fluenz und Flußdichte auch entgegengesetzt wirken können.

Die Selbstabschirmung der Wand schwächt nicht nur die integrale Flußdichte, sondern verringert auch die Spektrumshärte. Dadurch wird der Anteil an Neutronen mit $E < 1$ MeV relativ höher. Mit Schädigungsfunktionen, die den relativen Beitrag eines Neutrons in Abhängigkeit von seiner Energie auf die Eigenschaftsänderung beschreiben, kann ein solcher Effekt berücksichtigt werden. Allerdings ist die physikalisch begründete Verknüpfung zwischen Atomverlagerung und Eigenschaftsänderung selbst in einfachen Modellsystemen noch nicht befriedigend gelöst [71]. Nach Serpan und McElroy [72] liefert eine Integration der differentiellen Neutronenflußdichte über $E > 0,5$ MeV gute Übereinstimmung mit einer versprödungsbezogenen Schädigungsfunktion im LWR-typischen Bereich des Neutronenenergiespek-

trums. In Übereinstimmung mit den Interenergoatom-Standards sind alle Fluenzwerte auf diesen Energiebereich bezogen. Tendenziell sollte der Einfluß des Spektrums ebenfalls einen Ausgleich des Eigenschaftsgradienten bewirken. Für Stähle mit höherem Borgehalt kann allerdings ein größerer Einfluß der Spektrumshärte erwartet werden. Zum Borgehalt der Versuchsmaterialien liegen keine Angaben vor.

(3) Temperatureinfluß

Infolge der γ -Heizung erwärmt sich die RDB-Wand. Setzt man voraus, daß der äußere Rand perfekt isoliert ist, ergibt sich ein exponentieller Temperaturverlauf [73]. Für WWER-440-Bedingungen ist ein Temperaturanstieg von ca. ≤ 10 °C bis zur 1/4-T-Lage und ≤ 13 °C über der gesamten Wand zu erwarten. Das entspricht der Temperaturdifferenz zwischen Surveillance-Proben und Kühlmittel [74] oder der Temperaturstreuung in gut konzipierten Bestrahlungstests. In diesem Streuband werden die Verschiebungen der Übergangstemperatur als temperaturunabhängig angenommen. Qualitativ führt die Temperaturerhöhung im Inneren der RDB-Wand zur Verminderung der Neutronenversprödung. Legt man einer Abschätzung die Ergebnisse des IAEA-CRP-Programmes, Phase 2 zugrunde (Abb. 4.9 in [75]), so ergibt sich ein Verlauf, der in Abb. 6.9 für eine Anfangsfluenz $F_0 = 1,5 \cdot 10^{19}$ n/cm² eingezeichnet ist (doppelt-strichpunktierte Linie). Auch dieser Effekt trägt dazu bei, das Maximum der Versprödung in Nähe der 1/4-T-Lage abzubauen.

(4) Einfluß des Gradienten der Bruchzähigkeit

Nach dem Referenzkurvenkonzept definiert die Kerbschlagübergangstemperatur letztlich die Bruchzähigkeit bei der Temperatur, die der Sicherheitsbewertung zugrunde zu legen ist. Hohe Übergangstemperatur bedeutet niedrige Bruchzähigkeit und somit ein erhöhtes Sprödbbruchrisiko. Unter Bedingungen einer Thermoschockbelastung bei hohem Druck zeigen Analysen, daß Rißinitiierung vorzugsweise auf ein 2 cm breites inneres Randgebiet der RDB-Wand beschränkt ist [76]. Breitet sich ein Riß aus dieser Zone in ein Gebiet mit höherer Bruchzähigkeit aus, so ist ein Verhalten zu erwarten, daß dem warm-prestressing-Effekt [77] gleicht. Umgekehrt kann ein stabil wachsender Riß instabil werden, wenn er in einen Wandbereich hineinläuft, in dem eine verringerte Bruchzähigkeit vorliegt. Insofern wird ein negativer Gradient des Verlaufes der Übergangstemperatur über die RDB-Wand, wie er nach Abb. 6.9 bei höheren Fluenzen für den WWER-RDB erwartet werden kann, materialseitig die Ausbreitung des Risses durch die Wand hemmen.

Bedauerlicherweise fehlen in der Literatur Untersuchungen zum Einfluß eines Gradienten der Bruchzähigkeit auf das Verhalten dickwandiger Behälter.

7. Zusammenfassung

Der Einfluß der Tiefenlage auf die mechanischen Eigenschaften wurde an 140 mm dicken Schmiederingabschnitten aus den WWER-Reaktordruckbehälterstählen 15Ch2MFA und 15Ch2NMFA(A) einschließlich einer Schweißnahtzone untersucht. Vergleichend dazu wurde die Tiefenlagenabhängigkeit an einem 290 mm dicken Schmiederingabschnitt aus dem ASTM-Stahl 508 A Cl. 3 und einer 225 mm starken Walzplatte aus 533 B Class 1 bestimmt. Dazu wurden Härtemessungen, Zug- und Kerbschlagbiegeversuche sowie quasistatische 3-Punkt-Biegeversuche an Proben mit modifizierter Charpy-V-Geometrie (seitgekerbt, ermüdungsangerissen) durchgeführt. Der Einfluß der Bestrahlung und von thermischen Ausheilbehandlungen wurden punktuell an 2 Tiefenlagen erfaßt, die bis zu Neutronenfluenzen von ca. $5 \cdot 10^{18}$ und $7 \cdot 10^{19}$ n/cm² im Reaktor WWER-2 Rheinsberg bestrahlt worden sind.

Die Ergebnisse an den ASTM-Stählen bestätigen die aus der Literatur bekannte Tendenz. Für die Randlage sind Festigkeit, Bruchzähigkeit und Sprödbbruchübergangstemperatur höher und fallen in einer weniger als 1/4 der Wandstärke umfassenden Schicht auf ein Niveau, das sich mit zunehmender Tiefenlage kaum noch verändert. Tiefenlagenabhängiges Zähigkeitsverhalten ist vor allem im Sprödbbruchbereich nachzuweisen, während in der Zähigkeitshochlage keine Unterschiede zwischen den verschiedenen Tiefenlagen mehr auftreten. Ein derartiger Verlauf wird für die WWER-RDB-Schmiederinge nicht grundsätzlich bestätigt. Allgemein wird eine nur schwache Tiefenlagenabhängigkeit beobachtet. Zwischen den verschiedenen Tiefenlagen treten größere Streuungen, aber kaum noch systematische Tendenzen der an ASTM-Stählen beobachteten Art auf. Selbst im Sprödbbruchbereich und unter verschärften Prüfbedingungen ist keine Tiefenlagenabhängigkeit mehr festzustellen. Bemerkenswerte Unterschiede, aber keine systematische Tendenz lassen sich auch in den mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Tiefenlagen der Schweißzone nachweisen.

Durch Gefügeuntersuchungen mit optischen, einschließlich elektronenoptischen und Röntgen- sowie Neutronenbeugungsverfahren sind der Gehalt an voreutektoidem Ferrit und die Homogenität der Karbidverteilung als potentielle Ursachen zu erkennen, die aber allenfalls nur partiell die beobachteten Tiefenlagenabhängigkeiten erklären können. Bildung von voreutektoidem Ferrit und verstärkte Konzentration der Karbide an den Bainitpaketgrenzen führen zu einem Anstieg der Sprödbbruchübergangstemperatur.

Die Tiefenlagenabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften kann für die untersuchten WWER-RDB-Schmiederinge nur teilweise auf den Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit beim Vergüten zurückgeführt werden. Von Einfluß sind lokale Unterschiede in den Elementverteilungen, für die nur indirekte Hinweise gefunden wurden.

Im bestrahlten Zustand ist der mit der Fluenz zunehmende Volumenanteil der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen der entscheidende Parameter für die bestrahlungsbedingte Erhöhung von Festigkeit sowie für die Abnahme der Übergangstemperatur. Eine eindeutige Abhängigkeit dieses Parameters von der Tiefenlage wird nicht nachgewiesen. Einflüsse der Tiefenlage auf die Übergangstemperatur verschwinden mit zunehmender Bestrahlung. Das führt zu einer scheinbar höheren Versprödungssuszeptibilität der Randlage. Im Ausheilverhalten können keine typischen tiefenlagenbedingten Einflüsse detektiert werden.

Bei der sicherheitstechnischen Bewertung auf der Basis des Sprödbruchsicherheitsnachweises sind innerhalb des durch die EOL-Fluenz vorgegebenen Zeitrahmens keine Bedenken gegen die vorgeschriebene Prozedur, die fortschreitende Versprödung durch Surveillance-Proben aus der 1/4-T-Lage nachzuweisen, erkennbar. Unter Beachtung der unter den Betriebsbedingungen zusätzlich wirkenden Einflüsse, wie die Flußschwächung und Neutronenspektrumsverschiebung durch Selbstabschirmung der Wand oder der Entstehung eines Temperaturgradienten durch γ -Heizung, ist ein leicht ansteigender Verlauf der Bruchzähigkeit über der RDB-Wand zu erwarten, der sich vorteilhaft auf das Rißwiderstandsverhalten der Komponenten auswirken wird.

Im Ausgangszustand sind der Verlauf der Bruchzähigkeit oder der Übergangstemperatur über der Wandstärke nachzuweisen. Im Sinne des Basissicherheitskonzeptes ist immer der ungünstigste Wert dem Sprödbruchsicherheitsnachweis zugrunde zu legen. Für die WWER-RDB-Stähle kann ein geringer Tiefenlagen- (und Orientierungs-) Einfluß als Qualitätsnachweis gewertet werden. Besondere Aufmerksamkeit sollte der Prozedur der Ermittlung der Übergangstemperatur im Hinblick auf die Bewertung der Meßwertstreuungen gewidmet werden.

Literaturverzeichnis

- [1] Sicherheitstechnische Regel des KTA, Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen, KTA 3201.1, Fassung 6/90
- [2] Sicherheitstechnische Regel des KTA, Überwachung der Strahlenversprödung von Werkstoffen des Reaktordruckbehälters von Leichtwasserreaktoren, KTA 3203, Fassung 3/84
- [3] Canonico, D.A.: Transition Temperature Consideration for Thick-wall Steel Nuclear Pressure Vessels, Nucl. Eng. Des. 17 (1971) 149
- [4] Jendrich, U.: Vergleich der Festlegungen in den USA, Frankreich, der Sowjetunion und Deutschland zur Berücksichtigung der Strahlenversprödung im Sicherheitsnachweis, BMU-1993-373
- [5] Popp, K, U. Bergmann u.a.: "Irradiation and Annealing Behavior of 15Ch2MFA Reactor Pressure Vessel Steel", Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review (Fourth Volume), ASTM STP 1170, L.E. Steele, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 344-368
- [6] Canonico, D.A., R.G. Berggren: Tensile and Impact Properties of Thick-Section Plate and Weldments, Nucl. Eng. Des. 17 (1971) 4
- [7] Loss, F.J.: Effect of Mechanical Constraint on the Fracture Characteristic of Thick-Section Steel, Nucl. Eng. Des. 17 (1971) 16
- [8] Mager, T.R.: Fracture Toughness Properties of Heavy Section A 533, Grade B, Class 1 Steel Plate and Submerged Arc Weldment, Nucl. Eng. Des. 17 (1971) 76
- [9] Belcher, W.P.A., S.G. Druce: Micromechanisms of Ductile Stable Crack Growth in Nuclear Pressure Vessel Steels, Elastic-Plastic-Fracture: Second Symposium, Vol. II - Fracture Resistance Curves and Engineering Applications, ASTM STP 803, C.F. Shih and J.P. Gudas, Eds., American Society for Testing and Materials, 1983, p. 739
- [10] Klausnitzer, E.: Werkstoffkennwerte zur Beurteilung der Bruchsicherheit von Kernreaktordruckbehältern, First International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Vol. 3 Reactor Pressure Vessels, Part G. Steel Pressure Vessels, A. Jaeger, Ed., Berlin, Sept. 1971, G 5/3-1
- [11] Brumovsky, M., F. Gillemot, A. Kryukov, V. Levit: Final Report on Results from the Phase III of the IAEA CRP on Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and Their Analysis, Nov. 1993

- [12] Manufacturing History and Mechanical Properties of Japanese Materials Provided for the IAEA, Oct. 1986
- [13] Valo, M., K. Wallin, K. Rintamaa, K. Törrönen, R. Ahlstrand: IAEA Coordinated Research Programme on Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and Their Analysis, Phase 3, Presented Status of the Finnish Programme, VTT-MET-B127, May 1989
- [14] Berggren, R.G., W.J. Stelzman: Radiation Strengthening and Embrittlement in Heavy Sections Plate and Welds, Nucl. Eng. Des. 17 (1971) 103
- [15] Hawthorne, J.R.; Postirradiation Dynamic Tear and Charpy-V-Performance of 12-In. Thick A 533 - B Steel Plates and Weld Metal, Nucl. Eng. Des. 17 (1971) 116
- [16] Kussmaul, K., J. Föhl, T. Weissenberg: Investigation of Materials from a Decommissioned Reactor Pressure Vessel - A Contribution to the Understanding of Irradiation Embrittlement, in: Effects of Radiation on Materials, 14th International Symposium (Vol. II) ASTM STP 1046, N.H. Packan, R.E. Stoller, A.S. Kumar, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, 80
- [17] Kussmaul, K. J. Föhl, T. Weissenberg: Investigation of Materials from the Decommissioned Reactor Pressure Vessel of Gundremmingen, Unit A Power Plant, in SMIRT 11 Transaction Vol. F (August 1991) Tokyo, 1991 - F 11/4, 237
- [18] Brumovsky, M.: Service Life of VVER-Type Reactor Pressure Vessels, ZJE-277, Pilsen, 1987
- [19] Filimonov, G.N., I.I. Grekova, B.T. Timofeev: The Consideration of the Anisotropy and Inhomogeneity of Large Forging Properties by Sampling Control Tests, 4. Deutsch-Russisches Seminar "Komponentensicherheit und Qualitätssicherung", Mai 1993, St. Petersburg
- [20] Tenckhoff, E., M. Erve: Materials for Nuclear Power Plants in Western Countries, Atomwirtschaft, April 1992, 185
- [21] Ando, Y.: Forging for Pressurised Components of a Nuclear Steam Supply, in: R.W. Nichols (ed.): Developments in Pressure Vessel Technology-3, Chapter 2, p. 35, London, 1980
- [22] Törrönen, K.: Microstructural Parameters and Yielding in a Quenched and Tempered Cr-Mo-V Pressure Vessel Steel, Technical Research Centre of Finland, Publ. 22, Espoo 1979
- [23] Lotter, U., H.P. Hougardy: Kennzeichnung des Gefüges Bainit, Stahl und Eisen 111 (1991) 113

- [24] Pitsch, W., H.P. Hougardy: Gefügearzeugung in Stählen, Stahl und Eisen 104 (1984) 259
- [25] Edmonds, D.V., R.C. Cochrane: Structure-Property Relationships in Bainitic Steels, Met. Trans. A (1990) 1527
- [26] Druce, S.G., G.P. Gibson, M. Capel: "Microstructural Control of Cleavage Fracture in an A 508 Class 3 Pressure Vessel Steel", Fracture Mechanics: Twenty Second Symposium (Vol. I), ASTM STP 1131, A. Ernst, A. Saxena, D.L. McDowell, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992, 682
- [27] Pickering, F.B.: Structure-Property Relationships in Steels, in: R.W. Cahn, P. Haase, E.J. Kramer (Eds.) "Materials Science and Technology", Vol. 7 - F.B. Pickering (Vol.-ed.), Constitution and Properties of Steels, Weinheim, VCH, pp. 65
- [28] Grange, R.A., Trans ASM 59 (1966) 26
- [29] Brozzo, P.G., A. Buzzichelli, A. Mascanzoni, M. Mirabile: Microstructure and cleavage resistance of low-carbon bainitic steels, Met. Sci. 11 (1977) 123
- [30] Naylor, J.P.: The Influence of the Lath Morphology on the Yield Stress and Transition Temperature of Hartensitic-Bainitic Steels, Metall. Trans. A 10 (1979) 861
- [31] Pickering, F.B.: Microalloying 75; in: Korchynty, M. (Ed.), New York: Union Carbide Corp., p. 9
- [32] Kotilainen, H.: The Micromechanisms of Cleavage Fracture and Their Relationship to Fracture Toughness in a Bainitic Low Alloy Steel, Technical Research Centre of Finland, Publ. 23, Espoo 1980
- [33] Wallin, K., T. Saaro, K. Törrönen: Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel, Metal Science 18 (1984) 13
- [34] Tomita: "Effect of Martensite Morphology on Mechanical Properties of Low Alloy Steels Having Mixed Structure of Martensite and Lower Bainite", Mat. Sc. Techn. 7 (1991) 299
- [35] Werkstoffkunde Stahl, Bd. 1: Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Ed.), Springer-Verlag Berlin 1984, S. 503
- [36] Viehrig, H.-W., U. Bergmann, J. Böhmert, H. Richter: Final Report on Contribution of the Research Center Rossendorf Inc. to IAEA Co-ordinated Research Programme "Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and Their Analysis - Phase 3", Research Center Rossendorf Inc., Nov. 1993

- [37] Popp, K., H.-P. Schützler, H.-W. Viehrig: Bestrahlungsexperimente zur Untersuchung der Neutronenversprödung von Reaktordruckbehälterstählen, Zentralinstitut für Kernforschung Rossendorf, Report, ZfK-679, Sept. 1989
- [38] Richter, H., H.-W. Viehrig, S. Winkler: Ermittlung dynamischer Rißeinleitungszähigkeit mit dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten, 26. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Tagungsbericht, 1994, S. 573
- [39] Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Standard ASTM E 23-86, Philadelphia (1996)
- [40] Urwank, P., Unambiguous Curve Fitting and Error Estimation for Charpy Impact Test Data of Reactor Pressure Vessel Steels, Suitable for a Small Number of Samples, J. Nucl. Mat. 161 (1989) 26
- [41] Bergmann, U., J. Böhmert, H.-W. Viehrig: Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte an Reaktordruckbehälterstählen mit der Einproben-Compliance-Methode und Korrelationen zur Kerbschlagarbeit, Forschungszentrum Rossendorf e.V., FZR-81, März 1995
- [42] Brauer, G., F. Eichhorn, F. Frisius, R. Kampmann: Investigation of Neutron Irradiated Soviet Type Reactor Pressure Vessel Steels by Small Angle Neutron Scattering, Effects of Radiation on Materials: 16th International Symposium, ASTM STP 1175, S.K. Kumar, D.S. Gelles, R.K. Nanstad, E.A. Little (Eds.), Philadelphia, 1994 (in press)
- [43] Haubold, H.G.: Jusifa - A New User-dedicated ASAXS Beamline for Material Science, Rev. Sci. Instrum. 60 (1989) 1943
- [44] Brauer, G., L. Liskay, B. Molnar, R. Krause: "Microstructural Aspects of Neutron Embrittlement of Reactor Pressure Vessel Steels - A View from Positron Annihilation Spectroscopy", Nucl. Eng. Des. 127 (1991) 47
- [45] Brauer, G., L.M. Snob, J. Kocik: Positron Annihilation Study of Radiation Damage in Neutron Irradiated Reactor Pressure Vessel Steels, Report ZfK-703 (April 1990), Zentralinstitut für Kernforschung Rossendorf
- [46] Göllner, J., I. Garz: Rauschdiagnostik bei der Lochkorrosion, Wissensch. Zeitung TU Magdeburg 34 (1990) 7, S. 20
- [47] Brumovsky, M., J. Brynda, Z. Hrbek, J. Sulc: Properties of Semiproducts for VVER 440 Reactor Pressure Vessels, Report ZJE-255, Skoda Works, Pizen, 1981
- [48] Holzmann, M., B. Vlach, J. Man, J. Bilek: Int. J. Vessel & Piping 36 (1989) 125

- [49] Dahl, W.: Mechanische Eigenschaften in [35], a.a. O. S. 235
- [50] Lucas, G.E., G.R. Odette: Recent Advances in Understanding Radiation Hardening and Embrittlement Mechanisms in Pressure Vessel Steels, Proc. of the Second Int. Symp. on Environment Degradation of Materials 1986, p. 345
- [51] Große, M., J. Böhmert, H.-W. Viehrig: Correlation between Volume Fraction of Radiation-Induced Precipitates and Toughness of Cr-Mo-V Alloyed VVER Pressure Vessel Steel, J. Nucl. Mat. 211 (1994) 177
- [52] Riedel, H.: Fracture Mechanisms, in: Material Science and Technology, ed. by R.W. Cahn, Vol. 6 - Plastic Deformation and Fracture of Materials, H. Mugrabi (Vol.-ed.), S. 565 ff., Weinheim 1993
- [53] Wallin, K., T. Saario, K. Törrönen: Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel, Metal Science 18 (1984) 13
- [54] Wallin, K.: Metallurgical Factors Affecting Cleavage Fracture in Steel, Res. Report 460, VTT Espoo, Finland, 1987
- [55] Lee, S., B. C. Kim, D. Kwon: Fracture Toughness Analysis of Heat-Affected Zones in High-Strength Low-Alloy Steel Welds, Met. Trans. 1993 (24A) 1133
- [56] Xu, X.X., Q.G. Cai, Y. Su, C.X. Hou, W.D. Ma: Statistical Model of Cleavage Fracture in Granular Bainite in Simulated Weld Heat Affected Zone, Mat. Sc. and Techn. 1889 (5) 913
- [57] Pickering, F.B., in: Transformations and Hardenability in Steels, Ann Harbor, 1967, S. 169
- [58] Konecna, A., P. Hosnedl, V. Valenta: Analysis of Brittle Fracture Condition in WWER Type Reactor Pressure Vessel, Meeting of the Working Group for Reactor Dosimetry of VVER (WGRD-VVER), Prag, April 1994
- [59] Gesellschaft für Reaktorsicherheit (GRS) mbH: Sicherheitsbeurteilung des Kernkraftwerkes Greifswald, Block 1-4, GRS-77 (Juni 1990)
- [60] Böhmert, J., H.-W. Viehrig: Bestrahlungsexperimente im Rheinsberger WWER-2-Reaktor zum Nachweis der neutroneninduzierten Versprödungssuszeptibilität von russischen Druckbehälterstählen, Jahrestagung Kerntechnik '94, Tagungsbericht, S. 388
- [61] Falcnik, M., M. Brumovsky, M. Vacek: Radiation Embrittlement of Reactor Pressure Vessel Steels (IAEA Research Programs), Nucleon 3-4 (1993) 15

- [62] Fabry, A., T. Petrova, E. Van der Walle u.a.: RPV Steels Embrittlement "Damage Modelling and Micromechanics in an Engineering Perspective", Proc. of a Specialist's Meeting on Irradiation Embrittlement and Optimization of Annealing, Paris, Sept. 1993, JWG-LMNPP93/03, S. 269
- [63] Kryukov, A.M., V. Levit, P.A. Platonov: On the Mechanisms of the Radiation Embrittlement of VVER-440-Type Pressure Vessel Steel and the Effect of Phosphorus, 5th Specialists Meeting of Scientific and Engineering Cooperation Agreement - Safety of Components, Stuttgart, October 1994
- [64] Kußmaul, K. (ed.): Werkstoffe, Fertigung und Prüfung drucktragender Komponenten von Hochleistungsdampfkraftwerken, Vulkan-Verlag, Essen, 1981, S. 84
- [65] Barz, H.U., H.-F. Potter, G. Suschowk: Einfluß von Beladungsvarianten des WEER-440 auf die Neutronenfußdichteverteilung im Druckgefäßbereich, Kernenergie 31 (1988) 133
- [66] Pavinich, W.A., T.J. Griesbach, W.L. Server: An Overview of Radiation Embrittlement Modelling for Reactor Vessel Steels, Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review (Forth Volume), ASTM STP 1170, L.E. Steele, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 99-117
- [67] Lucas, G.E., G.R. Odette, P.M. Lombrozo, J.W. Sheckhard: Effects on Composition, Microstructure and Temperature on Irradiation Hardening of Pressure Vessel Steels, Effects of Radiation on Materials; Twelfth International Symposium, ASTM STP 870, F.A. Gerner and J.S. Perring, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1985, pp. 900-930
- [68] Stoller, R.E.: Modelling the Effect of Displacement Rate, IGRDM-IV; Workshop on Rate Effects, Fontainebleau, France, Nov. 1992
- [69] Amayev, A.D., A.M. Kryukov, V.I. Levit, M.A. Sokolov: Radiation Stability of WWER-440 Vessel Materials, Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review (Forth Volume), ASTM STP 1170, L.E. Steele, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 2-29
- [70] McElroy, W.N., R. Gold, R.L. Simons, J.H. Roberts: Trend Curve Data Development and Testing, in "Influence of Radiation on Material Properties: 13th International Symposium, ASTM STP 956, F.A. Garner, C.H. Henager, Jr., N. Igata, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987, 505
- [71] Weber, W.J., L.K. Mansur, F.W. Clinard, D.M. Parkin, Radiation Effects on Materials in High-Radiation Environments: A Workshop Summary, J. Nucl. Mat. 184 (1991), 1-21

- [72] Serpan, C.Z., W.N. McElroy: Damage-Function Analysis of Neutron-Energy and Specimen Effects upon the Radiation Embrittlement of Steels, Radiation Damage in Reactor Materials, IAEA-SM-120/E-2, Vienna, pp. 33-51
- [73] Weisman (ed.): Elements of Nuclear Reactor Design, Elsevier Scientific Publ. Comp., Amsterdam, 1977, pp. 887
- [74] Gillemot, F., P. Trampus, J. Rittinger: Evaluation of WWER-440 Surveillance at Paks NPS, Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review (Third Volume), ASTM STP 1011, L.E. Steele, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 73-82
- [75] Analysis of the Behaviour of Advanced Reactor Pressure Vessel Steels and Neutron Irradiation, Final Report of IAEA Co-ordinated Research Programme 1977-83, Technical Reports Series No. 265, Vienna, 1986
- [76] Pennell, W.E.: Heavy-Section Steel Technology Program Overview, Nucl. Engineering and Design 142 (1993), 117-135
- [77] Azodi, D., M. Glahn, F. Kersting, H. Schulz, J. Jansky: Berücksichtigung der thermoschock-induzierten Beanspruchung bei Reaktordruckbehältern von Druckwasserreaktoren, BMI-1983-025, Dezember 1983

Verzeichnis der Symbole und Abkürzungen

AES	-	Augerelektronenspektroskopie
ASAXS	-	Abnormal small angle X-ray scattering (Anormale Röntgen-Kleinwinkelstreuung)
ASTM	-	American Society for Testing and Materials
CRP	-	Coordinated Research Programme
CT	-	Compact Tension
3-PB-Versuch	-	3-Punktbiegeversuch
EDX	-	Energiesensitive Röntgenanalyse
EOL	-	End of life
HSST	-	Heavy Section Steel Technology
HV	-	Vickershärte
IAEA	-	International Atomic Energy Authority
KTA	-	Kerntechnischer Ausschuß
NDT	-	Nihil Ductil Transition
PAS	-	Positronenannihilationsspektroskopie
PIXE	-	Partikelinduzierte Röntgenemission
RDB	-	Reaktordruckbehälter
REM	-	Rasterelektronenmikroskopie
RH-2	-	Bestrahlungsprogramme Rheinsberg 2
RH-3	-	Bestrahlungsprogramme Rheinsberg 3
SANS	-	Small angle neutron scattering (Neutronenkleinwinkelstreuung)
TEM	-	Transmissionselektronenmikroskopie
USE	-	Upper Shelf Energy
WWER	-	Wassergekühlter, wassermoderierter Energiereaktor (Bezeichnung für russischer Druckwasserreakortyp)
ZTU	-	Zeit-Temperatur-Umwandlungsprogramm
A_F	-	Versprödungskoeffizient
E	-	Energie
F	-	Fluenz
F_{EOL}	-	Fluenz bei EOL
K_{Ic}	-	Bruchzähigkeit
R_{ed}	-	dynamische Streckgrenze
R_{md}	-	dynamische Zugfestigkeit
R_m	-	Zugfestigkeit
R_p	-	Streckgrenze
T	-	Dicke des Schmiederinges
T_K	-	Spröbruchübergangstemperatur
T_{K0}	-	Spröbruchübergangstemperatur im Ausgangszustand
T_{41}, T_{48}	-	Übergangstemperatur, bezogen auf eine Kerbschlagenergie von 41 bzw. 48 Joule
$\Delta T_{N,T,F}$	-	Verschiebung der Spröbruchübergangstemperatur infolge Ermüdung, thermischer Alterung und Bestrahlung

Verzeichnis der Tabellen

- Tab. 2.1 Tiefenlagenabhängigkeit mechanischer Eigenschaften im un- und bestrahlten Zustand nach Berggren und Stelzman [14]
- Tab. 2.2 Chemische Zusammensetzung (in Masse-%) und Wärmebehandlung von WWER-RDB-Materialien nach [18]
- Tab. 3.1 Arbeitsprogramm - Übersicht
- Tab. 4.1 Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlung des Untersuchungsmaterials (WWER-RDB-Stähle)
- Tab. 4.2 Bestrahlungsexperimente RH-2 und RH-3 am WWER-2 Rheinsberg am Untersuchungsmaterial KAB
- Tab. 5.1.1 Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials KAB-B
- Tab. 5.1.2 Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials KU-1
- Tab. 5.1.3 Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials KU-2
- Tab. 5.1.4 Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials JRQ (eigene Messungen, Erg. nach [12])
- Tab. 5.1.5 Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials JFL
- Tab. 5.2.1 Parameter der Karbidstruktur, bestimmt mit TEM an Replikas
- Tab. 5.2.2 Ergebnisse der Vollanalyse an KAB-Proben der Tiefenlagen (0), (3), (6) und (10)
- Tab. 5.3.1 Härte HV10, Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m des Materials KAB-B nach unterschiedlicher Abkühlung (angelassener Zustand)
- Tab. 5.4.1 Einfluß der Tiefenlage auf die Änderung der Spröbruchübergangstemperatur ΔT_F und dem Volumenanteil f_{irr} der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen für KAB-B
- Tab. 6.1 Fluenz bei EOL, berechnete Werte

Verzeichnis der Abbildungen

- Abb. 2.1 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{NDT} , der Zugfestigkeit, der Streckgrenze, der Brucheinschnürung, der Bruchdehnung und der Härte einer 300 mm Walzplatte aus ASTM-Stahl A 533, grade B, Class 1 nach Canonico und Berggren [6]
- Abb. 2.2 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für die 0-, 1/4-T- und 1/2-T-Lage einer 300 mm Walzplatte aus ASTM-Stahl A 533, grade B, Class 1 nach Canonico und Berggren [6]
- Abb. 2.3 Tiefenlagenabhängigkeit der Bruchzähigkeit K_{Ic} von 300 mm Walzplatten aus ASTM-Stahl A 533, grade B, Class 1 bei -100 °C (Mittelwerte für Längs- und Querproben nach Mager [8])
- Abb. 2.4 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze, der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung eines 545 mm Schmiedestückes aus ASTM-Stahl A 508, Class 3 nach Belcher und Druce [9]
- Abb. 2.5 Reißwiderstandskurven von 1-CT-Proben aus 3 verschiedenen Tiefenlagen nach Belcher und Druce [9] (Material: Schmiedestück, 545 mm dick, A 508, Class 3)
- Abb. 2.6 Tiefenlagenabhängigkeit der Zugfestigkeit, der Streckgrenze und der Bruchdehnung für ein 540 mm Schmiedestück aus 22NiMoCr7 nach Klausnitzer [10]
- Abb. 2.7 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur NDT und der Kerbschlagzähigkeit bei 0 °C für ein 540 mm Schmiedestück aus 22NiMoCr7 nach Klausnitzer [10]
- Abb. 2.8 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0.2}$, der Zugfestigkeit R_m , der Bruchdehnung A und der Brucheinschnürung Z für einen 290 mm Schmiedering aus A 508, Class 3 nach [12]
oben: Längsproben unten: Querproben
- Abb. 2.9 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur NDT für einen 290 mm Schmiedering aus A 508, Class 3, Längsproben nach [12]
- Abb. 2.10 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0.2}$, der Zugfestigkeit R_m , der Bruchdehnung A und der Brucheinschnürung Z für zwei 225 mm Walzplatten aus A 533 B, Class 1 nach [12]
oben: Platte Stahl A unten: Platte Stahl B
- Abb. 2.11 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur TT_{41J} für zwei 225 mm Walzplatten aus A 533 B, Class 1, Quer- und Längsproben nach [12]
oben: Platte Stahl A unten: Platte Stahl B

- Abb. 2.12 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0,2}$, der Zugfestigkeit R_m , der Bruchdehnung A und der Brucheinschnürung Z für eine 225 mm Walzplatte aus A 533 B, Class 1 nach [11], japanische Messungen
- Abb. 2.13 Änderung der Spröbruchübergangstemperatur bei einer Kerbschlagenergie von 41 J und der Kerbschlagenergie in der Hochlage USE mit der Tiefenlage in einer 225 mm Walzplatte aus A 533 B, Class 1 nach [11], alle Messungen
- Abb. 2.14 Dynamische J-Integrale bei duktiler Rißinitiierung J_{id} und bei Maximalkraft $J_{Fmax d}$ in Abhängigkeit von der Temperatur für verschiedene Tiefenlagen nach [13]
- Abb. 2.15 Einfluß der Bestrahlung bei 306 °C auf die Kerbschlagzähigkeits-Temperaturkurve für verschiedene Tiefenlagen nach [3], 300 mm Walzplatte, A 533 B, Class 1
- Abb. 2.16 Verlauf der Spröbruch-Übergangstemperatur bei 41J-Kerbschlagarbeit über die RDB-Wand im unbestrahlten und bestrahlten Zustand nach [16], Schmiedering, 20NiMoCr26
- Abb. 2.17 Verlauf der Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage über die RDB-Wand im unbestrahlten und bestrahlten Zustand nach [16], Schmiedering, 20NiMoCr26
- Abb. 2.18 Reaktordruckbehälter der Reaktoren WWER-440 und WWER-1000 - schematischer Aufbau nach [18] (AZ - Reaktorkernbereich)
- Abb. 2.19 Tiefenlagenabhängigkeit der Zugfestigkeit (UTS), Streckgrenze (YS), Brucheinschnürung (Z) und Bruchdehnung (A) für ein 193 mm (oben) und ein 330 mm (unten) dickes Schmiedestück aus 15Ch2NMFAA nach [19]
- Abb. 2.20 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{K0} für ein 193 mm (oben) und ein 330 mm (unten) dickes Schmiedestück aus 15Ch2NMFAA nach [19]
- Abb. 2.21 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für 3 verschiedene Tiefenlagen eines Schmiedestückes aus 15Ch2MFA nach [19]
- Abb. 2.22 Einfluß des Volumenanteils von unteren Bainit auf die wahre Kerbzugfestigkeit (True NTS) von 0,2 % C und 0,4 % C-Cr-Ni-Mo-Stählen nach [34]
- Abb. 2.23 Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm mit Abkühlungskurven für Zylinder mit 50 bzw. 200 mm Durchmesser nach Abschrecken in Öl (oben) und Änderung von 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A und Brucheinschnürung Z mit der Abkühlungsdauer bis 500 °C, Schematische Darstellung unter Verwendung von Daten aus [35]

- Abb. 4.1 Probenschnittplan für Versuchsmaterial KAB-B und KAB-W
- Abb. 4.2 Probenschnittplan für Versuchsmaterial KU-1
- Abb. 4.3 Probenschnittplan für Versuchsmaterial KU-2
- Abb. 4.4 Bestrahlungspositionen im Reaktor WWER-2 Rheinsberg
- Abb. 4.5 Schematischer Aufbau des Instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchsstandes
- Abb. 4.6 Schematischer Aufbau des 3-Punktbiegeversuches zur Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte nach der Einproben-Compliance-Methode
- Abb. 5.1.1 Tiefenlagenabhängigkeit der Härte HV 10 für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle
- Abb. 5.1.2 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0.2}$ für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle
- Abb. 5.1.3 Tiefenlagenabhängigkeit der Zugfestigkeit R_m für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle
- Abb. 5.1.4 Tiefenlagenabhängigkeit der Bruchdehnung A_f für verschiedene WWER-Stähle
- Abb. 5.1.5 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für verschiedene Tiefenlagen, Block KU-1
- Abb. 5.1.6 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für verschiedene Tiefenlagen, Block KU-2
- Abb. 5.1.7 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für verschiedene Tiefenlagen, JRQ
- Abb. 5.1.8 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{41} für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle
- Abb. 5.1.9 Tiefenlagenabhängigkeit der Kerbschlagarbeit in der Hochlage für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle
- Abb. 5.1.10 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Fließgrenze R_{ed} für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle
- Abb. 5.1.11 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Festigkeit R_{md} für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle
- Abb. 5.1.12 Reißwiderstandskurven der Stähle 15Ch2NMFAA, A 508, Class 3 und StE 460 bei Raumtemperatur

- Abb. 5.1.13 Zusammenhang zwischen Reißinitiierungszähigkeit und Temperatur für 3 Tiefenlagen des Materials KU-1
($J_{0,2}$ - J-Integrale bei 0,2 mm stabilem Reißwachstum,
 J_c - J-Integrale bei instabiler Reißausbreitung)
- Abb. 5.1.14 Zusammenhang zwischen Reißinitiierungszähigkeit und Temperatur für 3 Tiefenlagen des Materials KU-2
($J_{0,2}$ - J-Integrale bei 0,2 mm stabilem Reißwachstum,
 J_c - J-Integrale bei instabiler Reißausbreitung)
- Abb. 5.1.15 Zusammenhang zwischen Reißinitiierungszähigkeit und Temperatur für 3 Tiefenlagen des Materials JRO
($J_{0,2}$ - J-Integrale bei 0,2 mm stabilem Reißwachstum,
 J_c - J-Integrale bei instabiler Reißausbreitung)
- Abb. 5.1.16 Tiefenlagenabhängigkeit der Härte HV 10 von un- und bestrahltem KAB-B-Material
 $F_1 = 5,2 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$); $F_2 = 71 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$
($E > 0,5 \text{ MeV}$)
- Abb. 5.1.17 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für 2 Tiefenlagen des Materials KAB-B im un- und bestrahlten Zustand
- Abb. 5.1.18 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{41} des Materials KAB-B im un-, im bestrahlten und im ausgeheilten Zustand
($F_1 = 5,1-5,2 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$); $F_2 = 70-71 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$), F_2 ausgeheilt: nach Bestrahlung F_2 bei $475 \text{ }^\circ\text{C}/152 \text{ h}$ gegläht)
- Abb. 5.1.19 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Fließgrenze R_{ed} des Materials KAB-B im un-, im bestrahlten und im ausgeheilten Zustand, Prüftemperatur: $20 \text{ }^\circ\text{C}$ ($F_1 = 5,1-5,2 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $F_2 = 70-71 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$))
ausgeheilt: nach Bestrahlung F_1 oder F_2 bei $475 \text{ }^\circ\text{C}/152 \text{ h}$ gegläht
- Abb. 5.1.20 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Festigkeit R_{md} des Materials KAB-B im un-, im bestrahlten und im ausgeheilten Zustand, Prüftemperatur: $20 \text{ }^\circ\text{C}$ ($F_1 = 5,1-5,2 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $F_2 = 70-71 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$))
ausgeheilt: nach Bestrahlung F_1 oder F_2 bei $475 \text{ }^\circ\text{C}/152 \text{ h}$ gegläht
- Abb. 5.1.21 Isochrones Ausheilverhalten der Härte HV 10
Glühzeit: 1 h
- Abb. 5.1.22 Isochrones Ausheilverhalten der Härte HV 10
Glühzeit: 10 h

- Abb. 5.1.23 Isochrones Ausheilverhalten der Härte HV 10
Glühzeit: 100 h
- Abb. 5.1.24 Isothermisches Ausheilverhalten der Härte HV 10 bei 340 °C
- Abb. 5.1.25 Isothermisches Ausheilverhalten der Härte HV 10 bei 430 °C
- Abb. 5.1.26 Isothermisches Ausheilverhalten der Härte HV 10 bei 490 °C
- Abb. 5.2.1 Gefüge des Materials KAB-B der Lagen (0) [oben], (3) [Mitte] und (6) [unten], lichtmikroskopische Aufnahme, 200x
- Abb. 5.2.2 Gefüge des Materials KU-1 der Lagen 0 (oben), 1/4-T (Mitte) und 1/2-T (unten),
lichtmikroskopische Aufnahme, 200x
- Abb. 5.2.3 Gefüge des Materials KU-2 der Lagen 0 (oben), 1/4-T (Mitte) und 1/2-T (unten),
lichtmikroskopische Aufnahme, 200x
- Abb. 5.2.4 Gefüge des Schweißmetalls KAB-W in verschiedenen Tiefenlagen,
lichtmikroskopische Aufnahme, 50x (oben), 200x (unten)
a) 0,115 T b) 0,25 T c) 0,45 T
- Abb. 5.2.5 Tiefenlagenabhängigkeit des Gehaltes x an voreutektoidem Ferrit im Material KAB-B
- Abb. 5.2.6 Tiefenlagenabhängigkeit der Austenitkorngröße d im Material KAB-B
- Abb. 5.2.7 TEM-Folienaufnahmen der Lagen (0) [oben], (3) [Mitte] und (6) [unten] des Materials KAB-B
- Abb. 5.2.8 Karbidgrößenverteilung für 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B, gemessen mit TEM an Replikas
- Abb. 5.2.9 Karbidverteilung für 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B, Tiefenlage (0) - oben, Tiefenlage (3) - Mitte, Tiefenlage (6) - unten
a) TEM an Replikas b) REM
- Abb. 5.2.10 Tiefenlagenabhängigkeit der Flächendichte der $M_{23}C_6$ -Karbide innerhalb der Bainitpaketgrenzen
- Abb. 5.2.11 Paarkorrelationsfunktionen $g(r)$ der Karbidverteilungen in 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B
- Abb. 5.2.12 Röntgenkleinwinkelstreuung von KAB-B-Proben verschiedener Tiefenlagen

- Abb. 5.2.13 Tiefenlagenabhängigkeit der $M_{23}C_6$ -Karbidgröße der Materialien KAB-B und KU-1
- Abb. 5.2.14 Tiefenlagenabhängigkeit der probenbedingten Verbreiterung f des 110-Fe-Reflexes des Materials KAB-B
- Abb. 5.2.15 AES-Elementverteilung über einem 400- μ m-Scan für KAB-B, Randlage
- Abb. 5.2.16 AES-Elementverteilung über einem 400- μ m-Scan für KAB-B, 1/4-T-Lage
- Abb. 5.2.17 Rausch-Zeit-Kurve und Verlauf der Stromdichte für KAB-B, Randlage
Meßbedingungen: Boratpufferlösung pH 8,4 + 0,01 M NaCl,
 $U = -125$ mV [GKE], $T = 25$ °C, Meßfläche 0,4 cm²
- Abb. 5.2.18 Rausch-Zeit-Kurve und Verlauf der Stromdichte für KAB-B, 1/2-T-Lage, Meßbedingungen: Boratpufferlösung pH 8,4 + 0,01 M NaCl,
 $U = -125$ mV [GKE], $T = 25$ °C, Meßfläche 0,4 cm²
- Abb. 5.2.19 Abhängigkeit der RMS-Werte des Stromrauschens unter potentiostatischen Bedingungen vom Potential, Meßbedingungen: Boratpufferlösung pH 8,4 + 0,01 M NaCl, $T = 25$ °C, Meßzeit 10 min je Potentialwert
- Abb. 5.2.20 Tiefenlagenabhängigkeit der Koerzitivfeldstärke H_{cm} für das Material KU-1
- Abb. 5.2.21 Tiefenlagenabhängigkeit des Klirrfaktors für das Material KU-1
- Abb. 5.2.22 Tiefenlagenabhängigkeit der maximalen Amplitude des magnetischen Barkhausenrauschens für das Material KU-1
- Abb. 5.2.23 Tiefenlagenabhängigkeit der minimalen Amplitude des magnetischen Barkhausenrauschens für das Material KU-1
- Abb. 5.2.24 Tiefenlagenabhängigkeit der Positronenlebensdauer im Material KAB-B nach [44]
- Abb. 5.2.25 Röntgenkleinwinkelstreuung für 2 Tiefenlagen des Materials KAB-B, bestrahlter Zustand (F_2)
- Abb. 5.2.26 Energieabhängigkeit der auf den Streuvektor $Q = 0$ extrapolierten Kleinwinkelstreuintensität bei 15Ch2MFA
- Abb. 5.2.27 Tiefenlagenabhängigkeit des Volumenanteils f der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen nach SANS-Messungen [42]

- Abb. 5.2.28 TEM-Gefügaufnahme des Materials KAB-B im bestrahlten Zustand (F_2), Bainit
Tiefenlage (0) - oben, (3) - unten
- Abb. 5.2.29 TEM-Gefügaufnahme des Materials KAB-B im bestrahlten Zustand (F_2), voreutektoider Ferrit
Tiefenlage (0) - oben, (3) - unten
- Abb. 5.3.1 Kontinuierliches ZTU-Diagramm für 15Ch2MFA nach [47] mit Abkühlungskurven der simulierten Wärmebehandlungen
- Abb. 5.3.2 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime A nach Abkühlung - oben, angelassen - unten
- Abb. 5.3.3 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime B nach Abkühlung - oben, angelassen - unten
- Abb. 5.3.4 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime C nach Abkühlung - oben, angelassen - unten
- Abb. 5.3.5 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime D nach Abkühlung - oben, angelassen - unten
- Abb. 5.3.6 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime E nach Abkühlung - oben, angelassen - unten
- Abb. 5.3.7 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime F nach Abkühlung - oben, angelassen - unten
- Abb. 5.4.1 Vergleich der nach dem linearen Mischungsmodell berechneten Härte (durchgezogene Linie) und den experimentellen HV30-Werten für das Material KAB-B
- Abb. 5.4.2 Vergleich der nach Gleichung (5.4) berechneten Werte der Streckgrenze $R_{p0,2}$ und der Zugfestigkeit R_m mit den experimentellen Daten für das Material KAB-B
- Abb. 5.4.3 Korrelation zwischen dem Volumenanteil der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen f_{irr} und der Änderung der Streckgrenze $\Delta R_{p0,2F}$ an 15Ch2MFA-Grund- und Schweißmetall nach [51]
- Abb. 5.4.4 Korrelation zwischen dem Volumenanteil der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen und der Verschiebung der Sprödbrechübergangstemperatur T_{F41} für verschiedene 15Ch2MFA-Stähle mit unterschiedlichen Zusammensetzungen nach [51]
- Abb. 5.4.5 Spannungsverlauf vor der Rißspitze für verschiedene Verfestigungsexponenten n

- Abb. 5.4.6 Temperaturabhängigkeit der berechneten Bruchzähigkeit für verschiedene ebene Karbiddichten
- Abb. 5.4.7 Temperaturabhängigkeit der berechneten Bruchzähigkeit für verschiedene mittlere Karbidgrößen
- Abb. 5.4.8 Temperaturabhängigkeit der berechneten Bruchzähigkeit für unterschiedliche Streckgrenzen
- Abb. 5.4.9 Vergleich der Tiefenlagenabhängigkeit der nach dem Modell berechneten Spröbruchübergangstemperatur $T_{Kf=50 MPa\sqrt{m}}$ und der gemessenen Übergangstemperatur T_{41} für das Material KAB-B
- Abb. 6.1 Korrelation zwischen Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Kerbschlagübergangstemperatur T_{41} für verschiedene WWER- und ASTM-RDB-Stähle
- Abb. 6.2 Referenzkurve der Bruchzähigkeit zur Ermittlung der maximalen Spannungsintensität für die verschiedenen Betriebsmoden für WWER-440-RDB, Schweißnahtbereich nach [48]
- Abb. 6.3 Temperaturabhängigkeit der Kerbschlagarbeit
 Material: JRQ; Probenorientierung: T-L,
 Tiefenlage: RQJA 091 - 10 mm
 RQJA 051 - 55 mm
 RQJA 092 - 112 mm
 japanische Messungen [11]
- Abb. 6.4 Temperaturabhängigkeit der Kerbschlagarbeit
 Material: JRQ; Probenorientierung L-T
 Tiefenlage: RQJA 012 - 10 mm
 RQJA 052 - 55 mm
 RQJA 092 - 112 mm
 japanische Messungen [11]
- Abb. 6.5 Fluenzabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperaturen T_{41} und T_{68} für KAB-B
- Abb. 6.6 Schematischer Verlauf von Spröbruchspannung und Fließgrenze über der Temperatur im un- und bestrahlten Zustand für die Rand- und 1/4-T-Lage für die Materialien KAB-B (Fall 1 - oben) und KU-1 (Fall 2 - unten)
- Abb. 6.7 Axialer Verlauf der Neutronenflußdichte für einen WWER-440-Reaktorkern
- Abb. 6.8 Änderung der Übergangstemperatur über der RDB-Wand nach [64]
- Abb. 6.9 Änderung der Übergangstemperatur über der RDB-Wand eines WWER-440, bestimmt nach Ergebnissen dieser Arbeit

Tabelle 2.1

Tiefenlagenabhängigkeit mechanischer Eigenschaften im un- und bestrahlten Zustand nach Berggren und Stelzman [14] (Walzplatte, 300 mm dick, A 533 B, Class 1, Längsproben)

Lage	unbestrahlt			Bestrahlungssuszeptibilität A			
	R _{PO,2} /MPa	R _m /MPa	ΔTT ₄₁ /°C	für R _{PO,2} /MPa		für ΔTT ₄₁ /°C	
				*	**	*	**
0	592	679	-98	71,7	35,9	42	17,8
1/4 T	479	619	-12	84,1	38,6	37,8	17,2
1/2 T	475	621	-7	90,3	38,3	40,5	22,2

Bemerkungen:

* Bestrahlungstemperatur: 65 °C

** Bestrahlungstemperatur: 290 °C

R_{PO,2} - Streckgrenze, R_m - Zugfestigkeit, ΔTT₄₁ - Verschiebung der Spröbruchübergangstemperatur TT_{bestrahlt} - TT_o bei 41J-Kerbschlagenergie

$$A = \frac{\text{Eigenschaftsänderung infolge Bestrahlung}}{(\text{Fluenz } [10^{18} \text{ n/cm}^2])^{1/2}}$$

Tabelle 2.2

Chemische Zusammensetzung (in Masse-%) und Wärmebehandlung von WWER-RDB-Materialien nach [18]

Material	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
15Ch2MFA	0,13	0,30	0,17	max.	max.	2,50	max.	0,60	0,25	(max.
	0,18	0,60	0,37	0,025	0,025	3,00	0,40	0,80	0,35	0,30)
15Ch2NMFAA	0,13	0,30	0,17	max.	max.	1,80	1,00	0,50	max.	max.
	0,18	0,60	0,37	0,010	0,012	2,30	1,50	0,70	0,10	0,08
Sv-10ChMFT Schweißdraht +AN-42M	0,04	0,60	0,20	max.	max.	1,20	max.	0,35	0,10	max.
	0,12	1,30	0,60	0,042	0,015	1,80	0,30	0,70	0,35	0,25
Sv-12Ch2N2MA +FC-16A	0,05	0,50	0,15	max.	max.	1,40	1,20	0,45		(max.
	0,12	1,00	0,45	0,012	0,015	2,10	1,90	0,75	-	0,06)

(Anmerkung: Spezifikationen wurden mehrfach geändert)

Wärmebehandlung:

WWER-440: 15Ch2MFA
1000 °C / 4-15 h → Öl → 680 - 720 °C / 10-30 h → Luft → 665 °C /
30 - 90 h → Ofenabkühlung

WWER-1000: 15Ch2NMFAA
920 °C / 8 - 15 h → Wasser → 650 °C / 10 - 30 h → Luft → 620 °C /
25 h + 650 °C / 20 h → Ofenabkühlung

Tabelle 3.1

Arbeitsprogramm - Übersicht

lfd. Nr.	Ziel	Methode	Arbeitsaufgabe
1.1.1	Einfluß der Tiefenlage auf Festigkeit und Zähigkeit WWER-RDB-Stahl unbestrahlter Ausgangszustand	Zugversuche Härtemessung Kerbschlagbiegeversuche 3-PB-Versuche	$R_{m,1}$, $R_{p0,2}$ A VH TT, USE $K_{IC,1}$, $J_{IC,2}$ = $f(x/T)$
1.1.2	Vergleich mit ASTM-RDB-Stählen	Zugversuche Härtemessung Kerbschlagbiegeversuche Auswertung CRP, Ph. III	$R_{m,1}$, $R_{p0,2}$ A, Z VH TT, USE $K_{IC,1}$, $J_{IC,2}$ = $f(x/T)$
1.2	Einfluß der Bestrahlung	Auswertung Bestrahlungsprogramm Rheinsberg	$R_{m,1}$, $R_{p0,2}$ HV TT, USE = $f(x/T)$
1.3	Einfluß des Ausheilens	Auswertung Bestrahlungsprogramm Rheinsberg isochrone und isotherme Ausheilglühungen	HV, TT, USE = $f(t_g, T_g)$
2.1	Einfluß der Tiefenlage auf Gefüge und Struktur	lichtmikroskopische Metallographie REM, TEM Röntgenstrukturanalyse Makro- und Mikroanalyse PAS, Sonderverfahren	Gefügeanteile Karbidstruktur - Art Größe Anordnung Versetzungsdichte, Spannungsanalyse. feindisperse Inhomogenitäten Zusammensetzung
2.2	Einfluß der Bestrahlung und der Ausheilung auf Gefüge	SANS ESAXS PAS	Volumenanteil, Größe A-Faktor
3.	Simulation des Einflusses der Abkühlungsgeschwindigkeit	Abschreckversuche	$R_{m,1}$, $R_{p0,2}$ HV Gefüge = $f(C_A)$
4.	Zusammenhang zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften	Korrelation	$R_{p0,2}$ HV Gefüge = $f(\text{Gefügeparameter})$
5.	Sicherheitstechnische Bewertung der Tiefenlagenabhängigkeit	Sprödbruchsicherheitsanalyse nach KTA	ΔTT = $f(x/T)$

Tabelle 4.1

Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlung des Untersuchungsmaterials (WWER-RDB-Stähle)

Material Code	Typ	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P	Cu	Al	Co
		(Angaben in Masse-%)											
KAB-B	15Ch2MFA	0,14	0,55	0,24	2,60	0,24	0,62	0,27	0,013	0,011	0,22	0,010	0,020
KAB-W	Sv10ChMFT	0,047	1,32	0,39	1,29	0,19	0,24	0,17	0,014	0,050	0,19	0,015	0,017
	Wärmebehandlung	Austenitisieren: 1000 °C, 2-10 h, Abschrecken in Öl Anlassen bei 680 - 720 °C, 10-30 h, Abkühlen an Luft; 660 °C/60 h, Ofenabkühlung											
KU-1	15Ch2MFAA	0,15	0,40	0,23	2,68	0,10	0,65	0,25	0,012	0,010	0,10		
	Wärmebehandlung	Austenitisieren: 1000 °C/12 h, Abschrecken in Öl Anlassen: 690-770 °C/19 h, Abkühlen an Luft, 660-670 °C/50 h, Abkühlen an Luft											
KU-2	15Ch2NMFAA	0,15	0,42	0,22	1,90	1,05	0,53	0,09	0,012	0,008	0,03	0,002	
	Wärmebehandlung	Austenitisieren: 920 °C/8 h, Abschrecken in Wasser Anlassen: 660 °C/28 h, Abkühlen an Luft											

Tabelle 4.2

Bestrahlungsexperimente RH-2 und RH-3 am WWER-2 Rheinsberg am Untersuchungsmaterial KAB

Bestrahlungsexperiment	Tiefenlage (Abb. 4.1)	Zahl der Proben (CVN/T)	N-Flußdichte ($E > 1 \text{ MeV}$) [$10^{11} \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$]	Bestrahlungszeit / 10^7 s	N-Fluenz ($E > 1 \text{ MeV}$) [$10^{18} \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}$]
RH-2	0	20/6	14...33	2,359	33...79
	3	20/6			
RH-3	0	20/6	1,2...1.9	2,359	2,8...4,4
	3	20/6			

(CVN - Kerbschlagbiegeproben, T-Zugproben mit 10 mm Meßlänge)

Tabelle 5.1.1.1

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials KAB-B

Lage	Abstand zum Rand [mm]	relative Tiefenlage [%]	Härte HV10	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_r [%]	T_{41} [°C]	R_{ed} [MPa]	R_{md} [MPa]	USE [J]
0	6,25	4,5	205,9	528,8	640,1	19,1	-61	759	916	199
1	18,75	13,6	196,0	543,6	653,2	18,7				
2	31,25	22,7	197,0							
3	44,00	32,0	186,8	510,5	620,6	18,6	-43	718	896	196
4	56,25	40,9	186,7	510,9	620,0	18,9				
5	68,75	50,0	191,2	499,4	610,4	19,9				
6	81,00	58,9	189,5	505,0	618,0	19,7	-39	679	886	189
7	93,75	68,2	192,3							
8	106,25	77,3	198,8							
9	118,75	86,4	197,9							
10	1131,25	95,5	192,2							

Tabelle 5.1.2

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials KU-1

Lage	Abstand zum Rand [mm]	relative Tiefenlage [%]	Härte HV10	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_r [%]	T_{41} [°C]	R_{cd} [MPa]	R_{md} [MPa]	USE [J]
1	8,5	5,5	221,8	564,9	665,0	18,7	-57	731	926	224
2	19,0	12,3	225,8	565,7	659,5	11,1	-67	730	928	235
3	29,5	19,0	222,5	567,9	665,0	19,3	-70	730	925	231
4	40,0	25,8	223,5	555,9	658,8	21,2	-59	718	924	227
5	50,5	32,6								
6	61,0	39,4	223,9	562,4	664,6	20,8	-51	715	924	231
7	71,5	46,1	224,7	563,1	660,3	19,5	-47	726	920	236
8	82,0	52,9								
9	92,5	59,7								
10	103,5	66,5								
11	113,5	72,9		566,0	659,7	20,5	-54			207
12	124,0	80,0		572,3	662,2	21,2				
13	134,5	86,7		569,0	664,0	21,3	-51			210
14	145	93,5		566,0	659,7	21,2				

Tabelle 5.1.4

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials JRQ aus eigenen Messungen und nach [12]

Lage	Abstand zum Rand [mm]	relative Tiefenlage [%]	Härte HV10	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_r [%]	T_{41} [°C]	R_{ed} [MPa]	R_{md} [MPa]	USE [J]
JRQ6	12	5,3	222,7				-93	667	941	215
JRQ5	29	12,8	214,4				-33	657	903	211
JRQ4	48	21,1	209,2				-34			199
JRQ3	63	27,8	207,5					608	871	
JRQ2	77	33,9	207,8					626	869	
JRQ1	95	41,9	206,1					605	852	
JRQ-D	53	23,3	206,1							
JRQ-F	89	39,2	203,9							
JRQ-I	141	62,1	200,4							
[12]		0		564	668		-115			
[12]		25		487	635		-28			
[12]		100		482	630		-19			

Tabelle 5.1.5

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Tiefenlagen des Materials JFL

Lage	Abstand zum Rand [mm]	relative Tiefenlage [%]	Härte HV10	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_r [%]	T_{gt} [°C]	R_{cd} [MPa]	R_{md} [MPa]	USE [J]
		0		458	614					
JFL-B	7	8,6	207,5				-54	610	814	211
JFL-D	60	20,7	203,5							
JFL-E	77	26,6	209,9	435	609					
JFL-F	94	32,4	206,5							
JFL-G	111	38,3	196,0							
JFL-H	127	43,8	209,6							
JFL-I	143	49,3	199,4	408	584		-52	595	799	217
JFL-L	191	65,9	202,9							
JFL-N	223	76,9	205,4	432	581					
		100		434	597					

Tabelle 5.2.1

Parameter der Karbidstruktur, bestimmt mit TEM an Replikas

Tiefenlage	4,5 % T	32 % T	58,9 % T
Karbidgröße [μm]			
Mittel	0,16	0,16	0,15
Minimum	0,02	0,02	0,02
Maximum	0,43	0,51	0,46
Karbidichte [μm^{-3}]	9,9	9,2	10,6
Karbid-Liniendichte an den Korngrenzen [μm^{-1}]	2,1	2,0	2,4

Tabelle 5.2.2

Ergebnisse der Vollanalyse an KAB-Proben der Tiefenlagen (0), (3), (6) und (10)

Tiefen- lage	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Cu %	Mo %	W %	V %	Al %
0	0,153	0,23	0,56	0,013	0,013	2,60	0,25	0,24	0,59	0,03	0,27	0,002
3	0,145	0,23	0,55	0,012	0,013	2,58	0,25	0,24	0,59	0,03	0,27	0,002
6	0,141	0,23	0,55	0,012	0,013	2,58	0,25	0,24	0,58	0,03	0,27	0,002
10	0,155	0,23	0,56	0,013	0,013	2,60	0,25	0,24	0,59	0,03	0,27	0,002
Block- ana- lyse	0,14	0,24	0,55	0,011	0,013	2,60	0,24	0,22	0,62	n.b.	0,27	0,010

Tabelle 5.3.1

Härte HV10, Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m des Materials KAB-B nach unterschiedlicher Abkühlung (angelassener Zustand)

Abkühlbehandlung	Härte HV10	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
A	196,2	486,6	616,2
B	185,5	492,8	611,7
C	189,9	480,4	597,5
D	164,6	390,1	563,2
E	163,0	475,0	601,4
F	185,4	487,4	620,0
KAB-B	187-206	499-544	610-653

Tabelle 5.4.1

Einfluß der Tiefenlage auf die Änderung der Sprödbrechübergangstemperatur ΔT_F und dem Volumenanteil f_{ir} der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen für KAB-B

$F/10^{18}$ n/cm ² (E > 0,5 MeV)	Tiefenlage	$\Delta T_F/^\circ\text{C}$	$f_{ir}/\%$
5.1	Rand	57	0,17
5.2	1/4 T	50	0,13
70	Rand	120	0,32
71	1/4 T	108	0,34

Tabelle 6.1

Fluenz bei EOL, berechnete Werte

Material	Lage	$T_{K0}/^{\circ}\text{C}$	A_F	$F_{EOL}/10^{19} \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}$
KAB-B	Rand	-61	30,56	7,9
	1/4 T	-43	27,14	7,2

berechnet nach Gl. (6.6)	Rand	-61	23,84	16,6
	1/4 T	-43	23,04	11,8
KU-2	Rand	-58	9,73**	228
	1/4 T	-87	9,73**	420
KU-1	Rand	-57	17,76*	36,6
	1/4 T	-58	15,77*	53,4

* Hypothetische Werte, berechnet aus Gl. (6.6) unter Annahme einer zu KAB-B proportionalen Bestrahlungsempfindlichkeit

** Hypothetische Werte, berechnet nach tschechischen Bestrahlungsexperimenten an $^{15}\text{Ch2HNMFAA}$ [61]

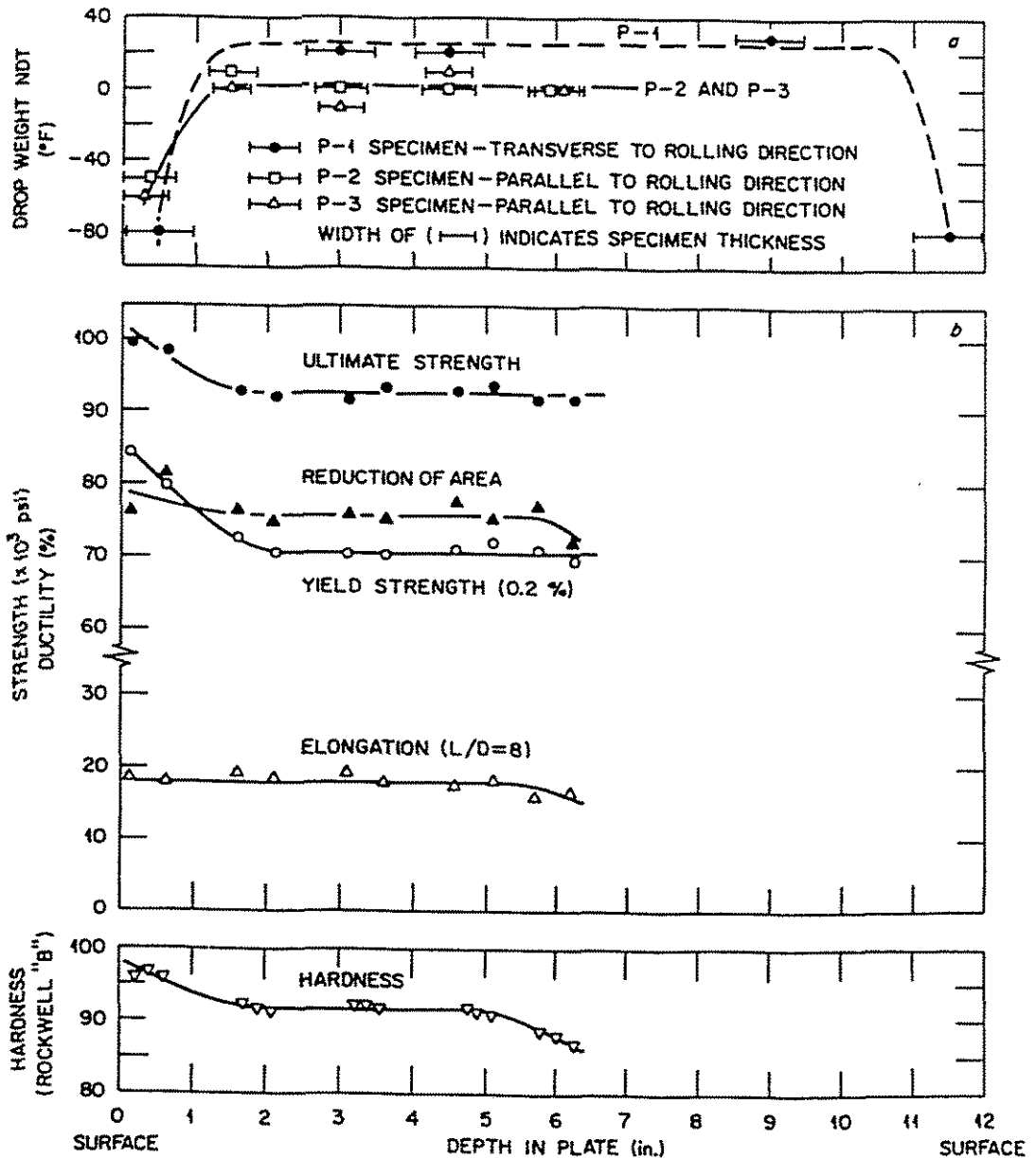


Abb. 2.1 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{NDT} , der Zugfestigkeit, der Streckgrenze, der Brucheinschnürung, der Bruchdehnung und der Härte einer 300 mm Walzplatte aus ASTM-Stahl A 533, grade B, Class 1 nach Canonico und Berggren [6]

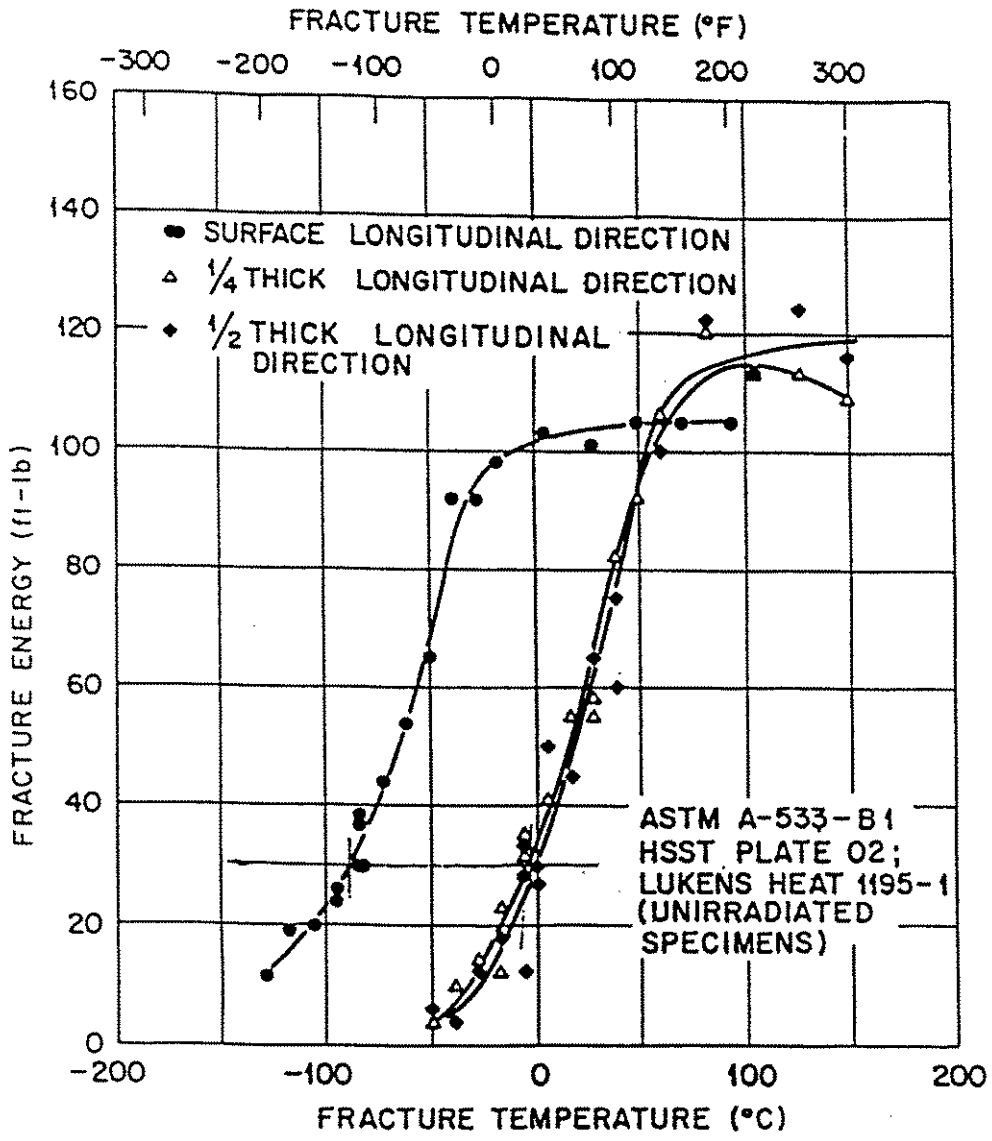


Abb. 2.2 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für die 0-, 1/4-T- und 1/2-T-Lage einer 300 mm Walzplatte aus ASTM-Stahl A 533, grade B, Class 1 nach Canonic und Berggren [6]

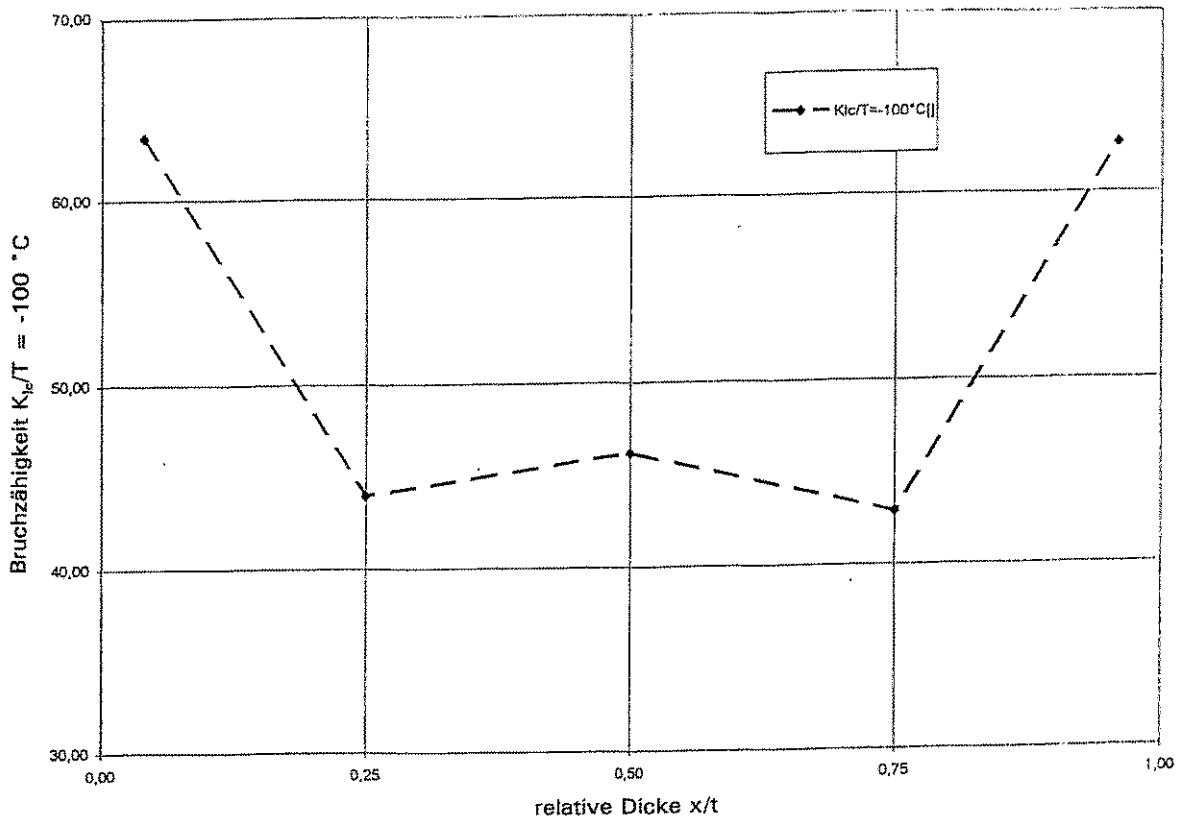


Abb. 2.3 Tiefenlagenabhängigkeit der Bruchzähigkeit K_{Ic} von 300 mm Walzplatten aus ASTM-Stahl A 533, grade B, Class 1 bei -100 °C (Mittelwerte für Längs- und Querproben nach Mager [8])

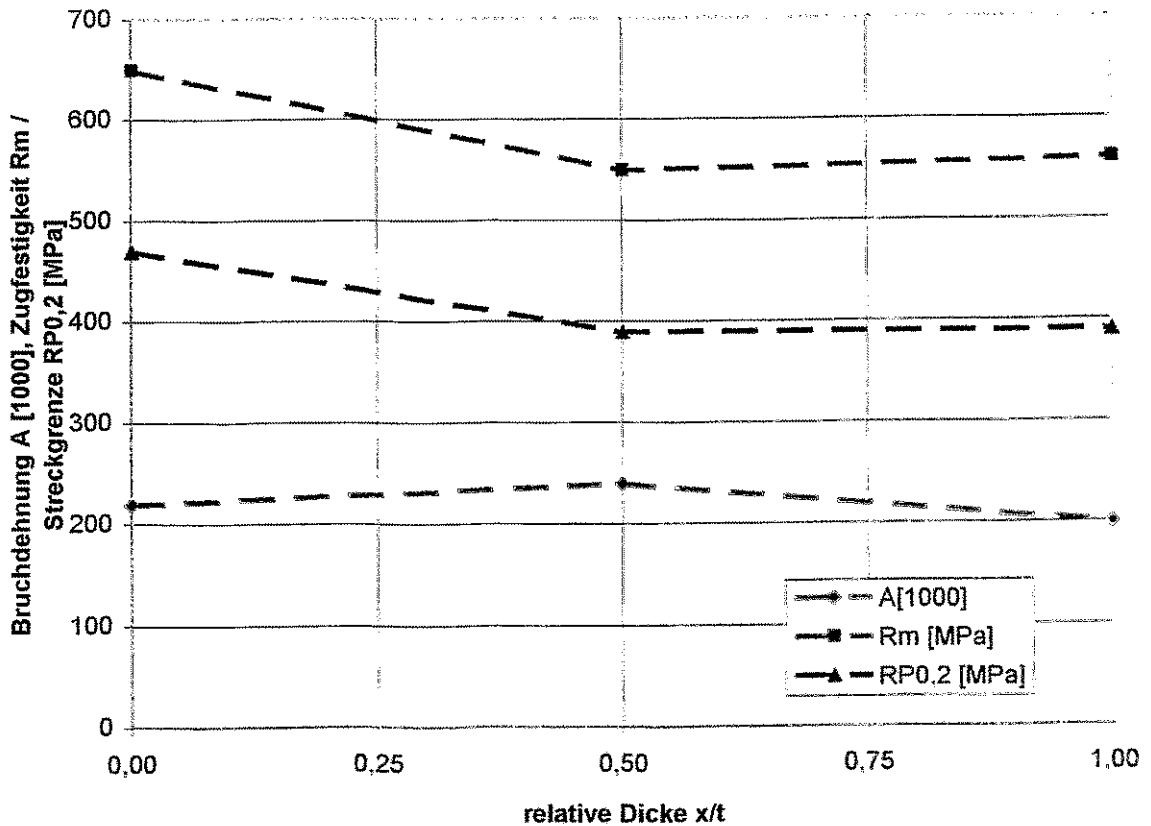


Abb. 2.4 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze, der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung eines 545 mm Schmiedestückes aus ASTM-Stahl A 508, Class 3 nach Belcher und Druce [9]

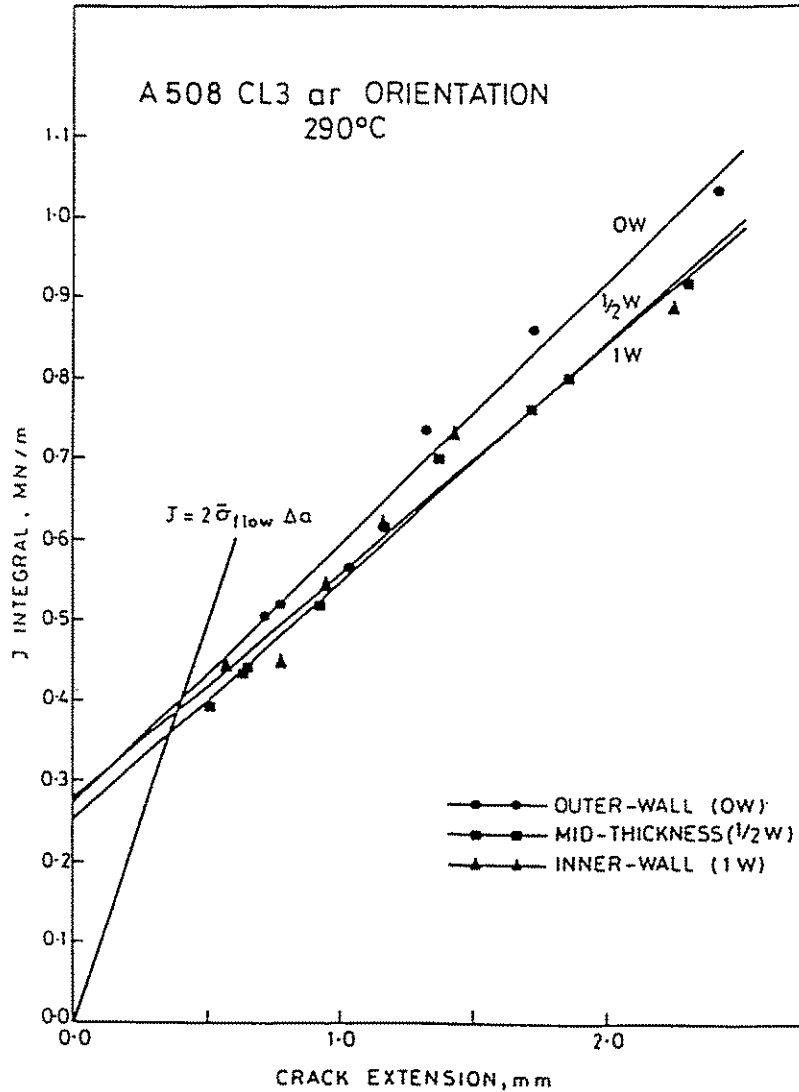


Abb. 2.5 Rißwiderstandskurven von 1-CT-Proben aus 3 verschiedenen Tiefenlagen nach Belcher und Druce [9] (Material: Schmiedestück, 545 mm dick, A 508, Class 3)

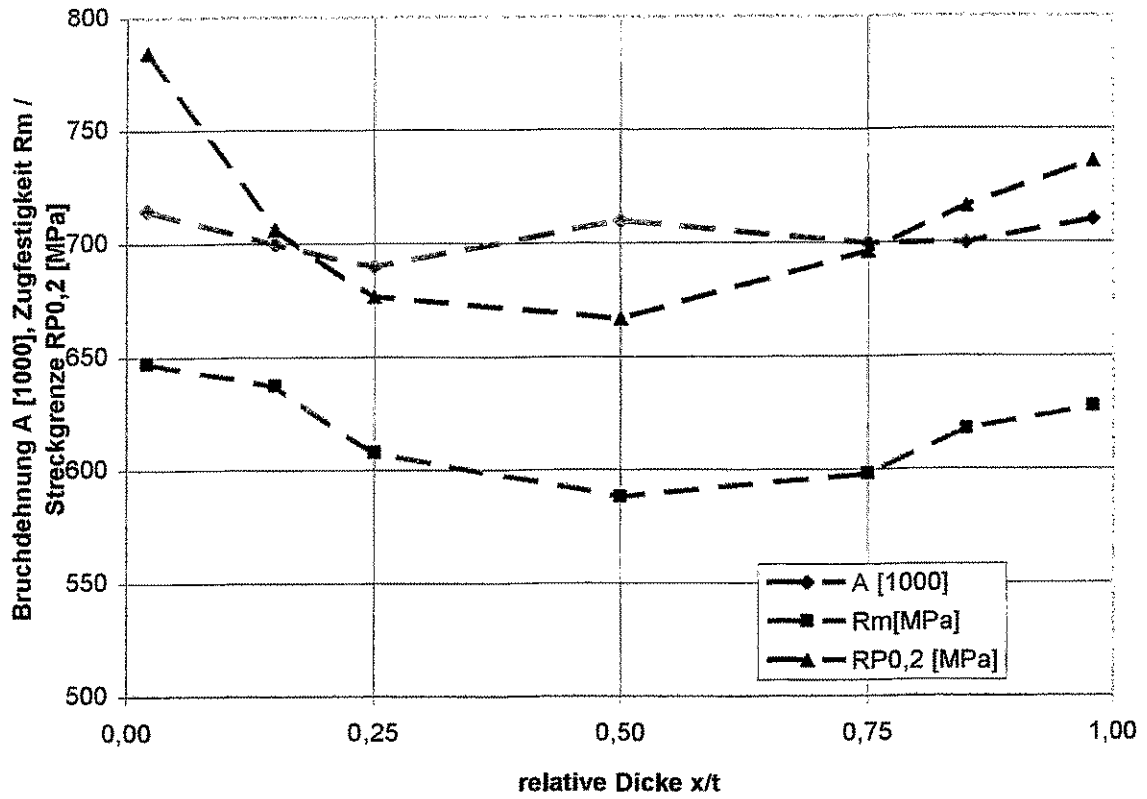


Abb. 2.6 Tiefenlagenabhängigkeit der Zugfestigkeit, der Streckgrenze und der Bruchdehnung für ein 540 mm Schmiedestück aus 22NiMoCr7 nach Klausnitzer [10]

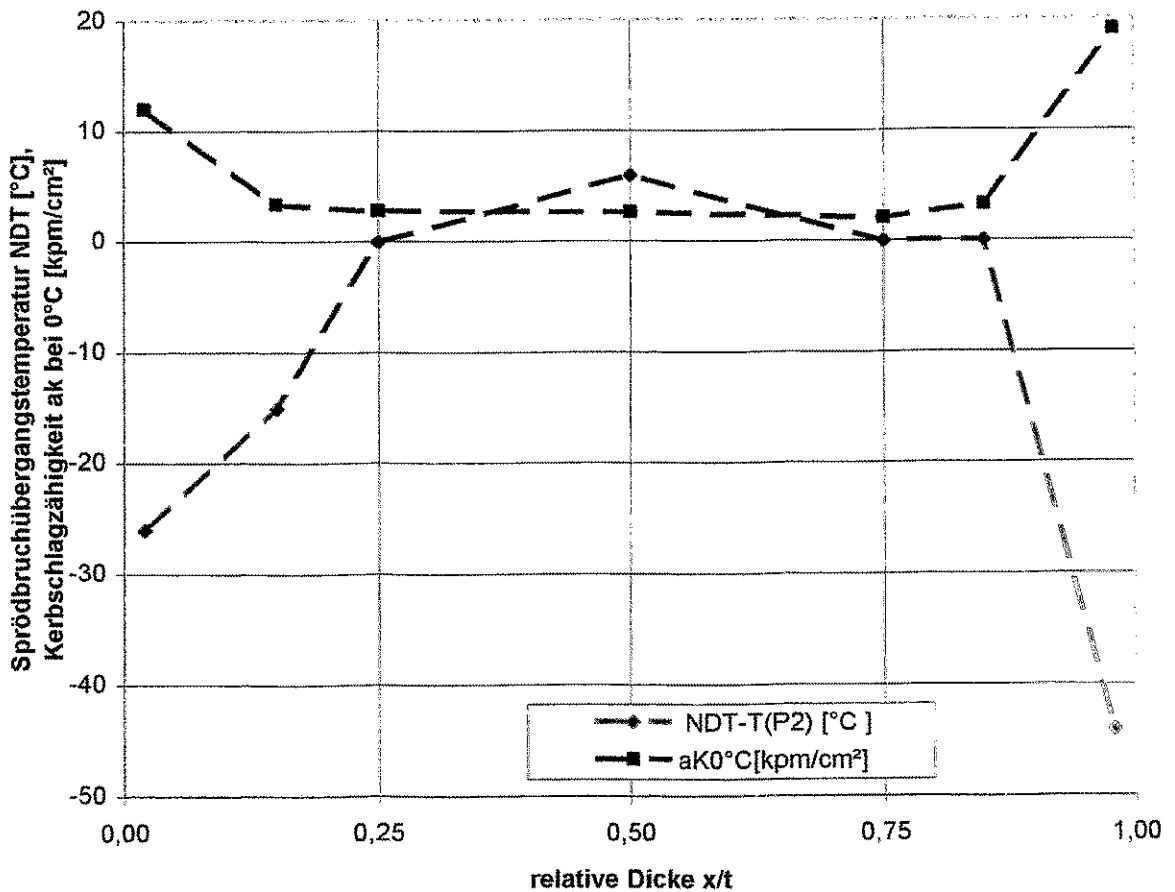


Abb. 2.7 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur NDT und der Kerbschlagzähigkeit bei 0 °C für ein 540 mm Schmiedestück aus 22NiMoCr7 nach Klausnitzer [10]

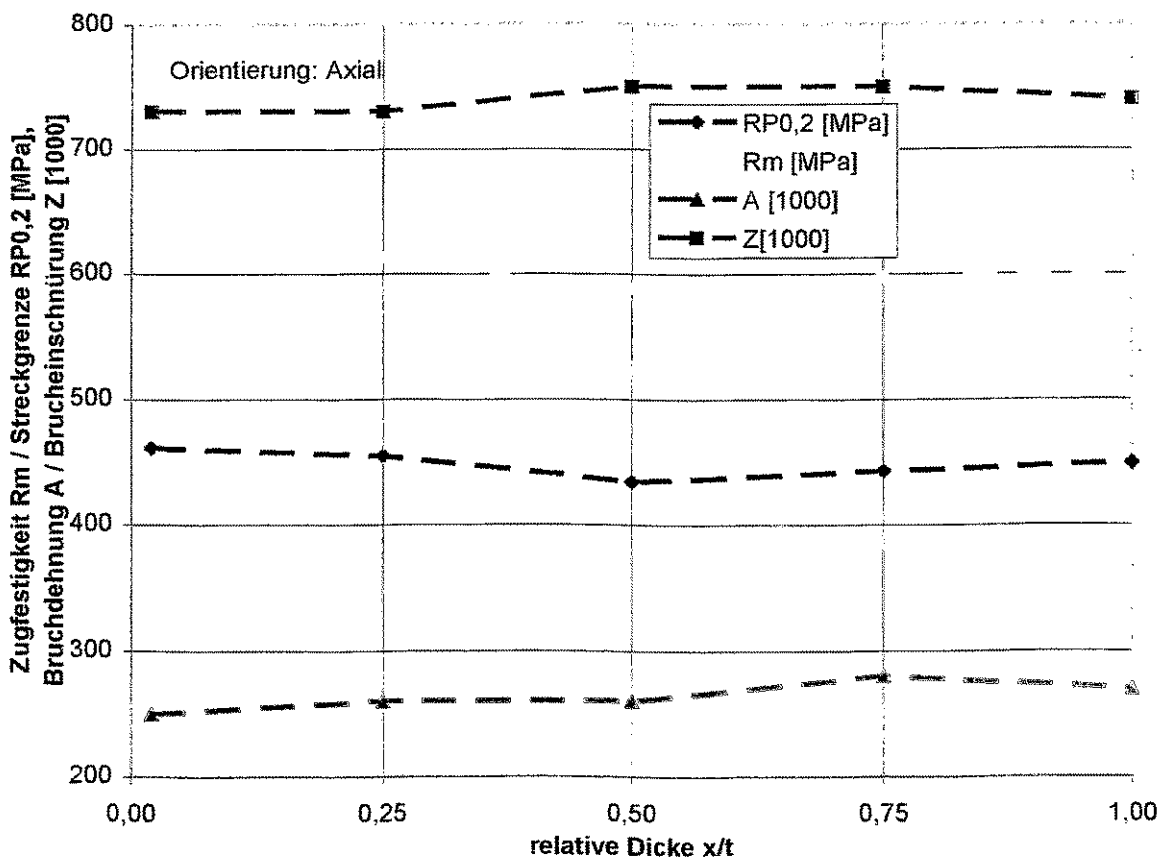
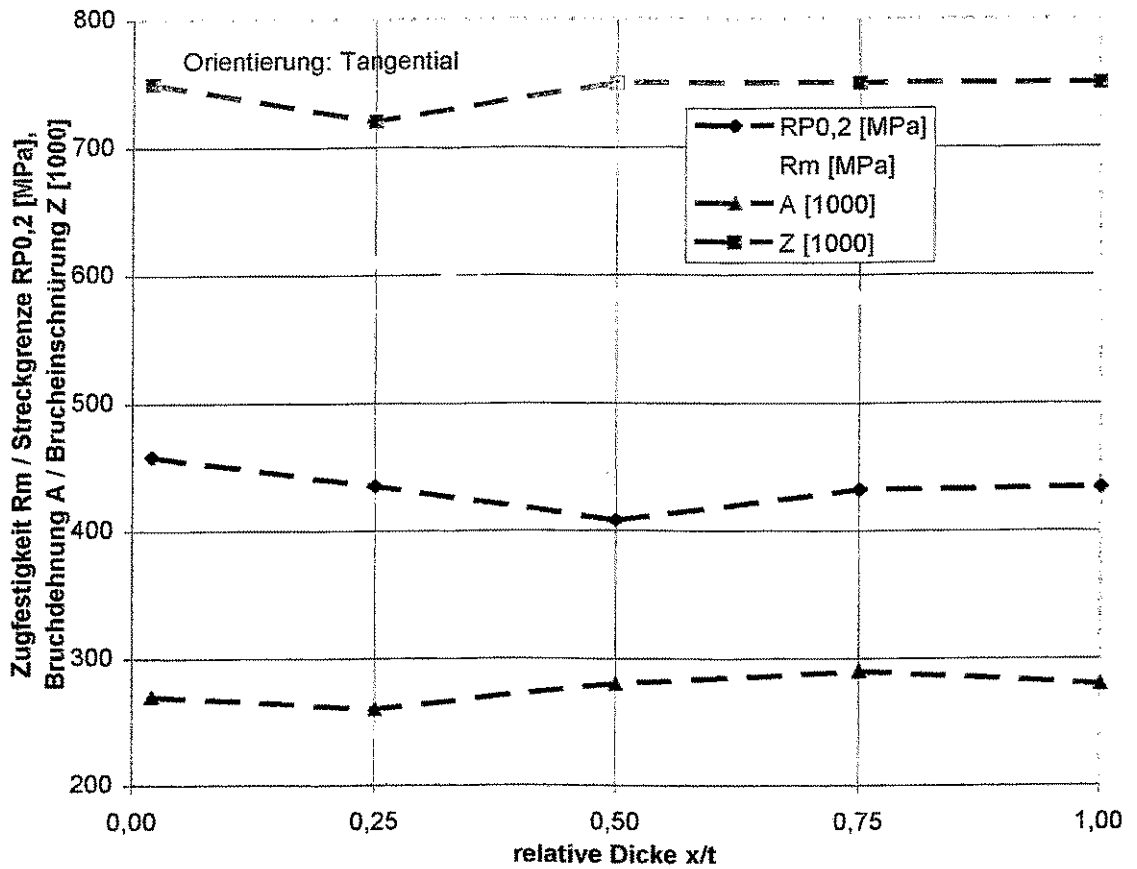


Abb. 2.8 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{P0,2}$, der Zugfestigkeit R_m , der Bruchdehnung A und der Brucheinschnürung Z für einen 290 mm Schmiedering aus A 508, Class 3 nach [12]
oben: Längsproben unten: Querproben

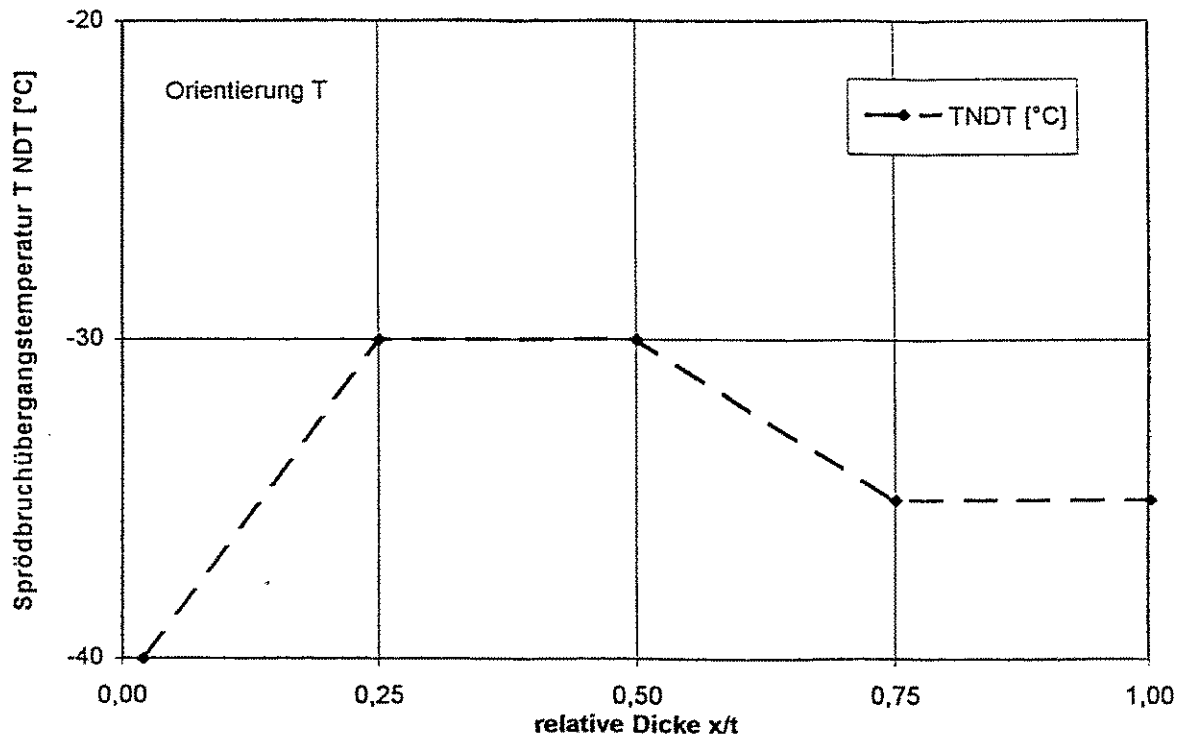


Abb. 2.9 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur NDT für einen 290 mm Schmiedering aus A 508, Class 3, Längsproben nach [12]

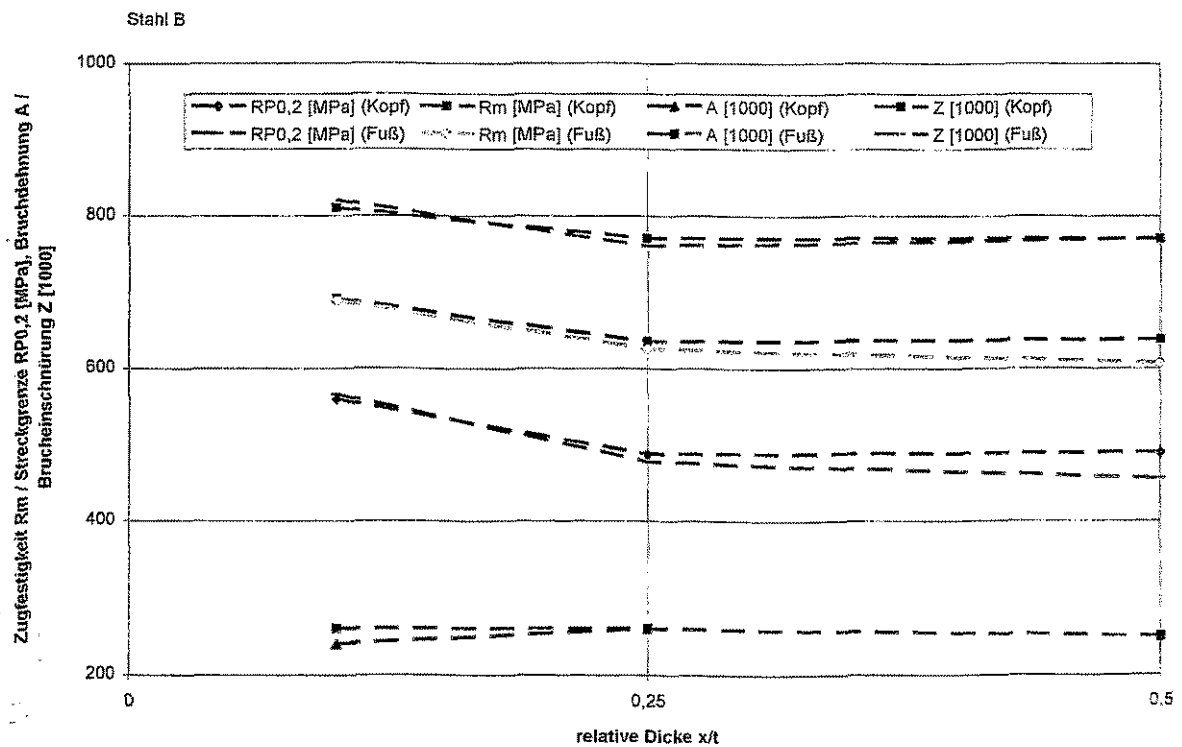
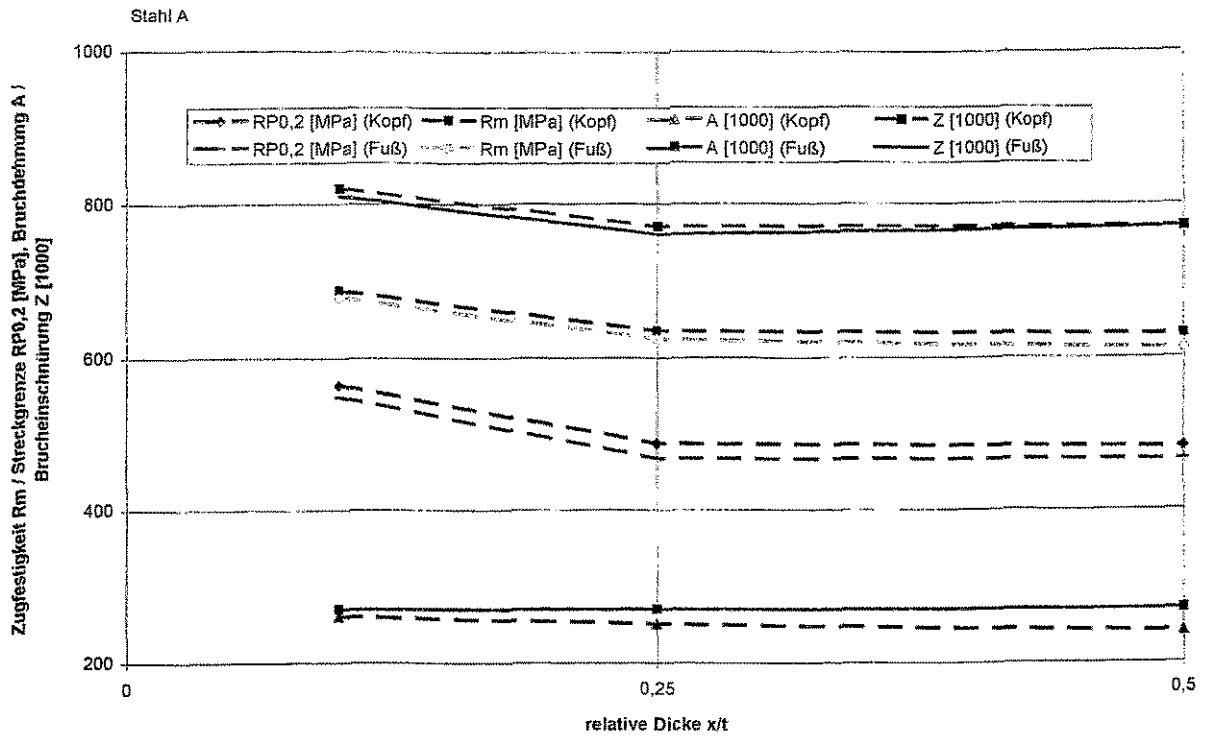


Abb. 2.10 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0,2}$, der Zugfestigkeit R_m , der Bruchdehnung A und der Brucheinschnürung Z für zwei 225 mm Walzplatten aus A 533 B, Class 1 nach [12]
oben: Platte Stahl A unten: Platte Stahl B

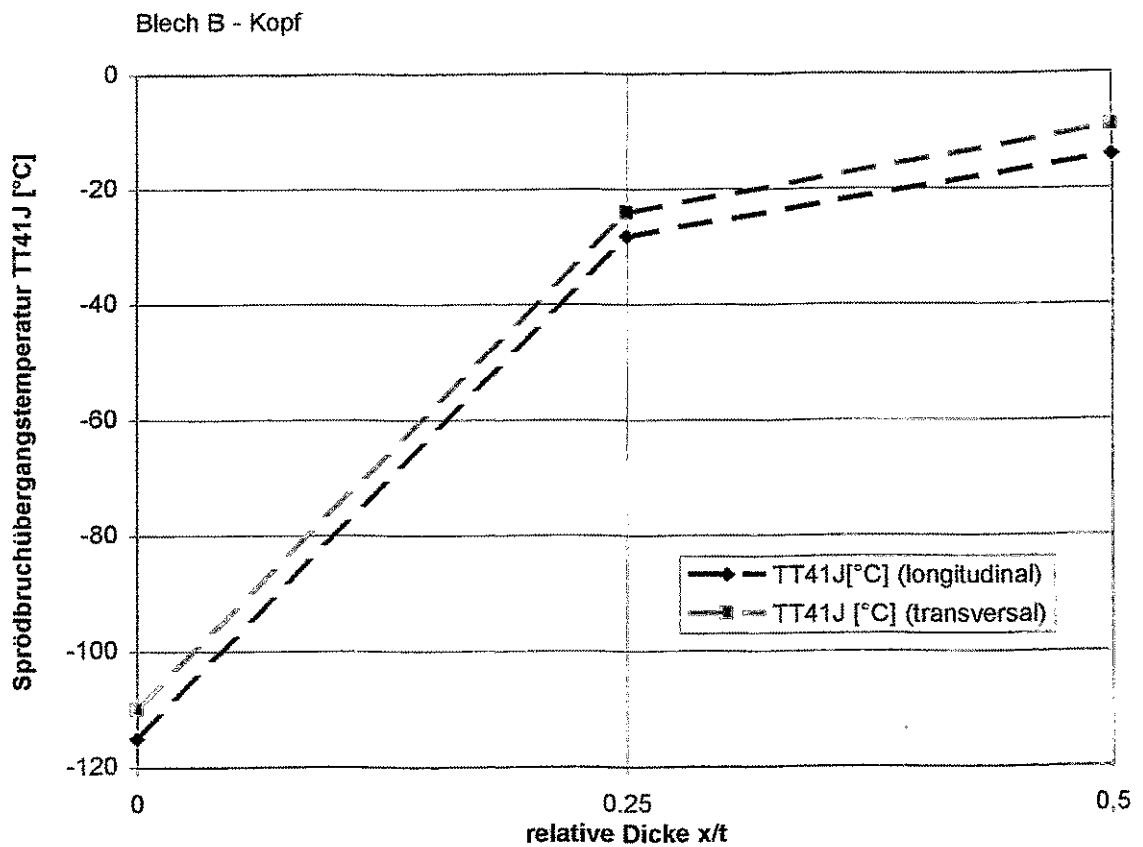
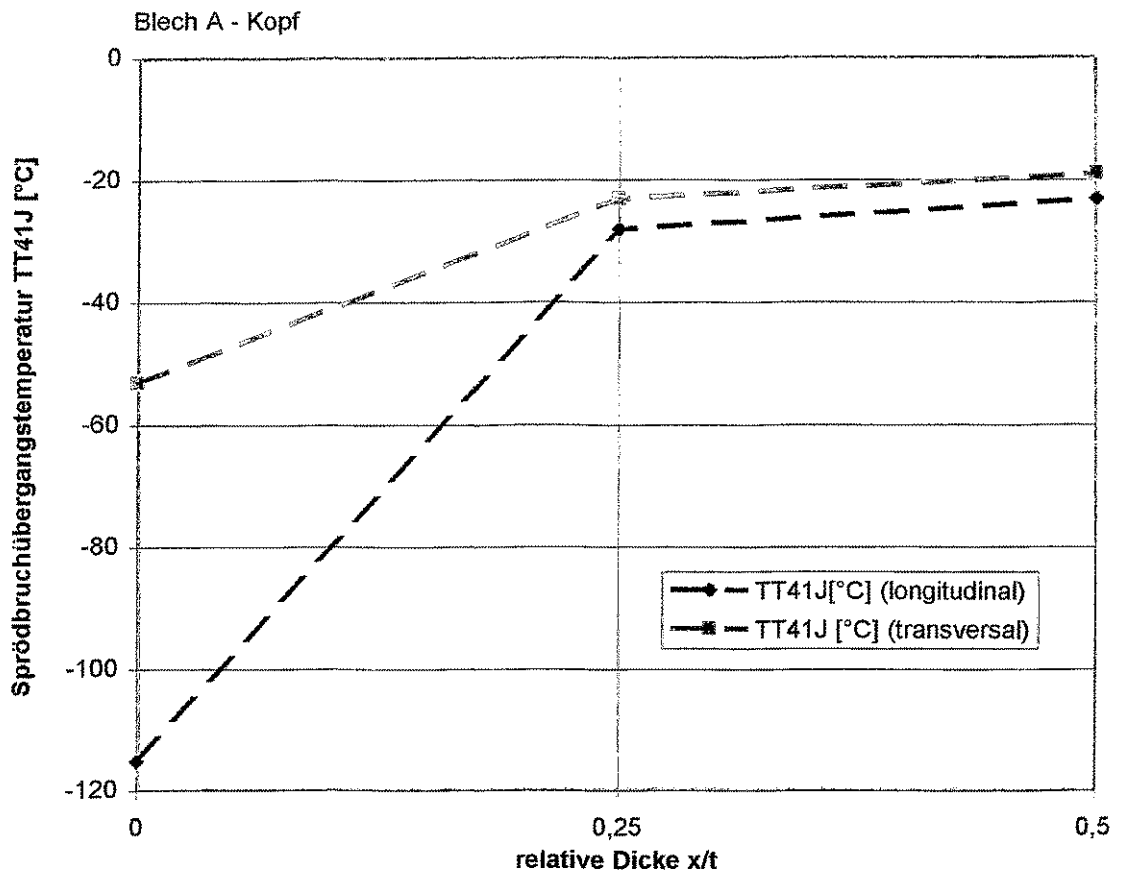


Abb. 2.11 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur TT_{41J} für zwei 225 mm Walzplatten aus A 533 B, Class 1, Quer- und Längsproben nach [12]
oben: Platte Stahl A unten: Platte Stahl B

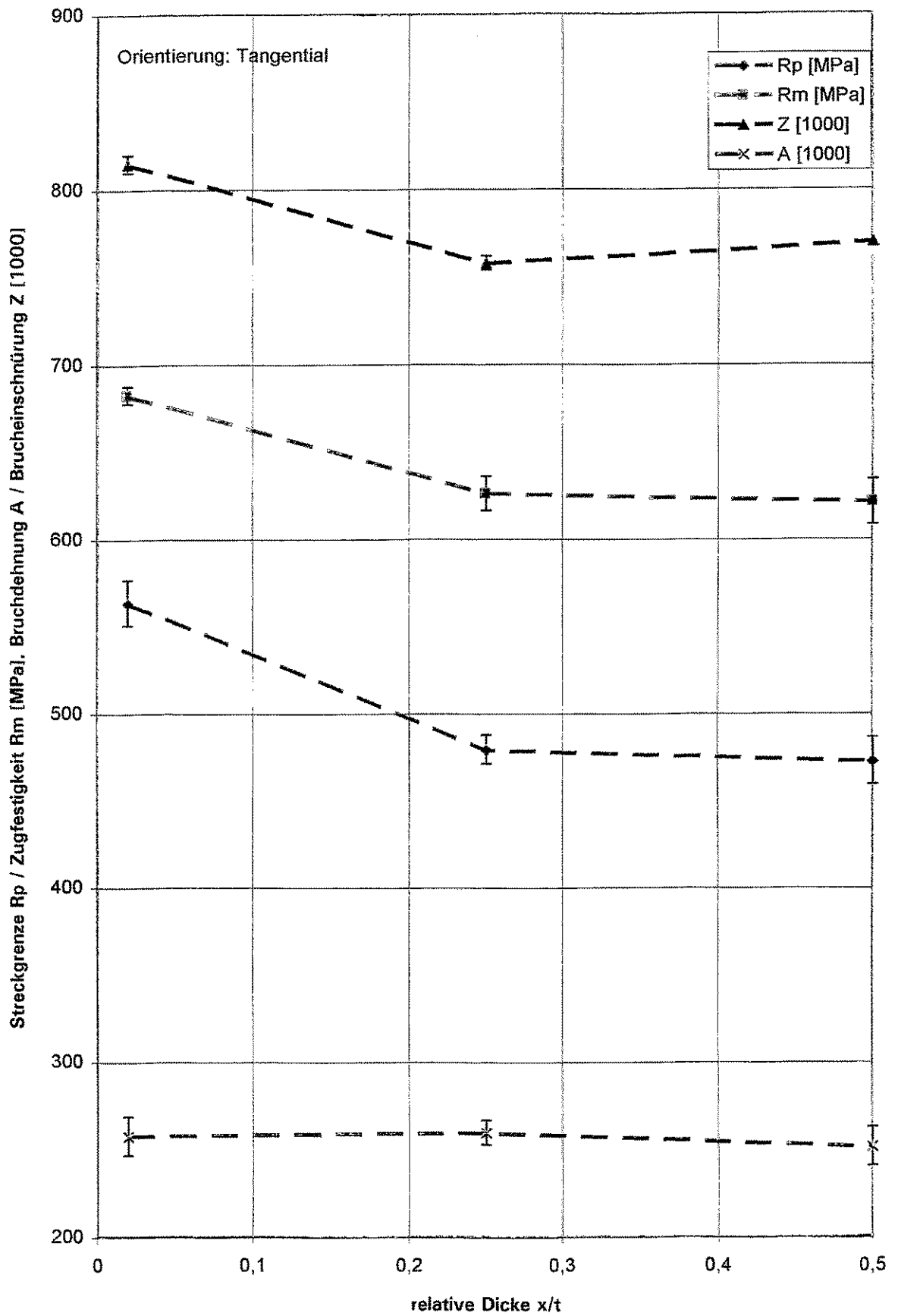


Abb. 2.12 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0,2}$, der Zugfestigkeit R_m , der Bruchdehnung A und der Brucheinschnürung Z für eine 225 mm Walzplatte aus A 533 B, Class 1 nach [11], japanische Messungen

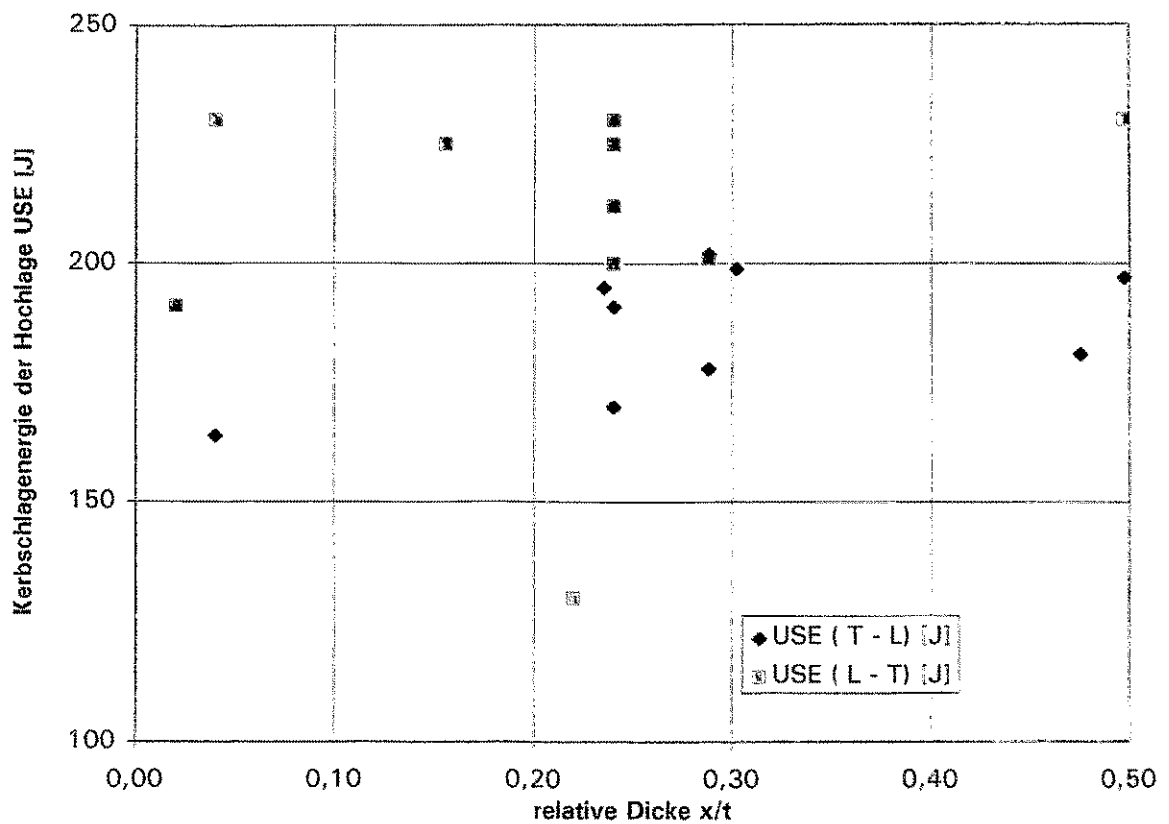
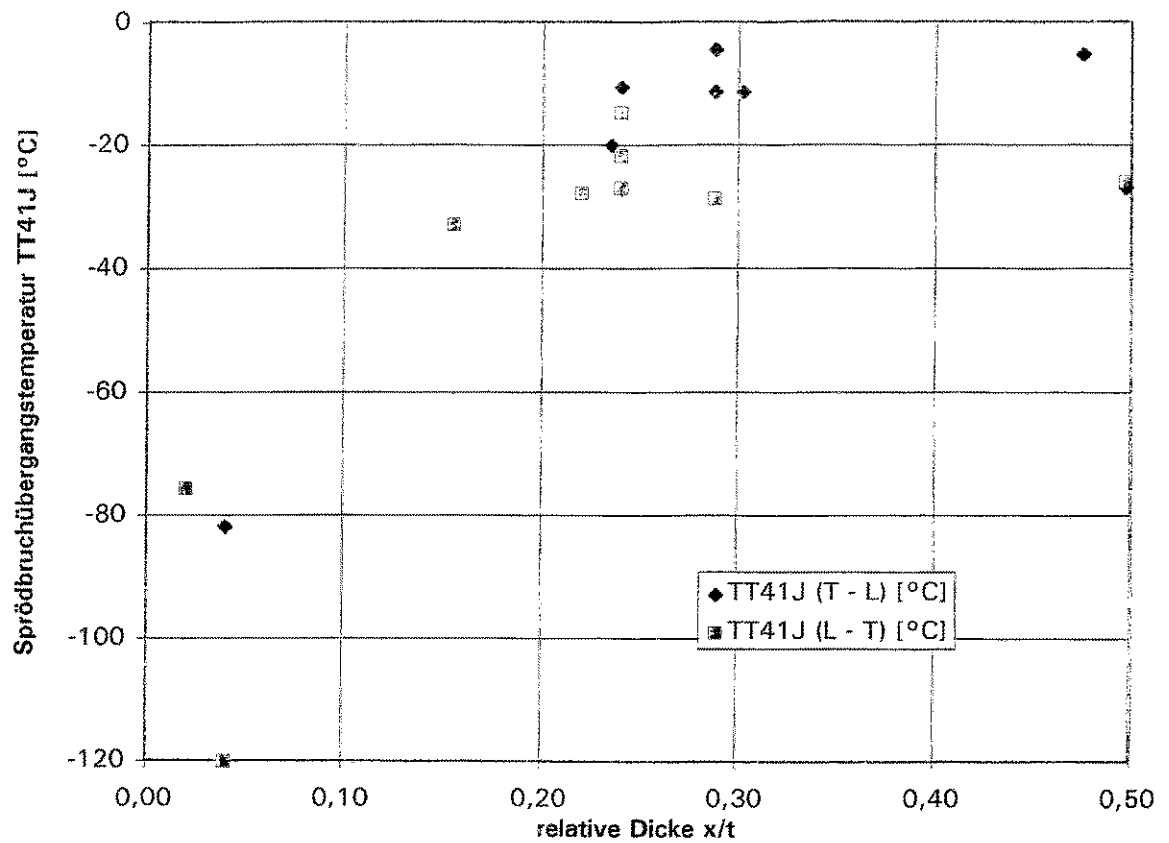


Abb. 2.13 Änderung der Spröbruchübergangstemperatur bei einer Kerbschlagenergie von 41 J und der Kerbschlagenergie in der Hochlage USE mit der Tiefenlage in einer 225 mm Walzplatte aus A 533 B, Class 1 nach [11], alle Messungen

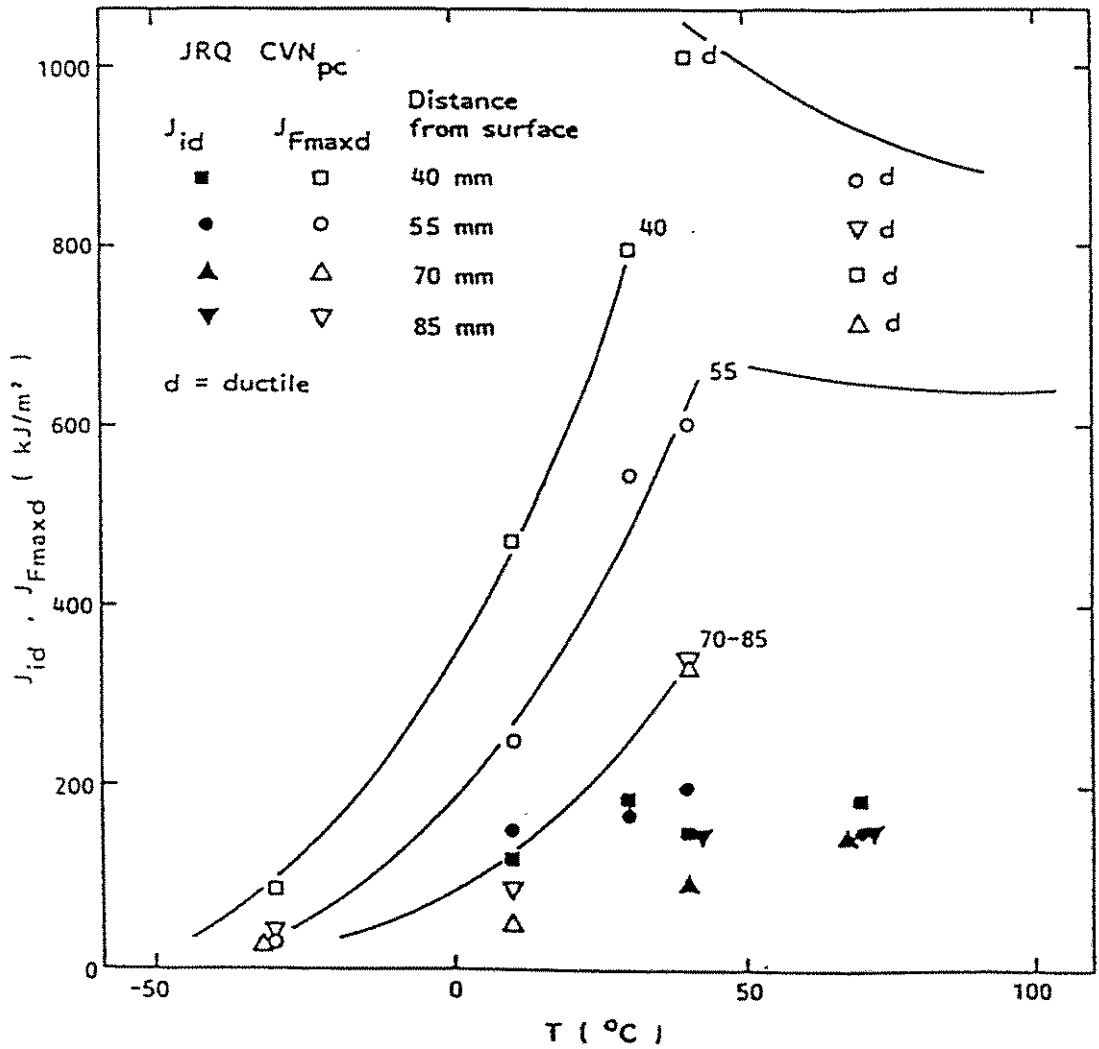


Abb. 2.14 Dynamische J-Integrale bei duktiler Rißinitierung J_{id} und bei Maximalkraft J_{Fmaxd} in Abhängigkeit von der Temperatur für verschiedene Tiefenlagen nach [13]

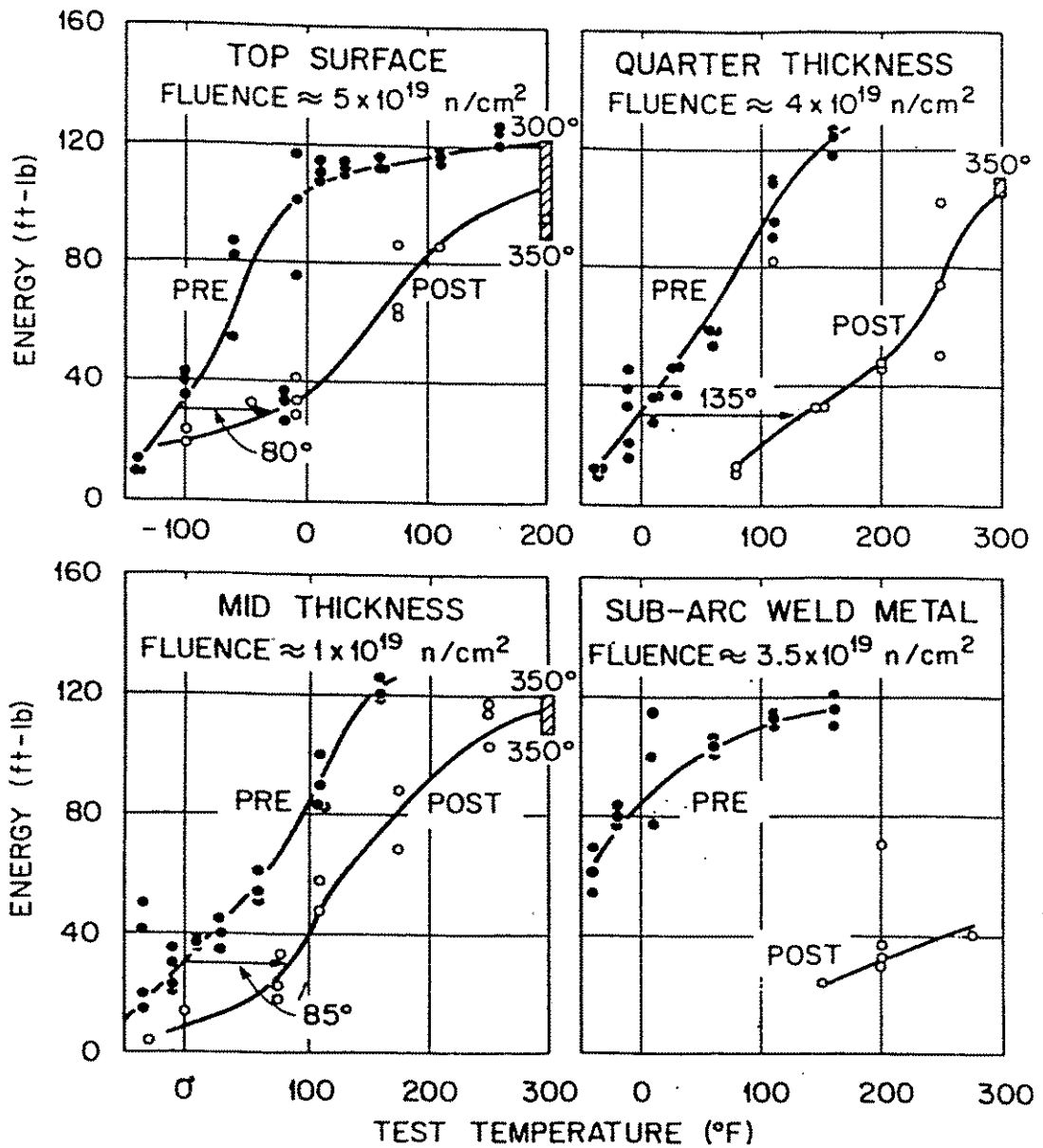


Abb. 2.15 Einfluß der Bestrahlung bei 306 °C auf die Kerbschlagzähigkeits-Temperaturkurve für verschiedene Tiefenlagen nach [3], 300 mm Walzplatte, A 533 B, Class 1

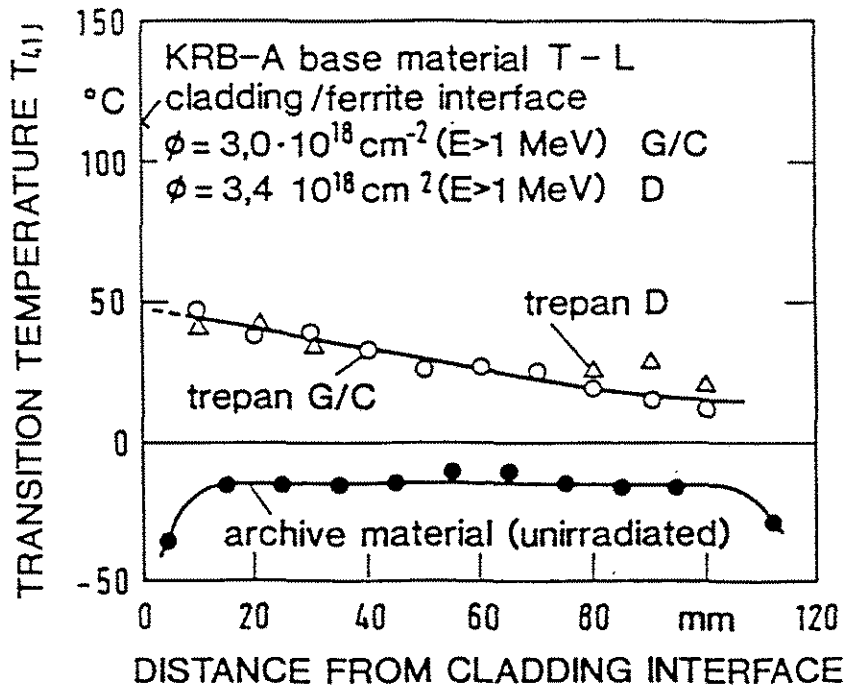


Abb. 2.16 Verlauf der Sprödbbruch-Übergangstemperatur bei 41J-Kerbschlagarbeit über die RDB-Wand im unbestrahlten und bestrahlten Zustand nach [16], Schmiedering, 20NiMoCr26

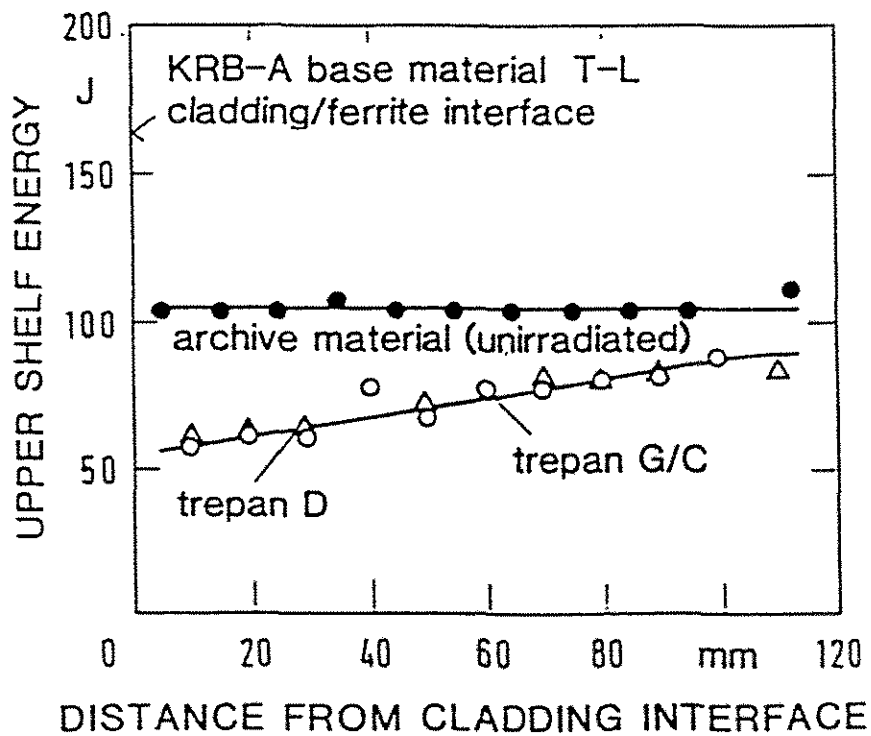


Abb. 2.17 Verlauf der Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage über die RDB-Wand im unbestrahlten und bestrahlten Zustand nach [16], Schmiedering, 20NiMoCr26

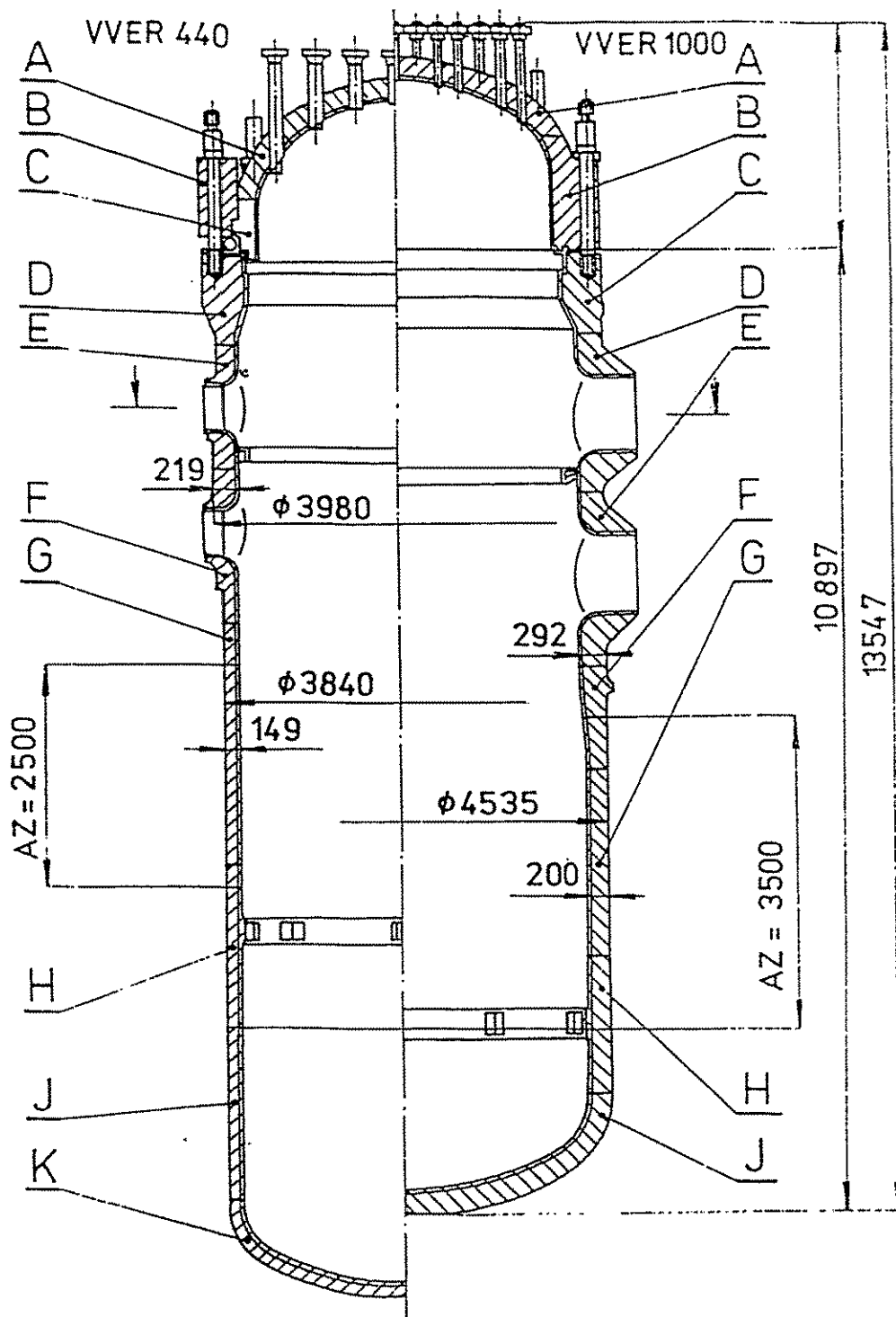


Abb. 2.18 Reaktordruckbehälter der Reaktoren WWER-440 und WWER-1000 - schematischer Aufbau nach [18] (AZ - Reaktorkernbereich)

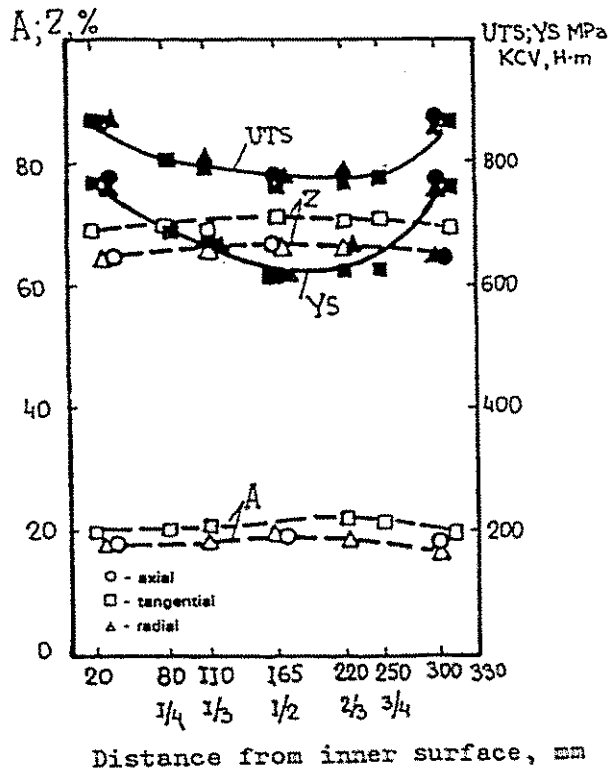
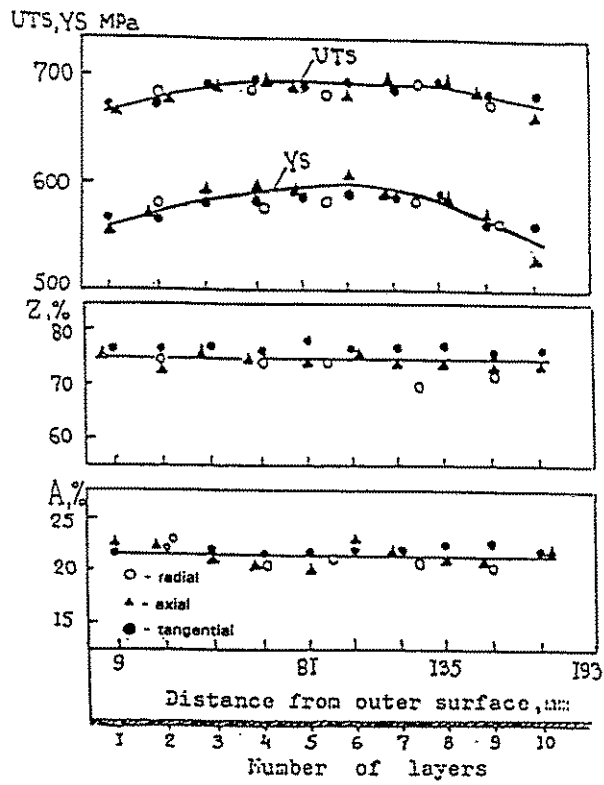


Abb. 2.19 Tiefenlagenabhängigkeit der Zugfestigkeit (UTS), Streckgrenze (YS), Brucheinschnürung (Z) und Bruchdehnung (A) für ein 193 mm (oben) und ein 330 mm (unten) dickes Schmiedestück aus 15Ch2NMFAA nach [19]

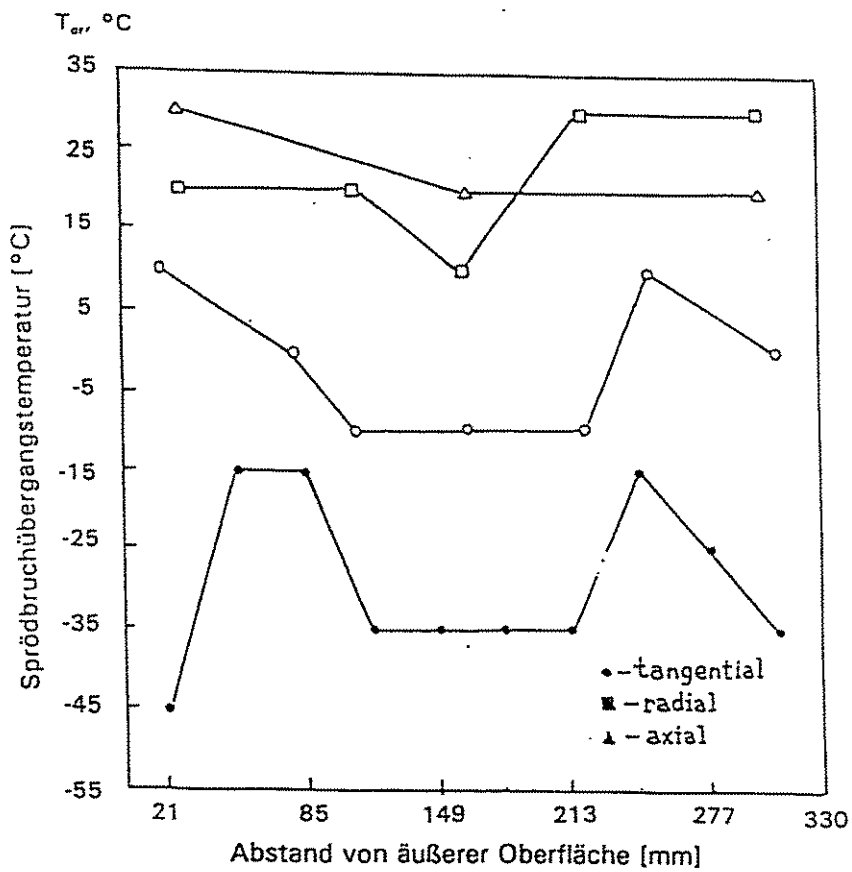
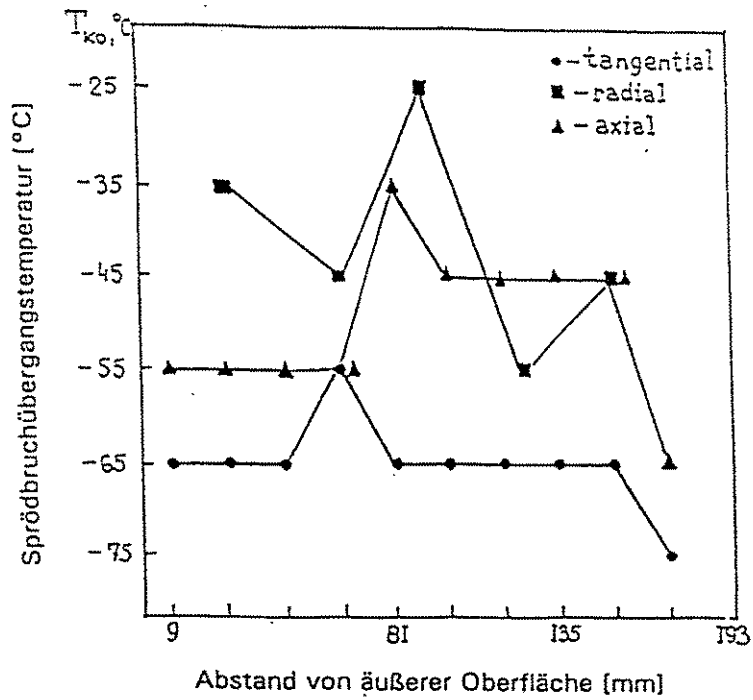


Abb. 2.20 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{K_0} für ein 193 mm (oben) und ein 330 mm (unten) dickes Schmiedestück aus 15Ch2NMFAA nach [19]

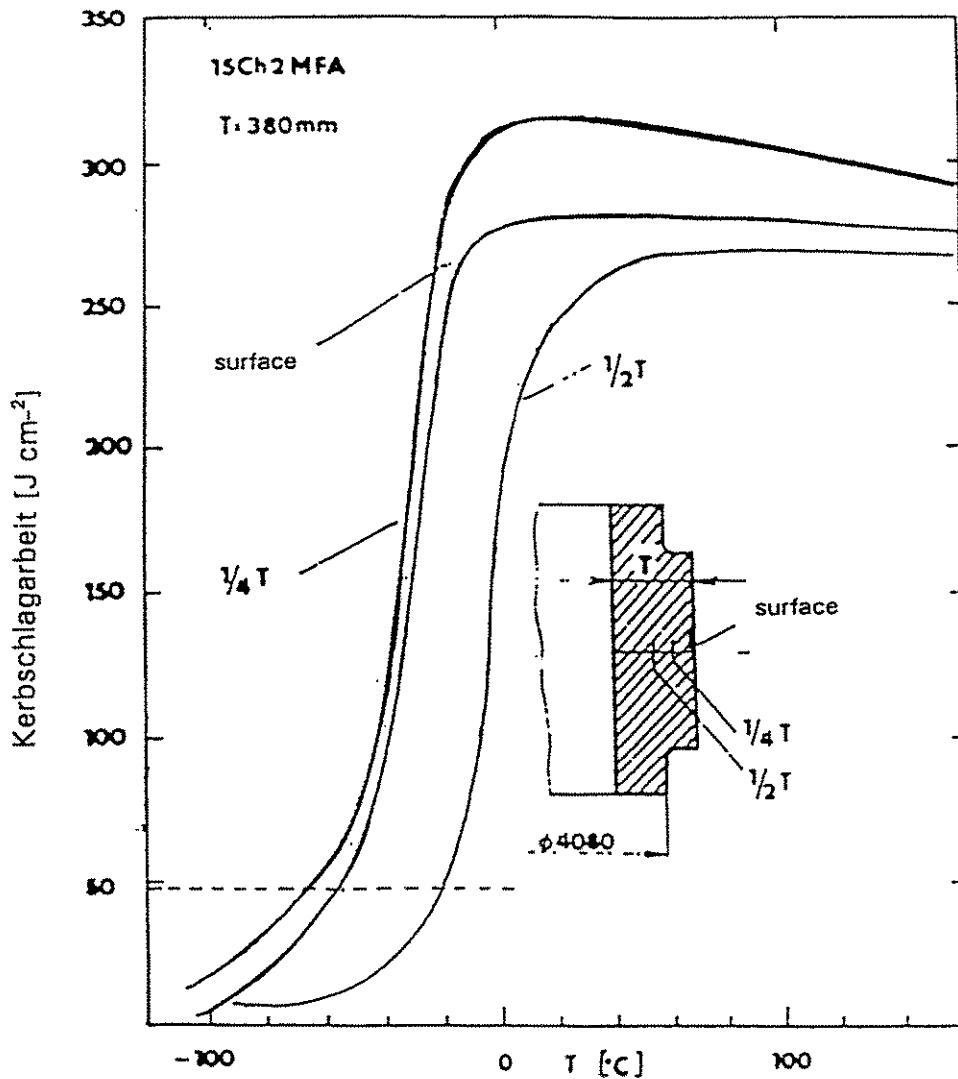


Abb. 2.21 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für 3 verschiedene Tiefenlagen eines Schmiedestückes aus 15Ch2MFA nach [19]

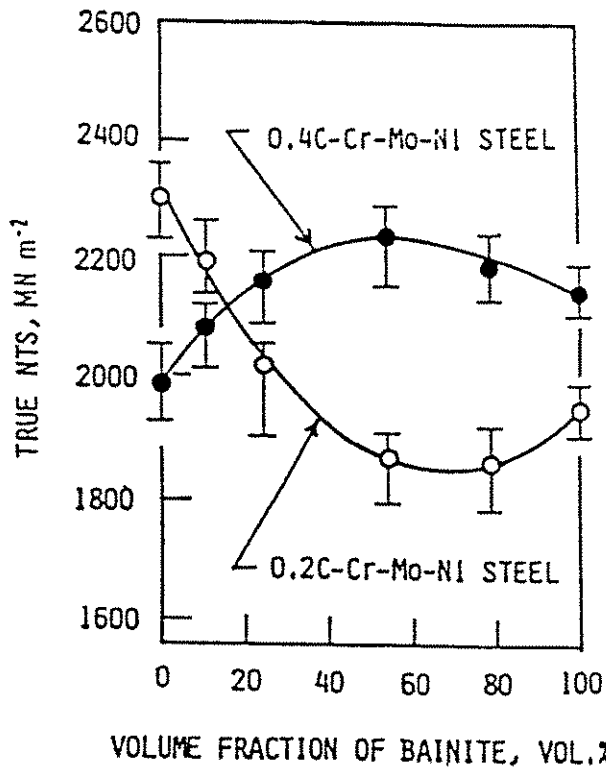


Abb. 2.22

Einfluß des Volumenanteils von unteren Bainit auf die wahre Kerbzugfestigkeit (True NTS) von 0,2 % C und 0,4 % C-Cr-Ni-Mo-Stählen nach [34]

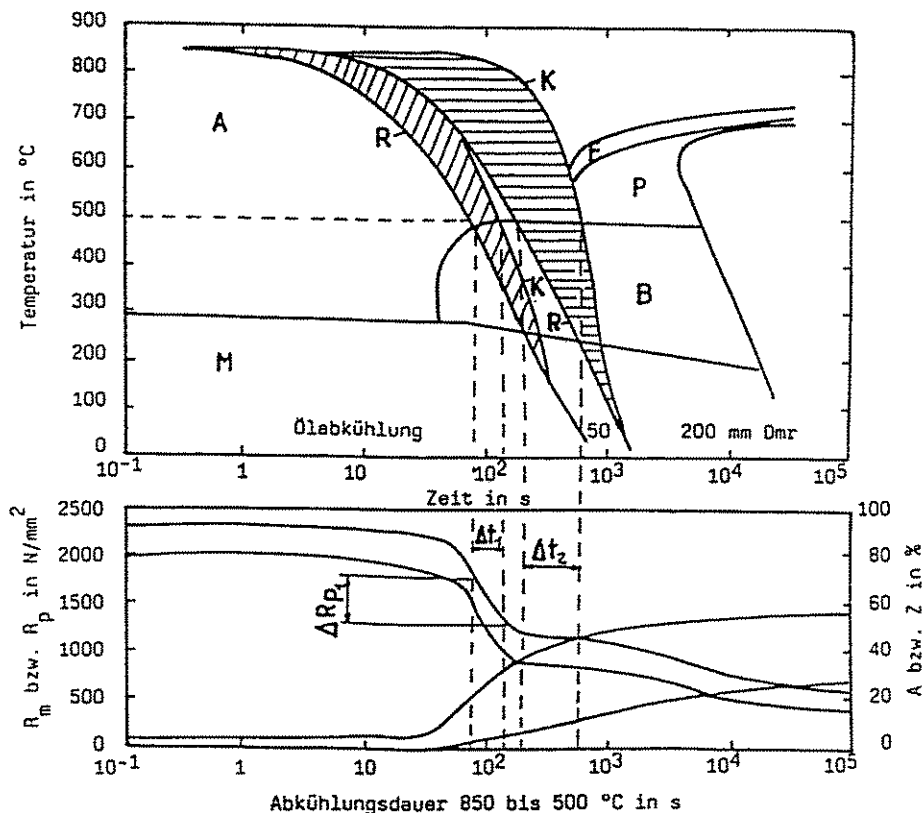


Abb. 2.23 Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm mit Abkühlungskurven für Zylinder mit 50 bzw. 200 mm Durchmesser nach Abschrecken in Öl (oben) und Änderung von 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A und Brucheinschnürung Z mit der Abkühlungsdauer bis 500 °C, Schematische Darstellung unter Verwendung von Daten aus [35]

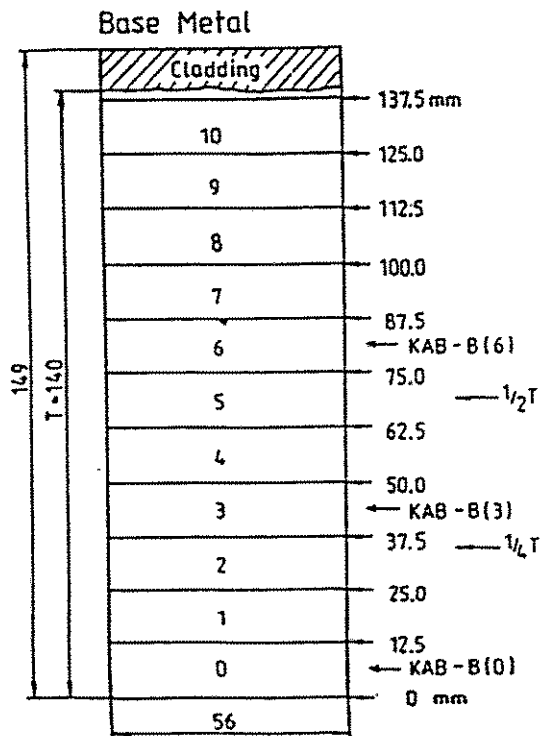
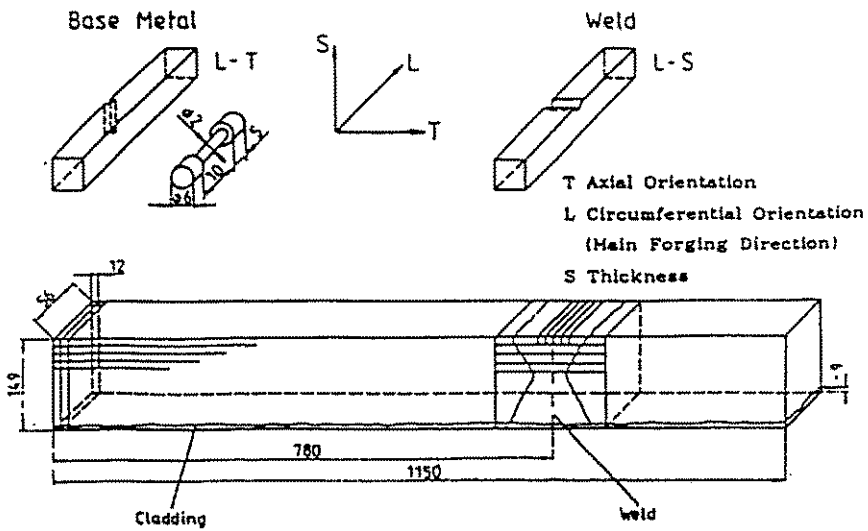


Abb. 4.1 Probenschnittplan für Versuchsmaterial KAB-B und KAB-W

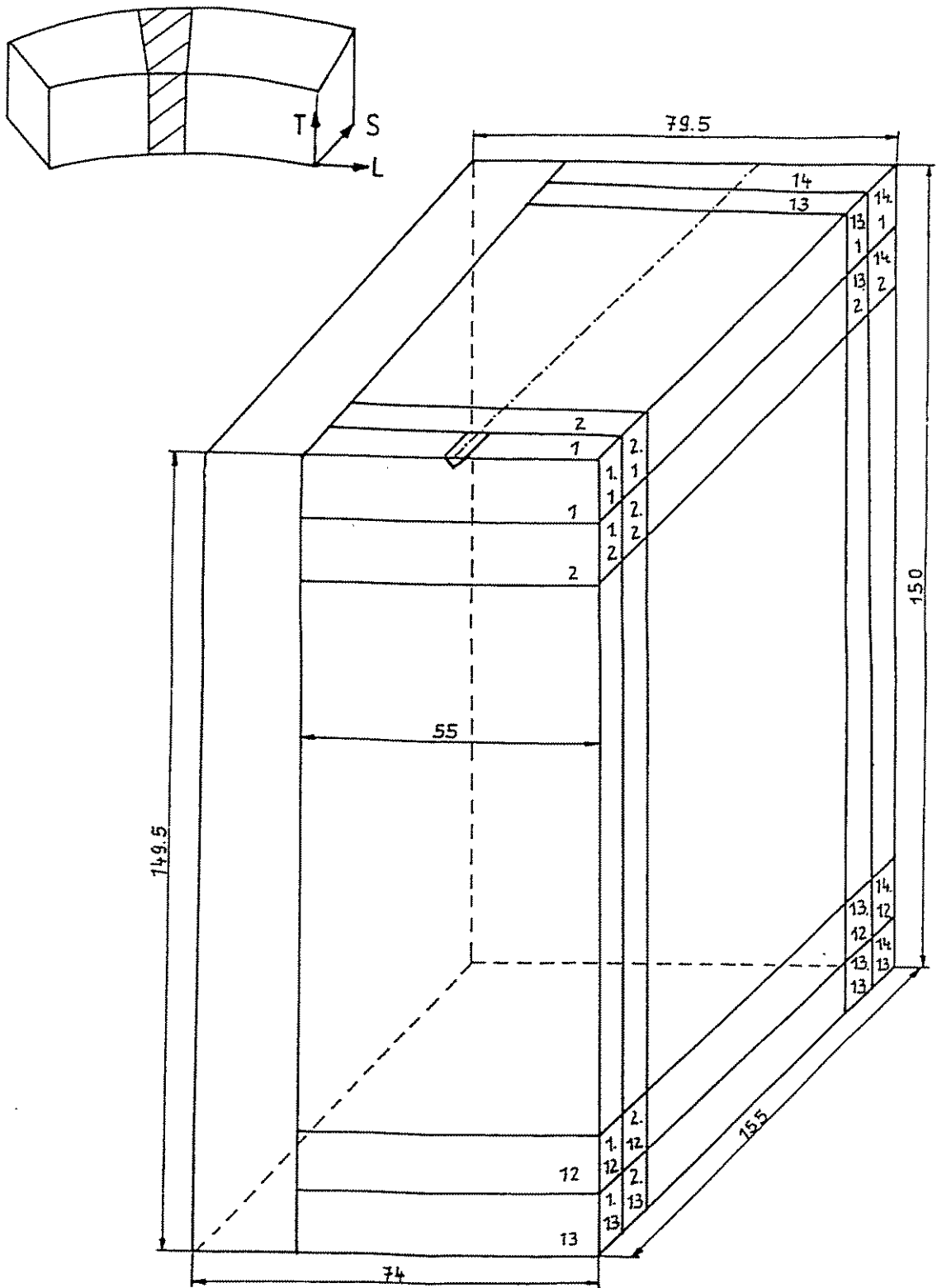


Abb. 4.2 Probenschnittplan für Versuchsmaterial KU-1

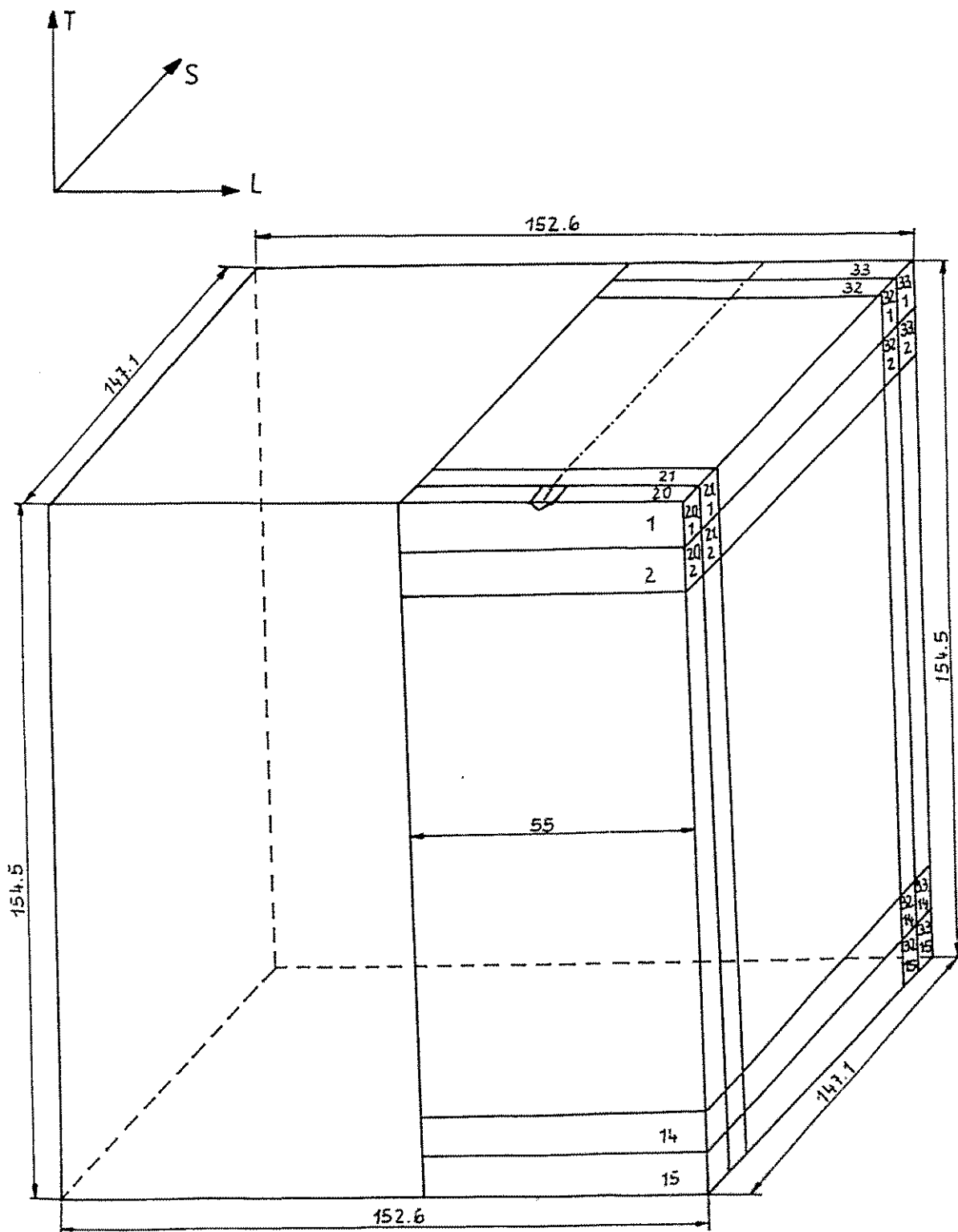


Abb. 4.3 Probenschnittplan für Versuchsmaterial KU-2

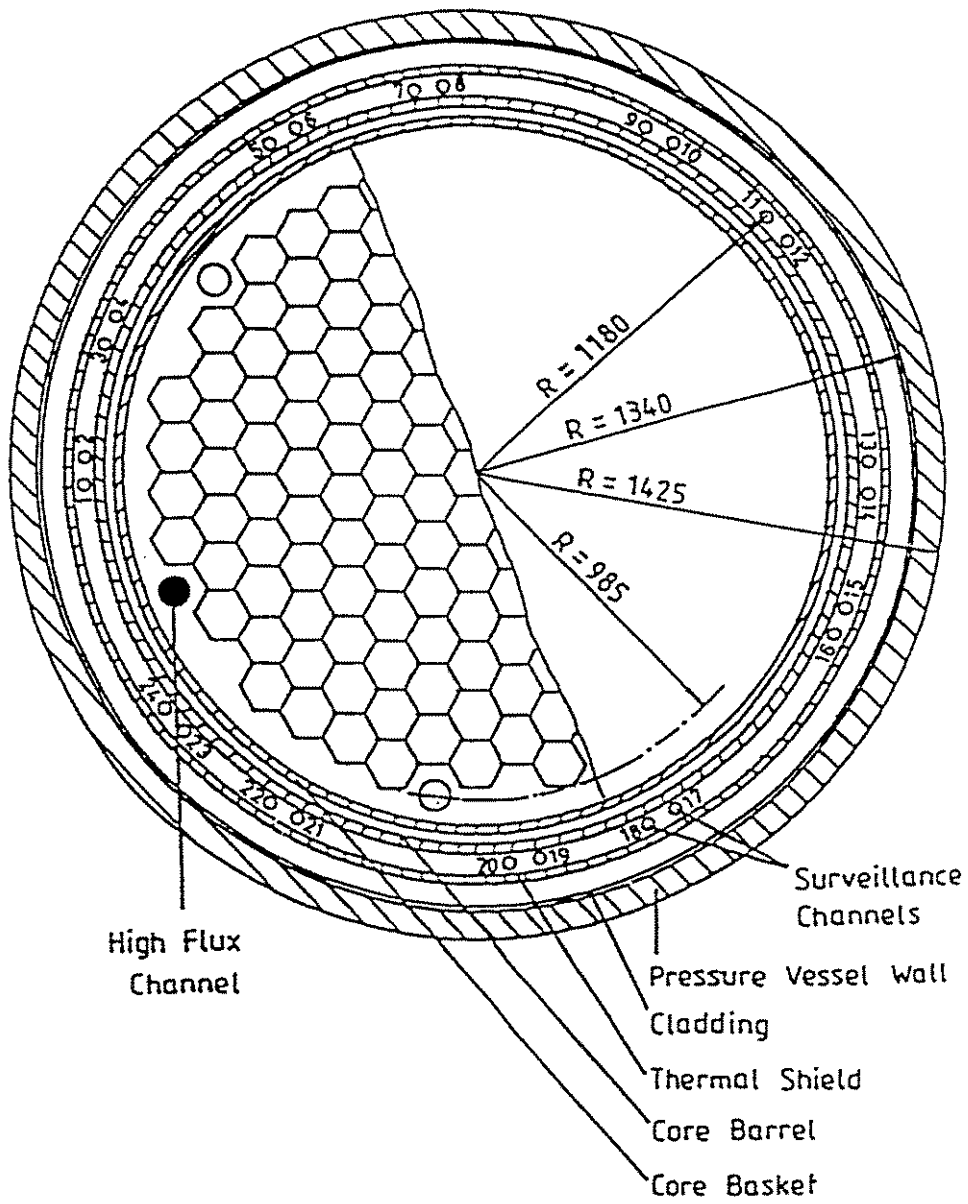


Abb. 4.4 Bestrahlungspositionen im Reaktor WWER-2-Rheinsberg

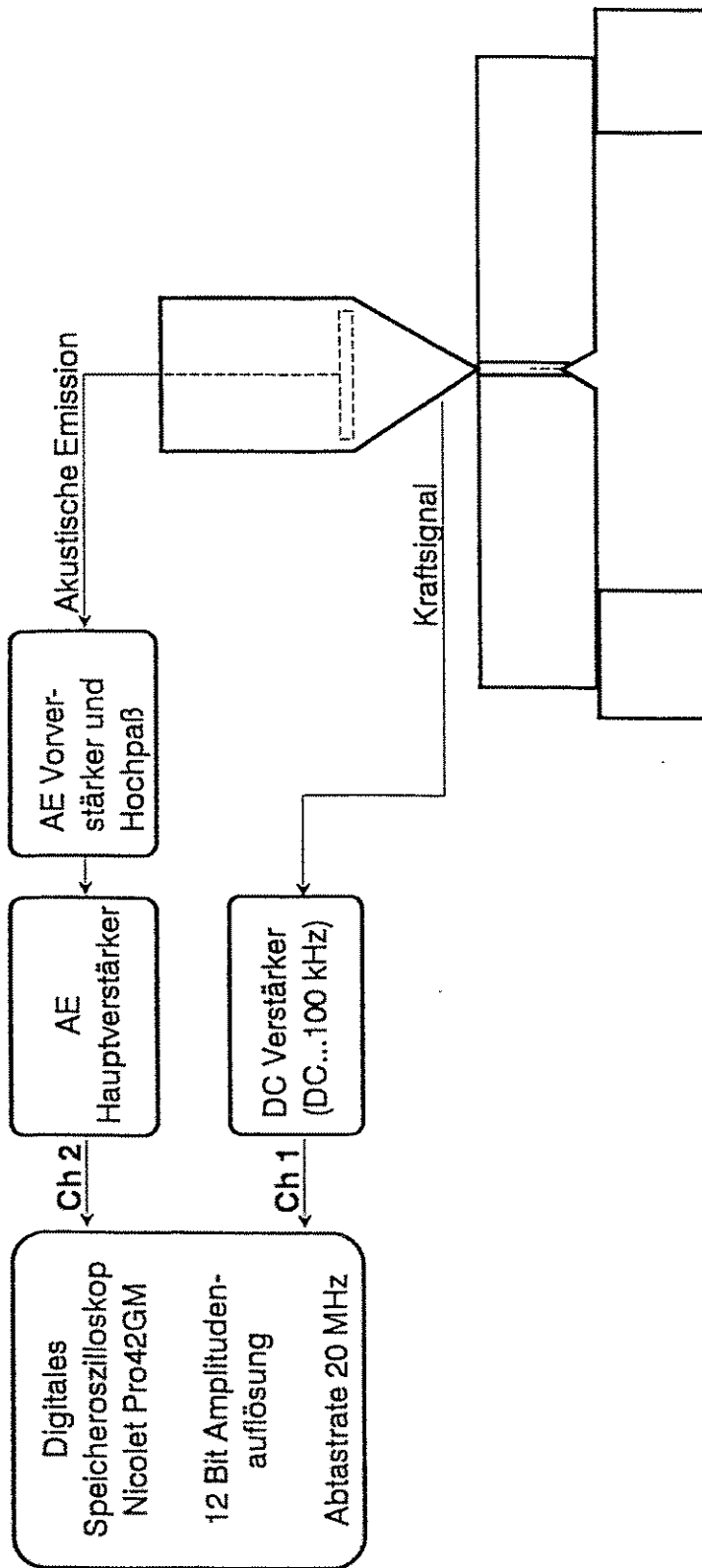


Abb. 4.5 Schematischer Aufbau des Instrumentierten Kerbschlagbiegversuchsstandes

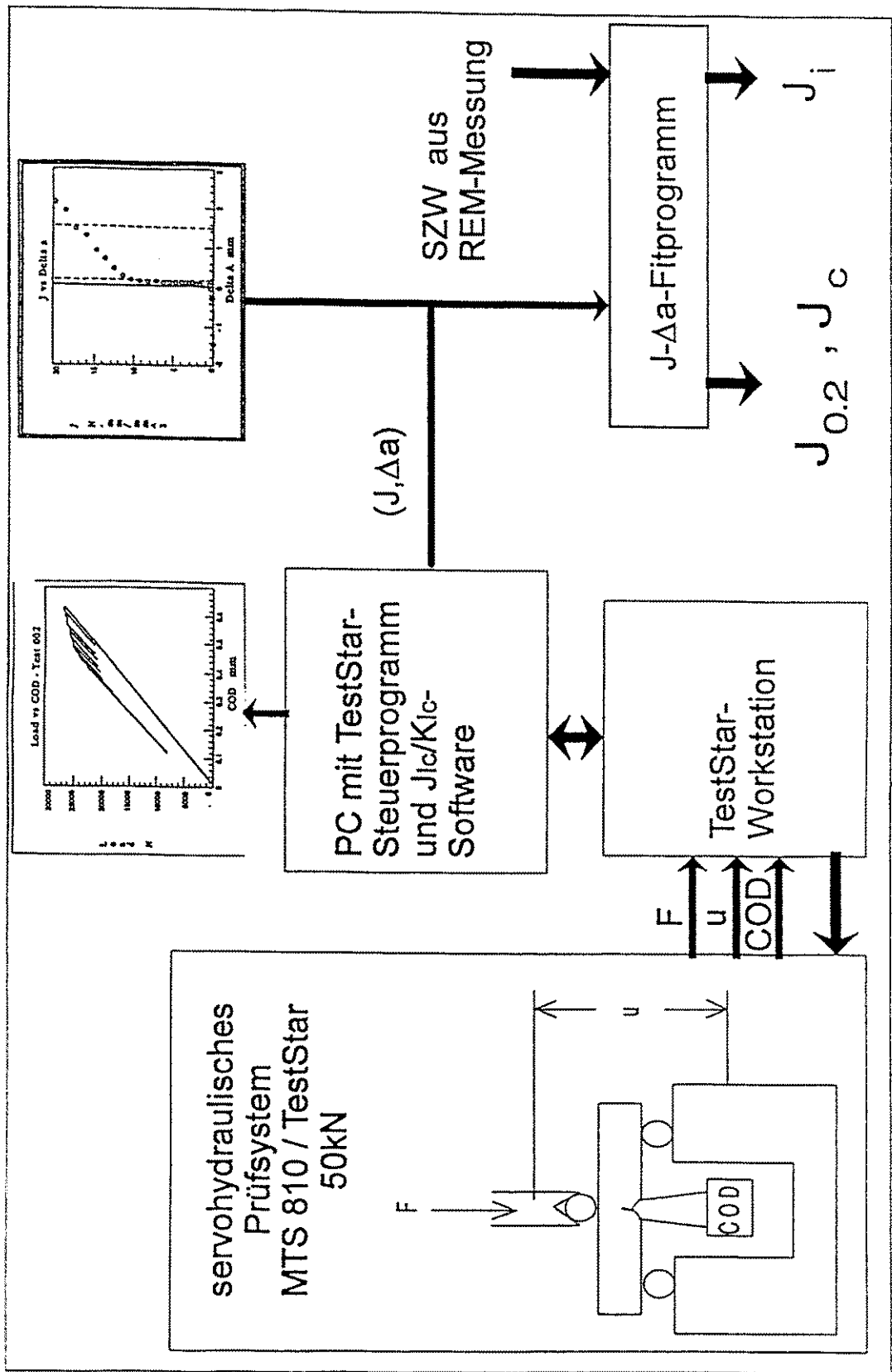


Abb. 4.6 Schematischer Aufbau des 3-Punktbiegeversuches zur Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte nach der Einproben-Compliance-Methode

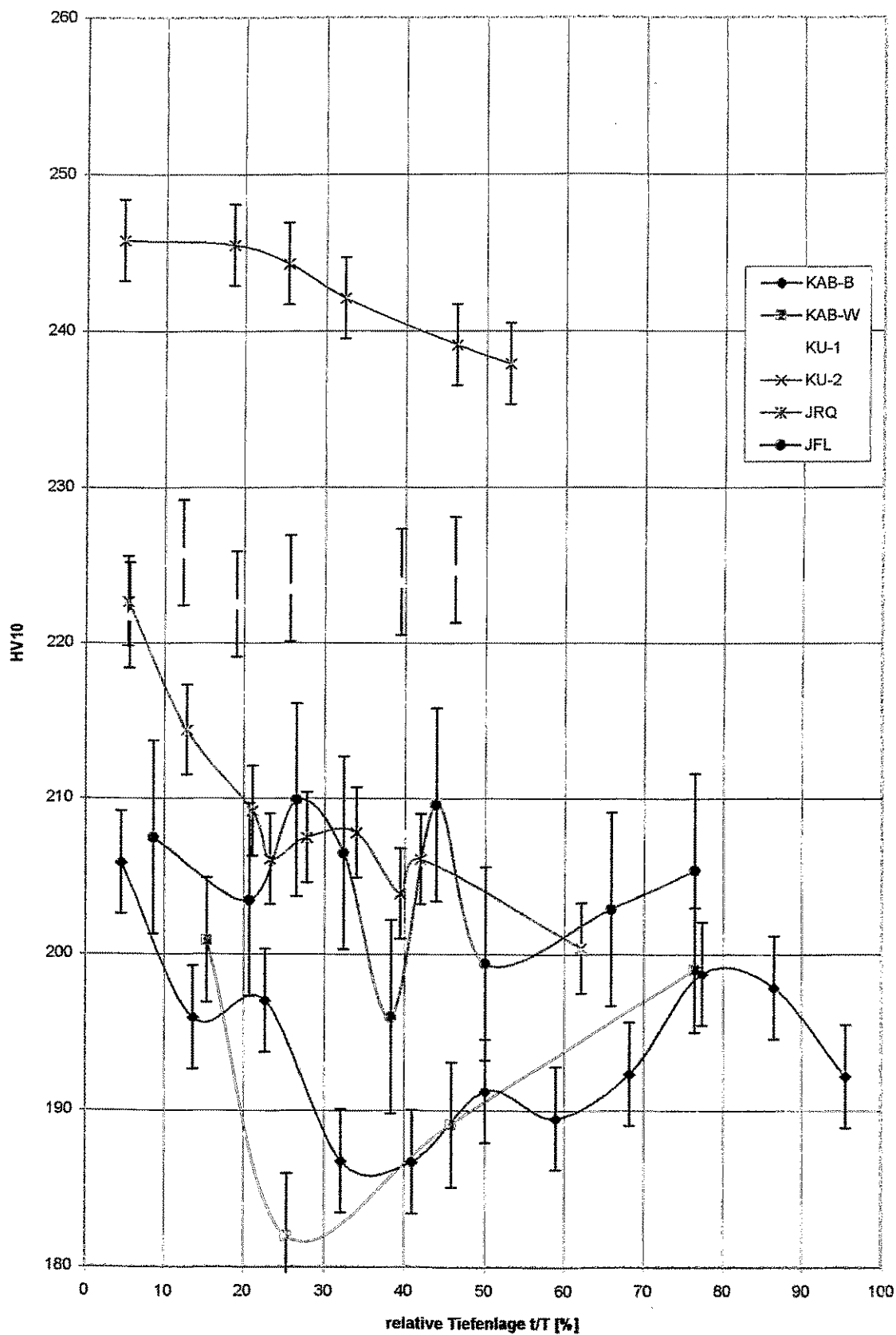


Abb. 5.1.1 Tiefenlagenabhängigkeit der Härte HV 10 für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle

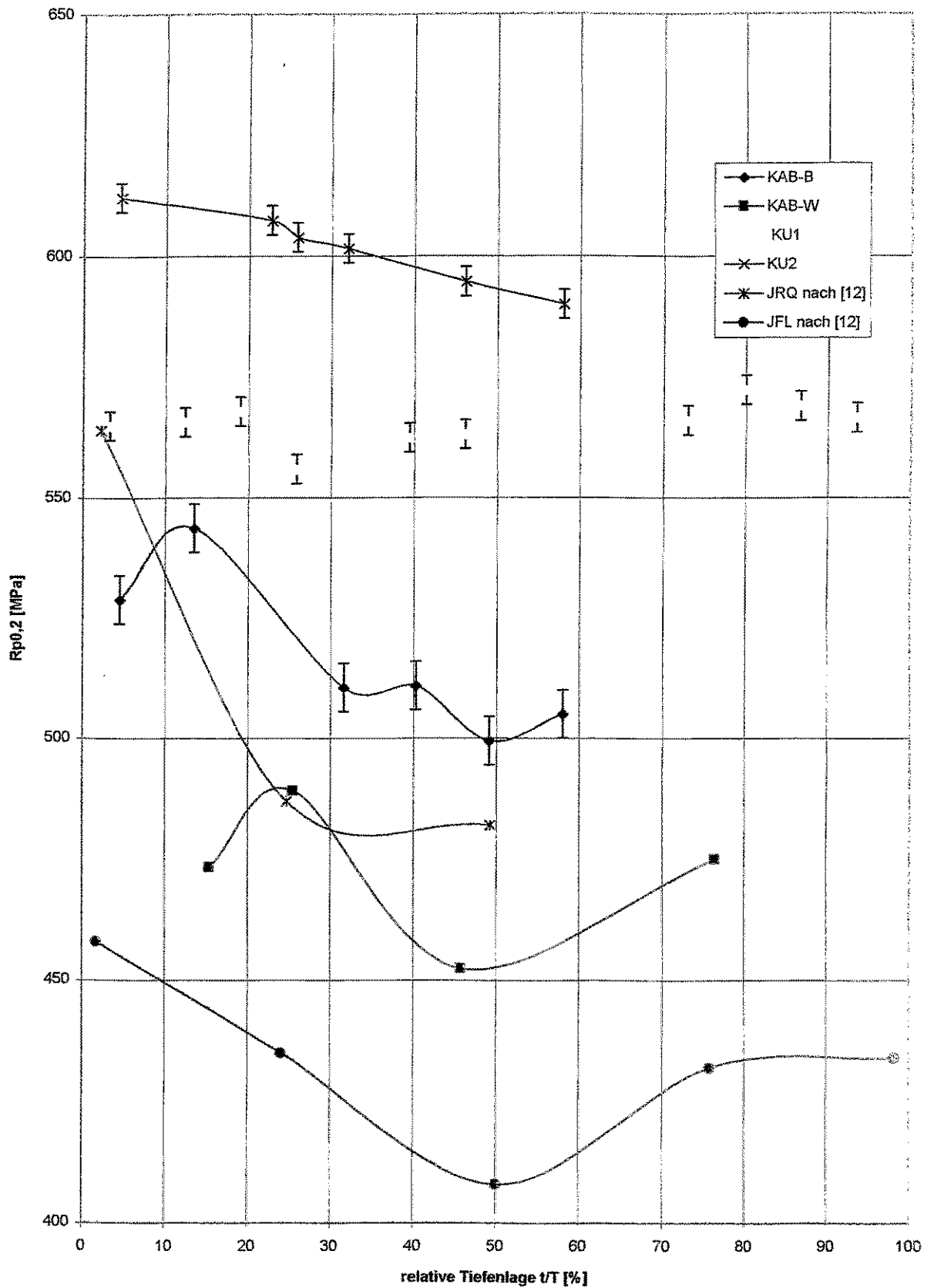


Abb. 5.1.2 Tiefenlagenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0.2}$ für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle

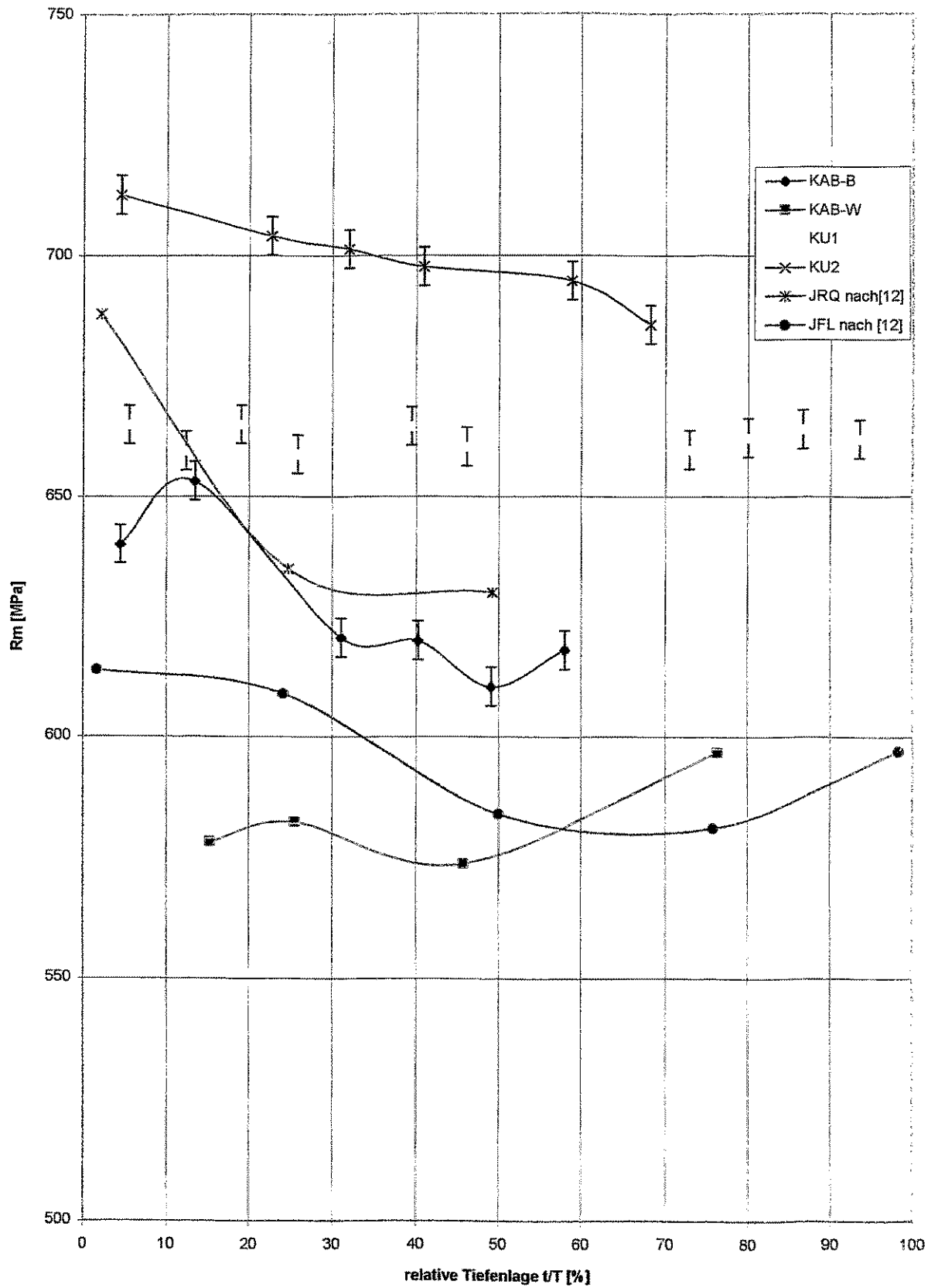


Abb. 5.1.3 Tiefenlagenabhängigkeit der Zugfestigkeit R_m für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle

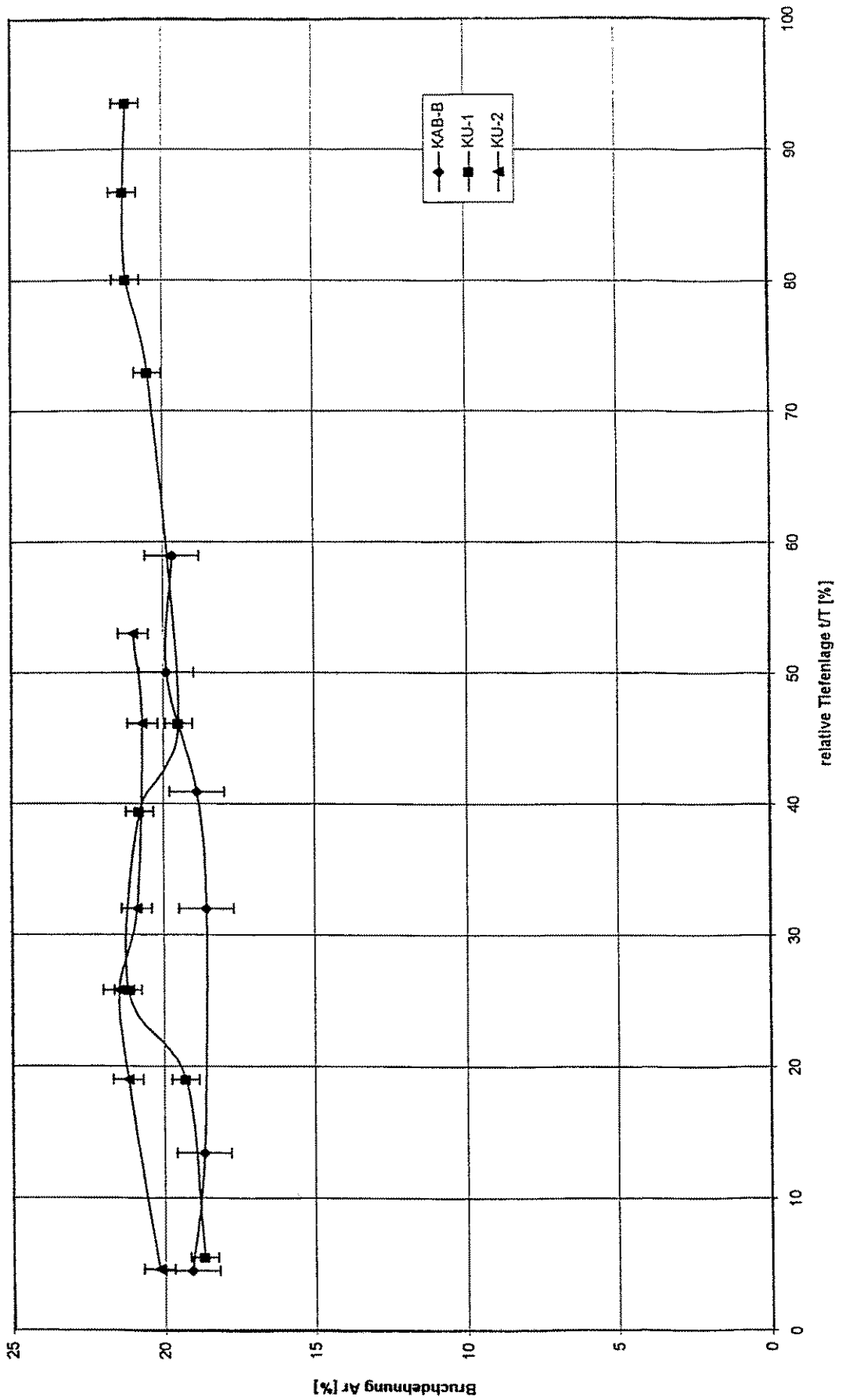


Abb. 5.1.4 Tiefenlagenabhängigkeit der Bruchdehnung A_r für verschiedene WWER-Stähle

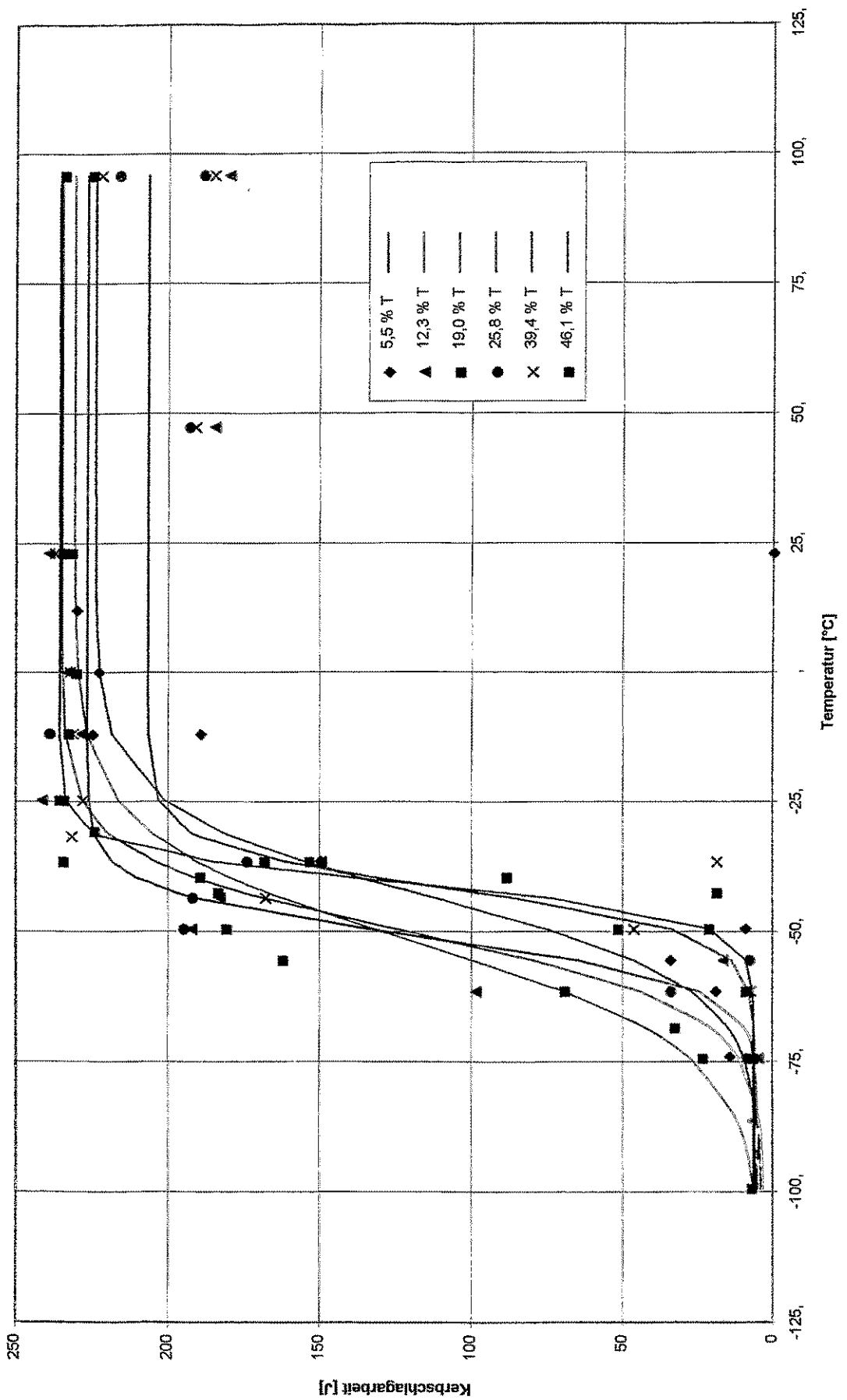


Abb. 5.1.5 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für verschiedene Tiefenlagen, Block KU-1

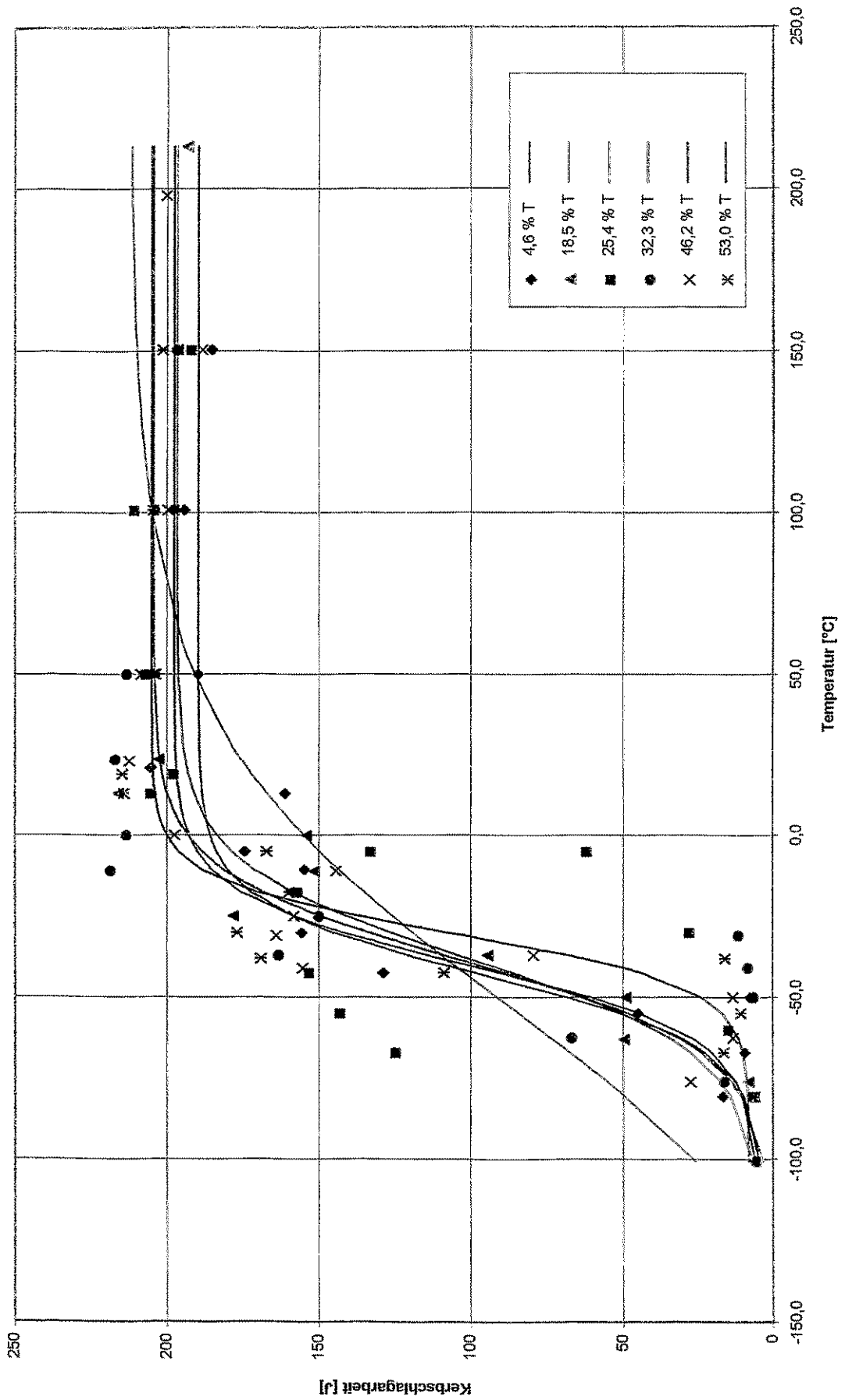


Abb. 5.1.6 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für verschiedene Tiefenlagen, Block KU-2

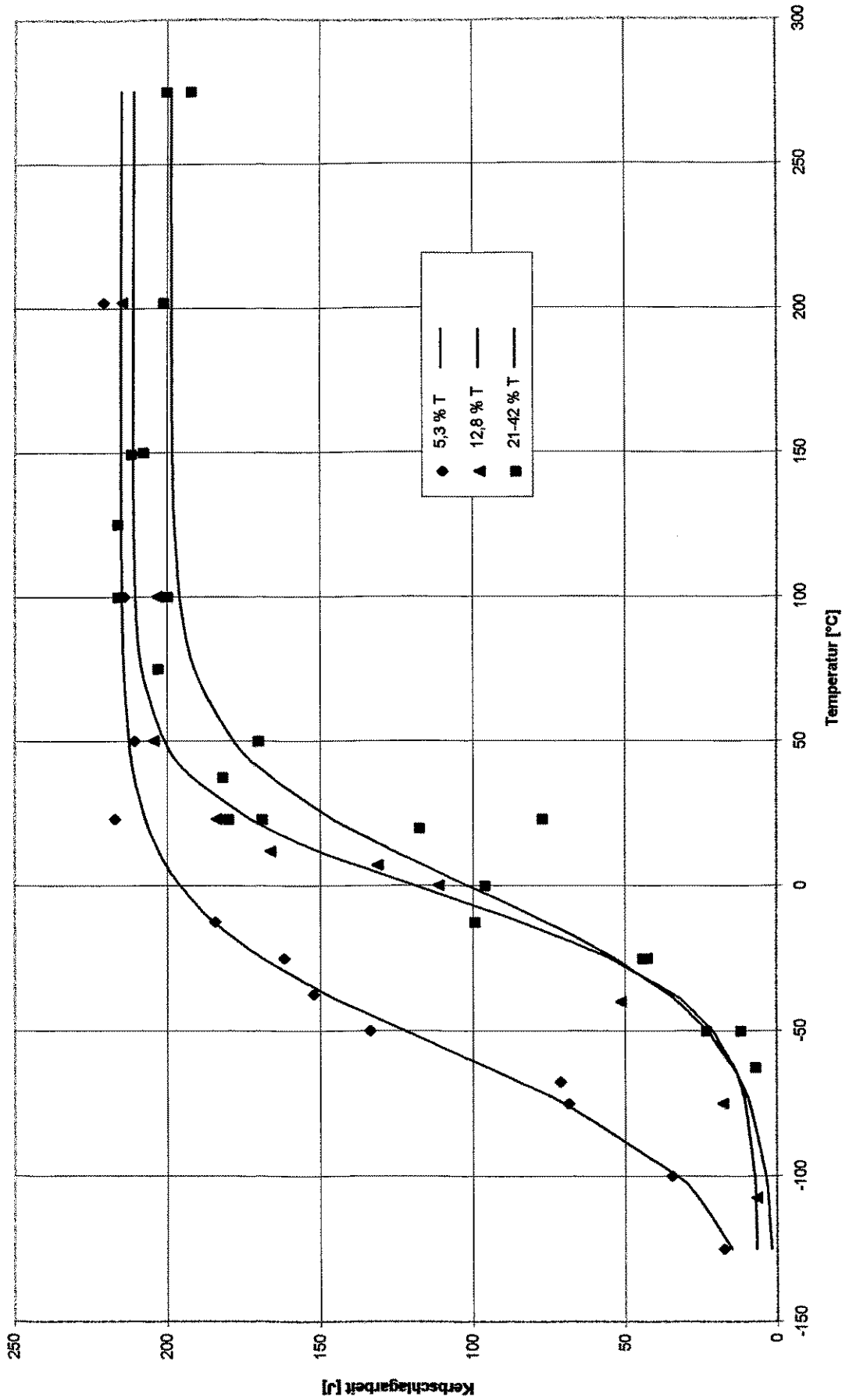


Abb. 5.1.7 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für verschiedene Tiefenlagen, JRQ

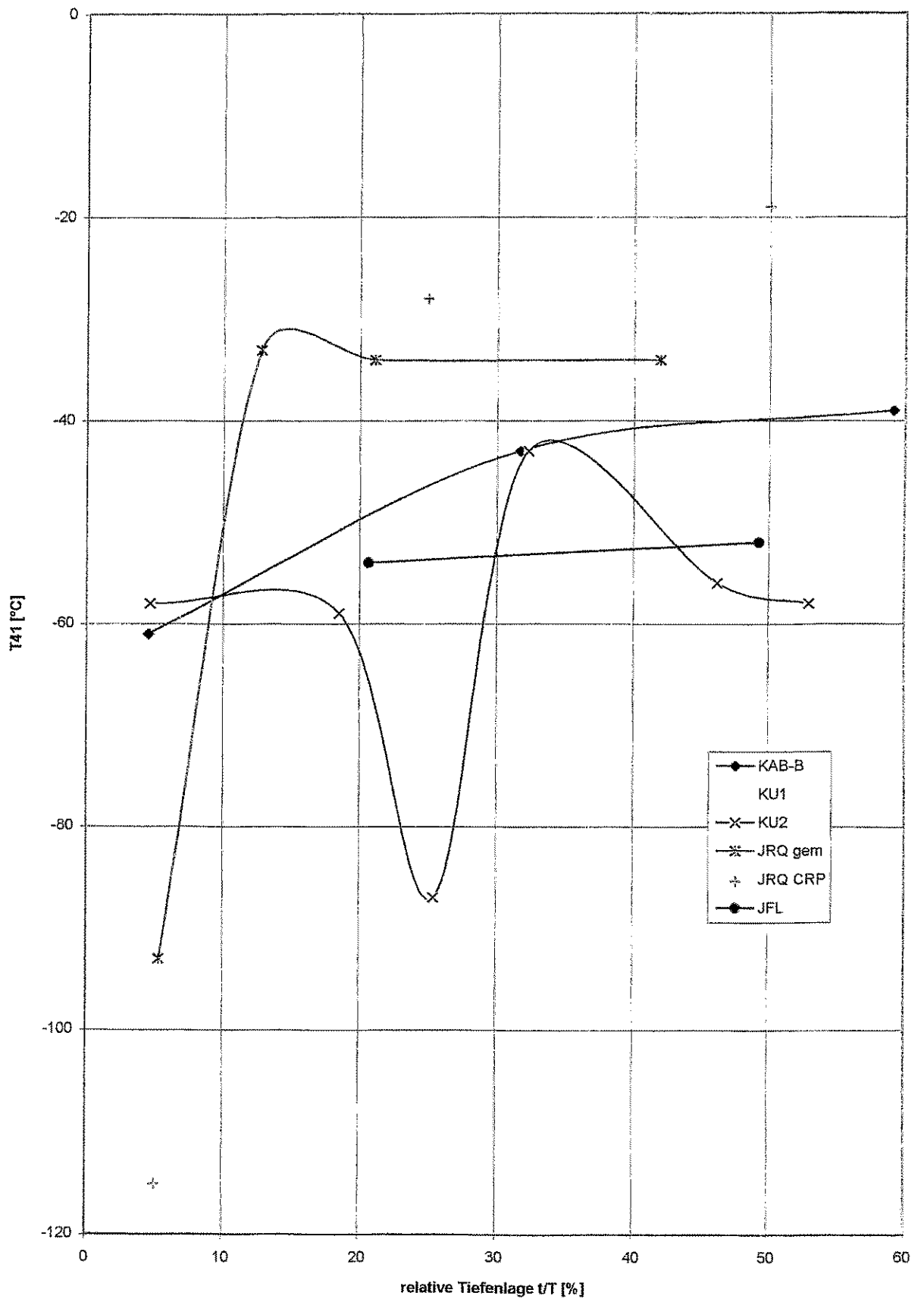


Abb. 5.1.8 Tiefenlagenabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperatur T_{41} für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle

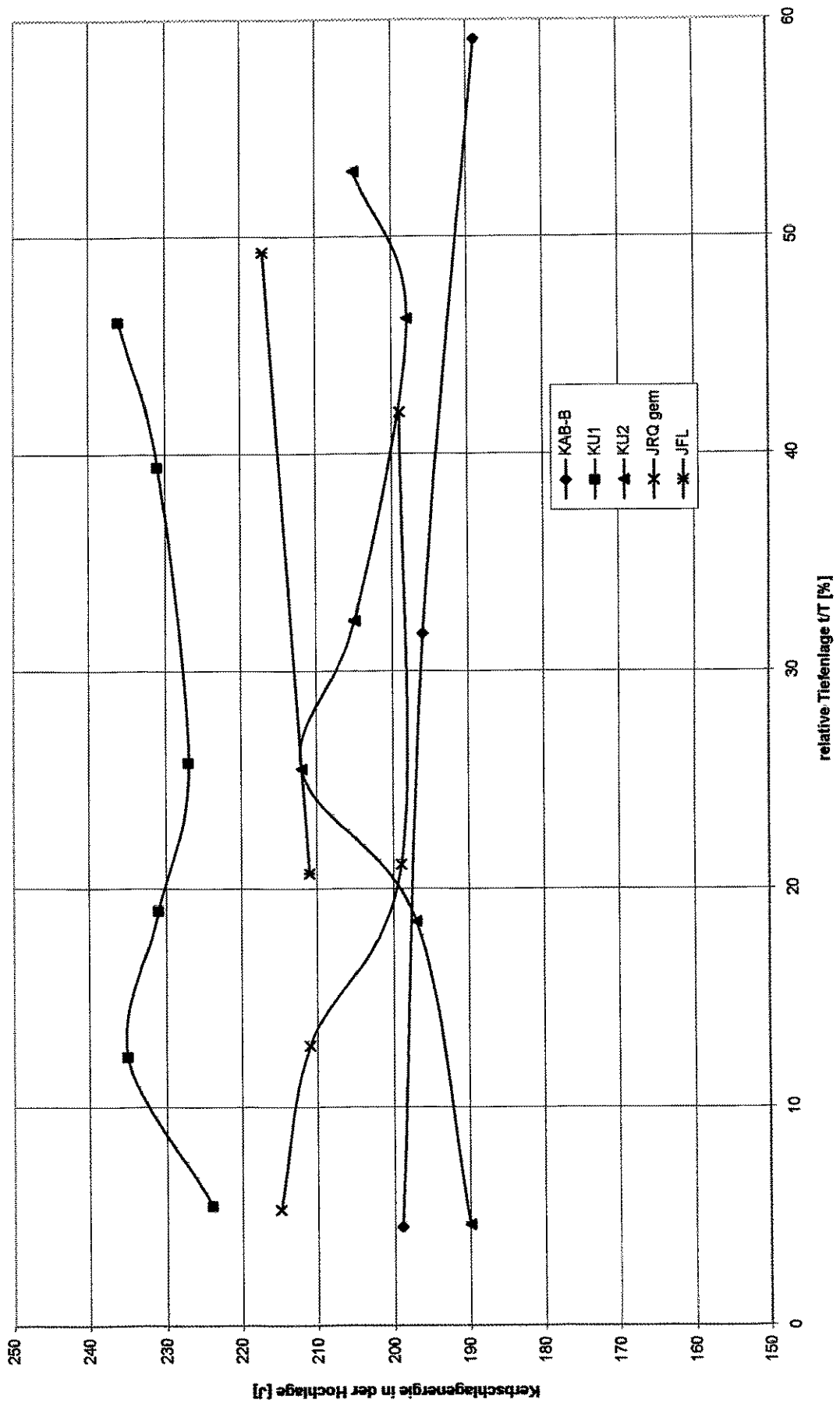


Abb. 5.1.9 Tiefenlagenabhängigkeit der Kerbschlagarbeit in der Hochlage für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle

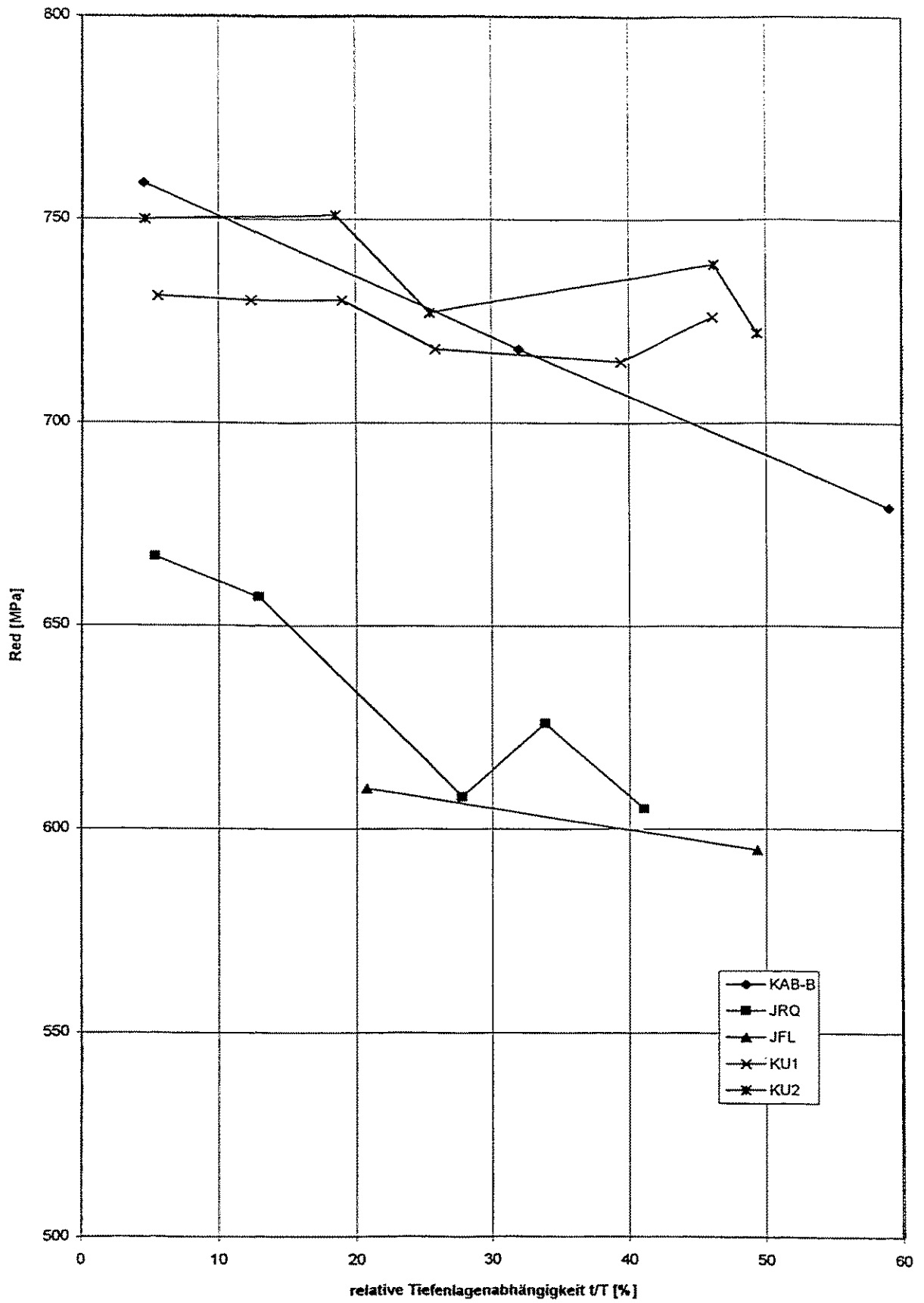


Abb. 5.1.10 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Fließgrenze R_{ed} für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle

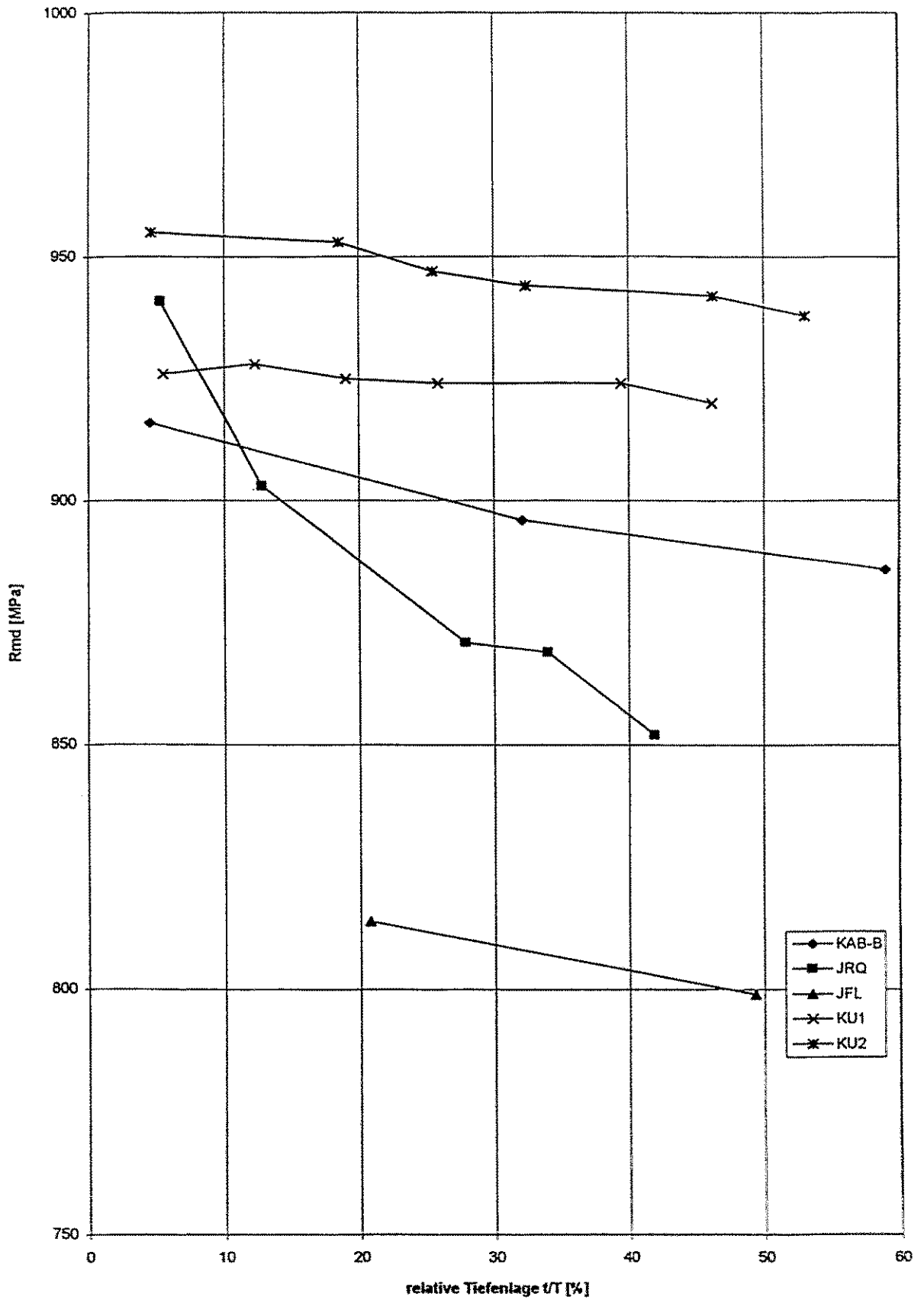


Abb. 5.1.11 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Festigkeit R_{md} für verschiedene WWER- und ASTM-Stähle

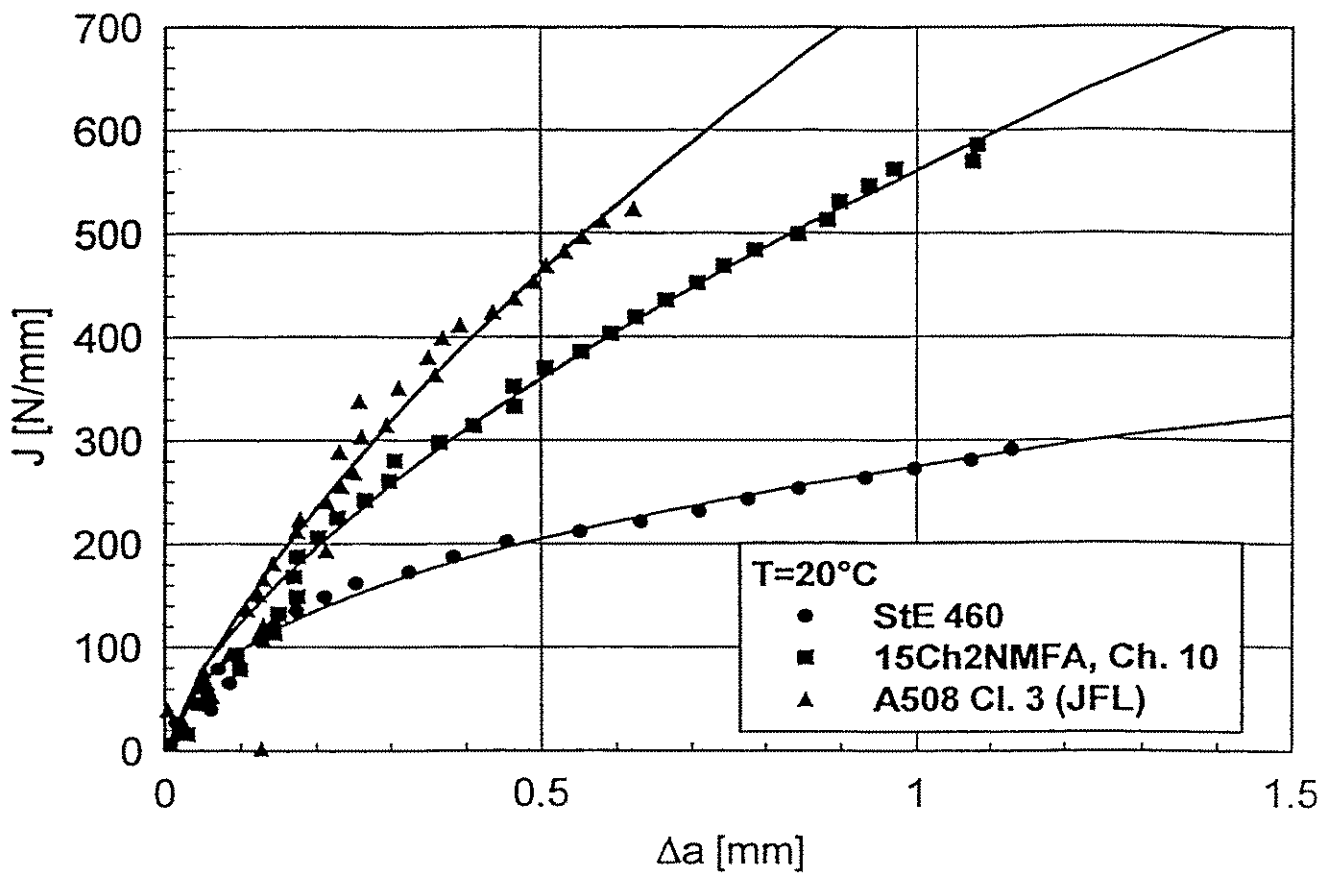


Abb. 5.1.12 Rißwiderstandskurven der Stähle 15Ch2NMFAA, A 508, Class 3 und StE 460 bei Raumtemperatur

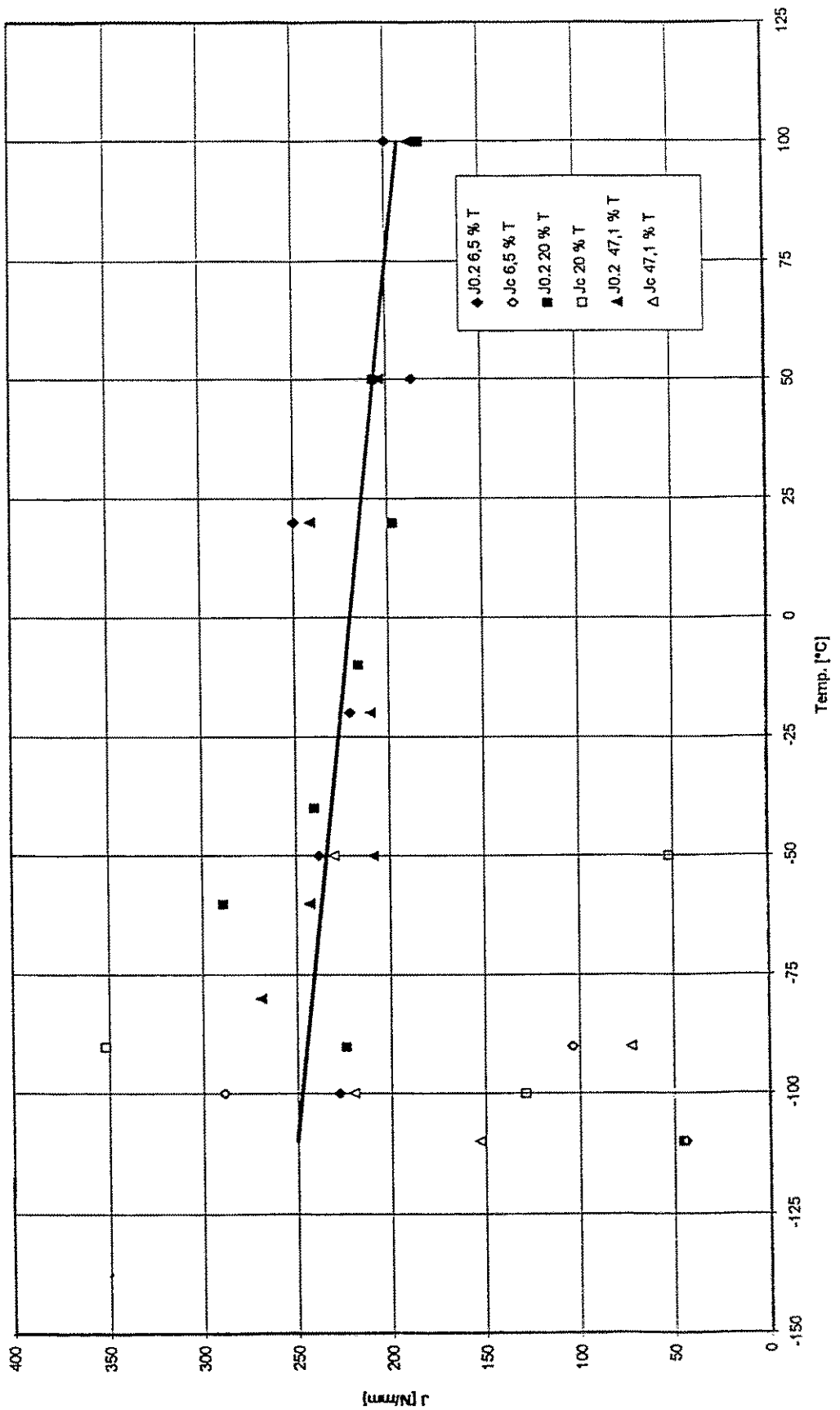


Abb. 5.1.13 Zusammenhang zwischen Rißinitierungszähigkeit und Temperatur für 3 Tiefenlagen des Materials KU-1 (J_{0.2} - J-Integrale bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum, J_c - J-Integrale bei instabiler Rißausbreitung)

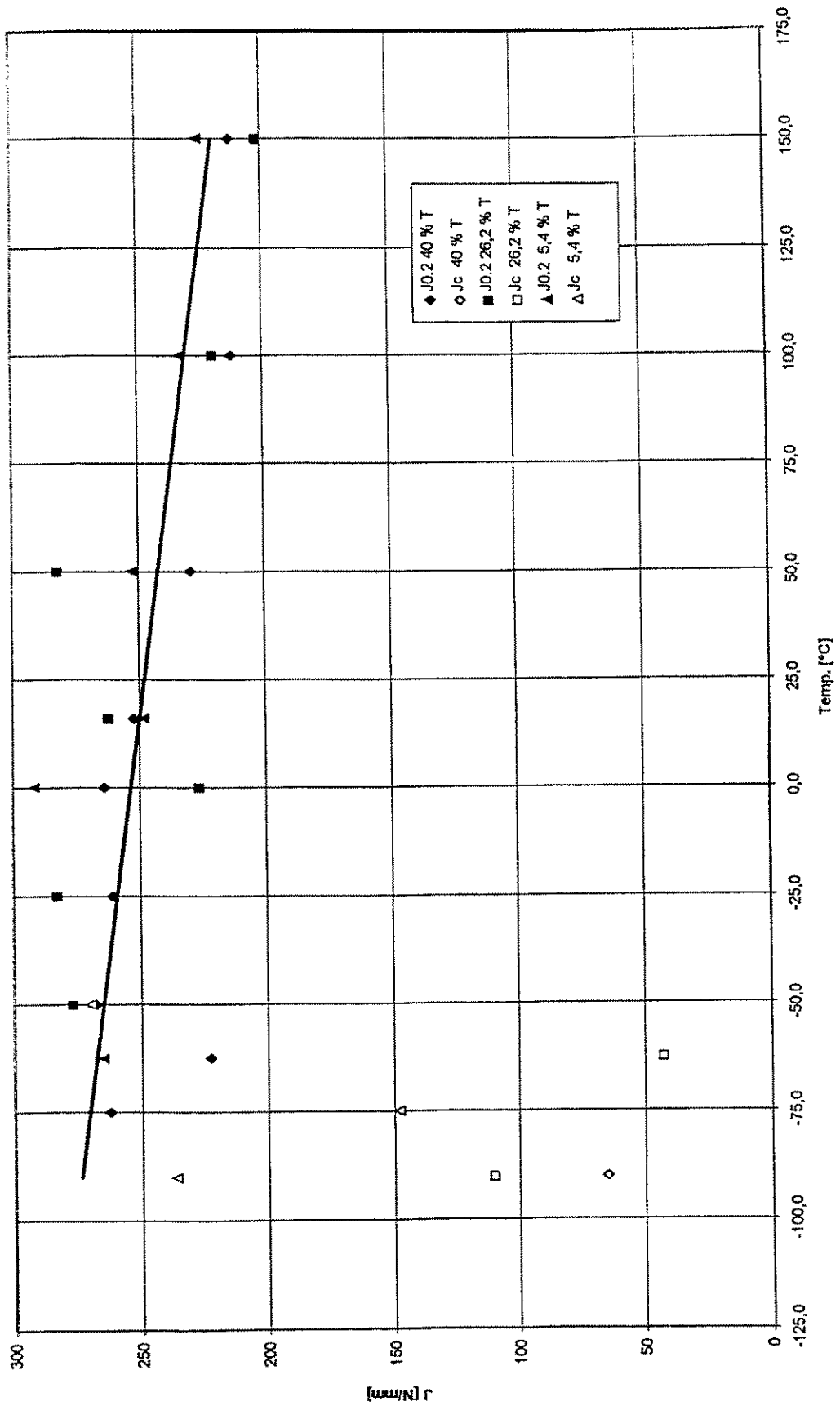


Abb. 5.1.14 Zusammenhang zwischen Reißinitierungszähigkeit und Temperatur für 3 Tiefenlagen des Materials KU-2
 ($J_{0,2}$ - J-Integrale bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum,
 J_c - J-Integrale bei instabiler Rißausbreitung)

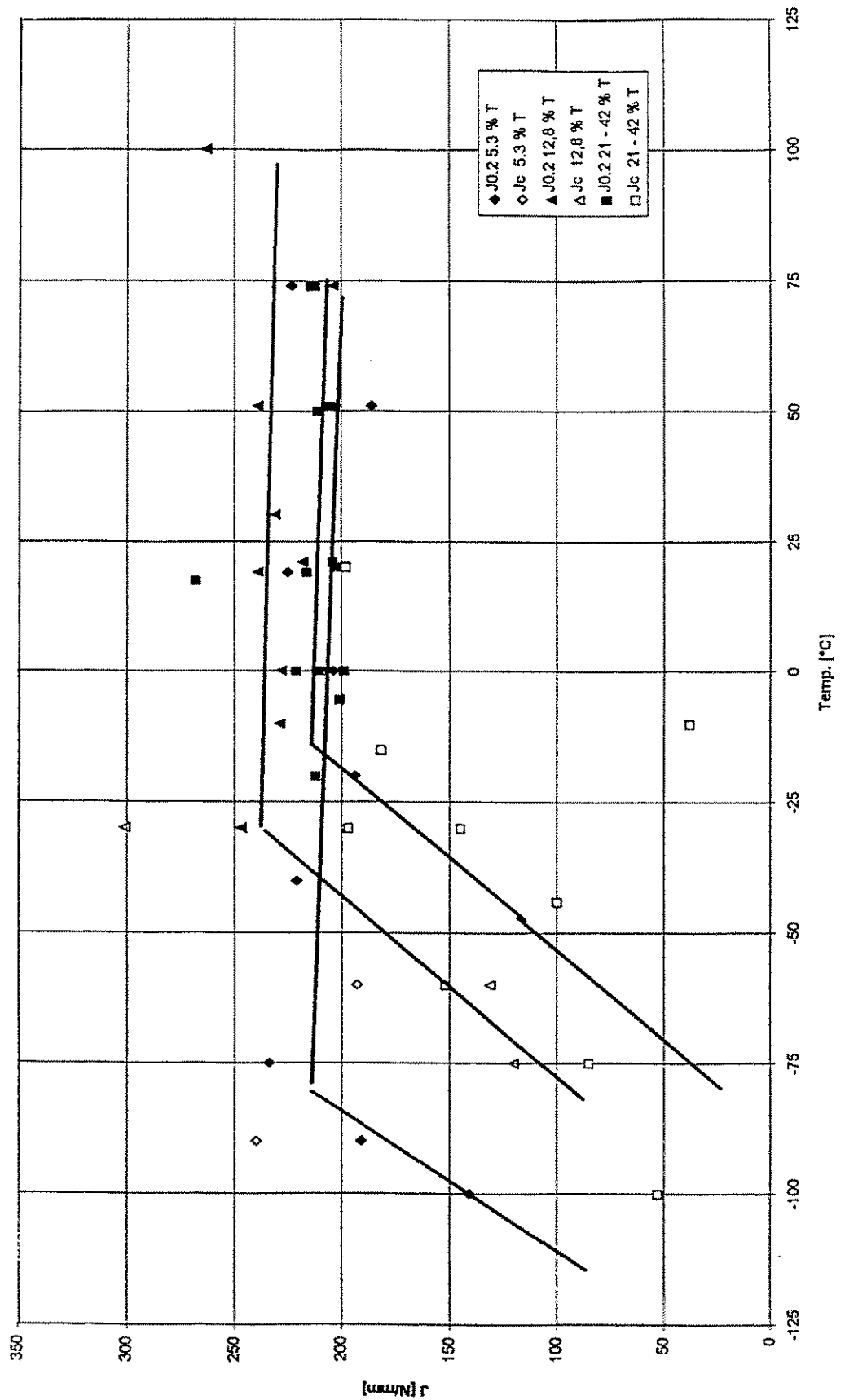


Abb. 5.1.15 Zusammenhang zwischen Rißinitierungszähigkeit und Temperatur für 3 Tiefenlagen des Materials JRQ
 ($J_{0.2}$ - J-Integrale bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum,
 J_c - J-Integrale bei instabiler Rißausbreitung)

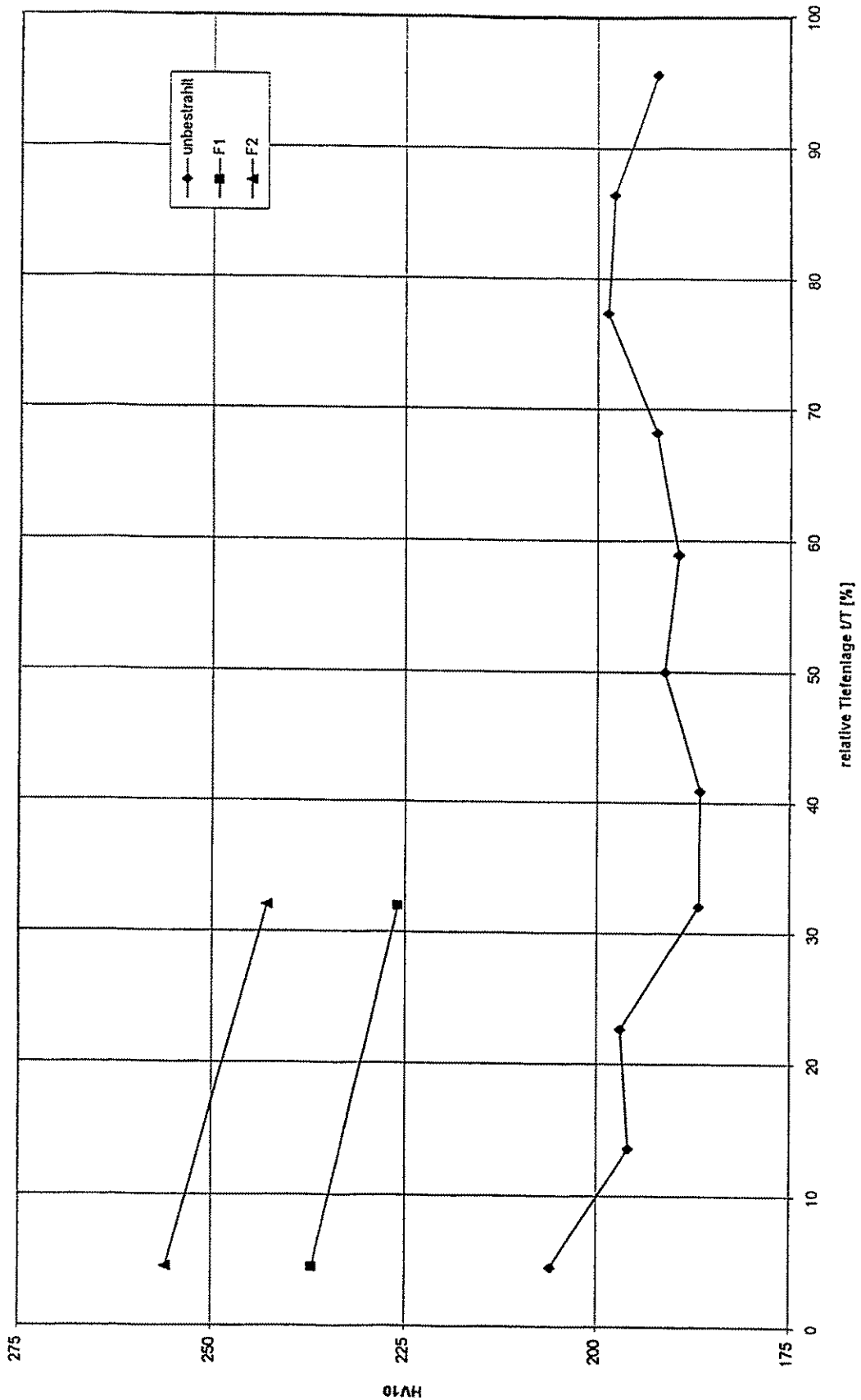


Abb. 5.1.16 Tiefenlagenabhängigkeit der Härte HV 10 von un- und bestrahltem KAB-B-Material
 $F_1 = 5,2 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$); $F_2 = 71 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$)

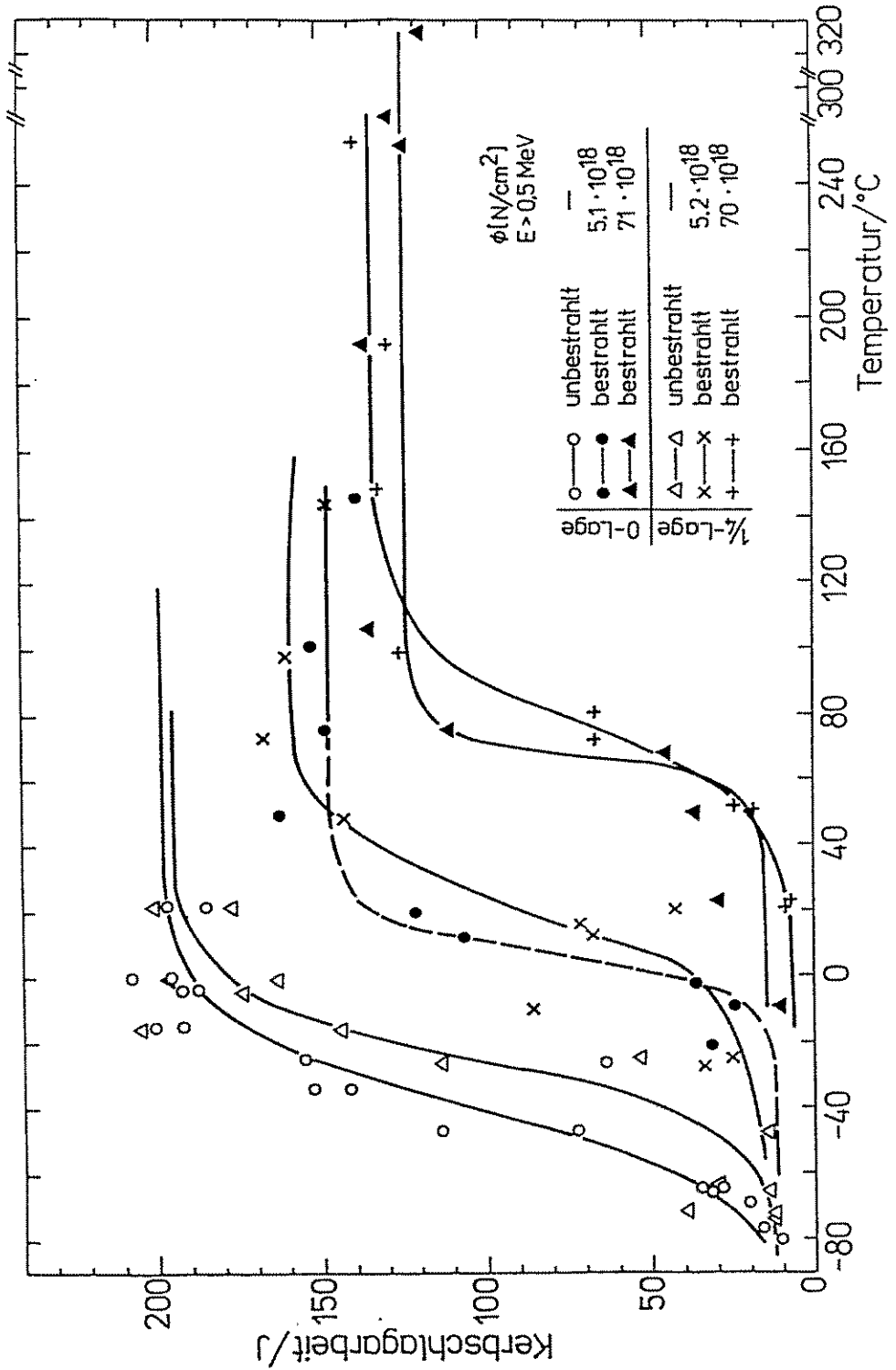


Abb. 5.1.17 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für 2 Tiefenlagen des Materials KAB-B im un- und bestrahlten Zustand

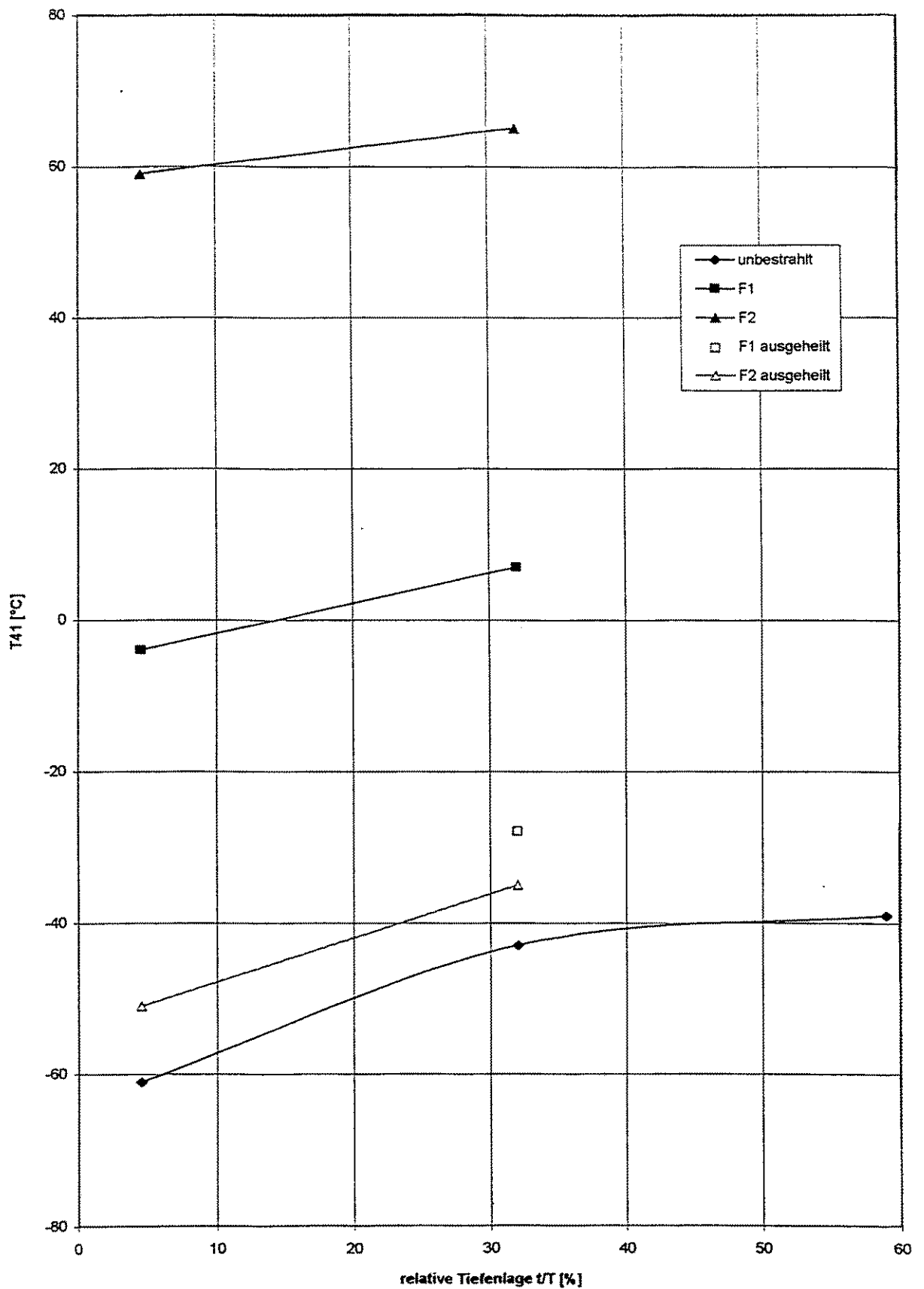


Abb. 5.1.18 Tiefenlagenabhängigkeit der Sprödbbruchübergangstemperatur T_{41} des Materials KAB-B im un-, im bestrahlten und im ausgeheilten Zustand
 ($F_1 = 5,1-5,2 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$); $F_2 = 70-71 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$), F_2 ausgeheilt: nach Bestrahlung F_2 bei $475 \text{ °C}/152 \text{ h}$ gegläht)

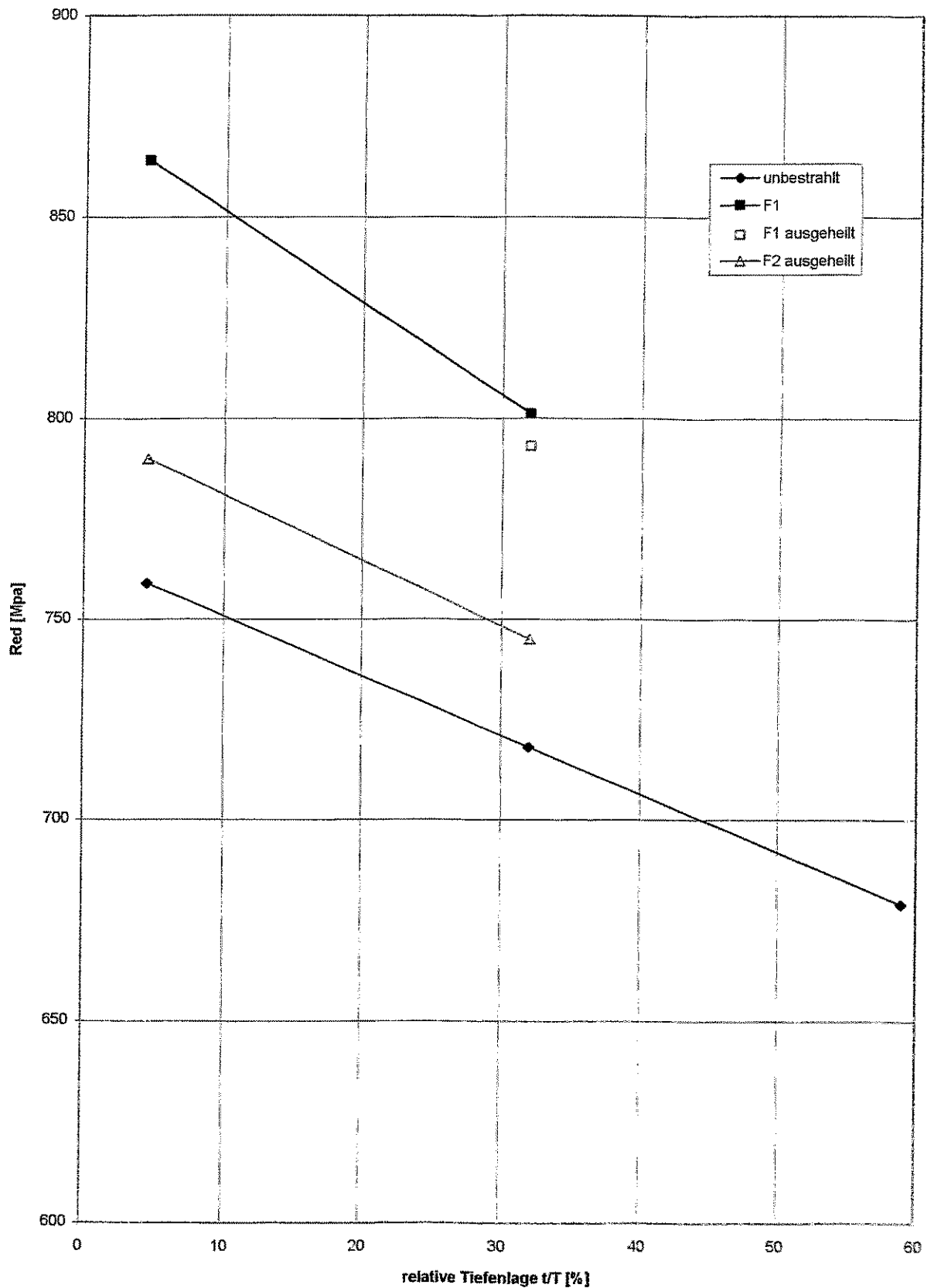


Abb. 5.1.19 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Fließgrenze R_{ed} des Materials KAB-B im un-, im bestrahlten und im ausgeheilten Zustand, Prüftemperatur: 20 °C ($F_2 = 5,1-5,2 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$, $F_2 = 70-71 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$))
 ausgeheilt: nach Bestrahlung F_1 oder F_2 bei 475 °C/152 h geglüht

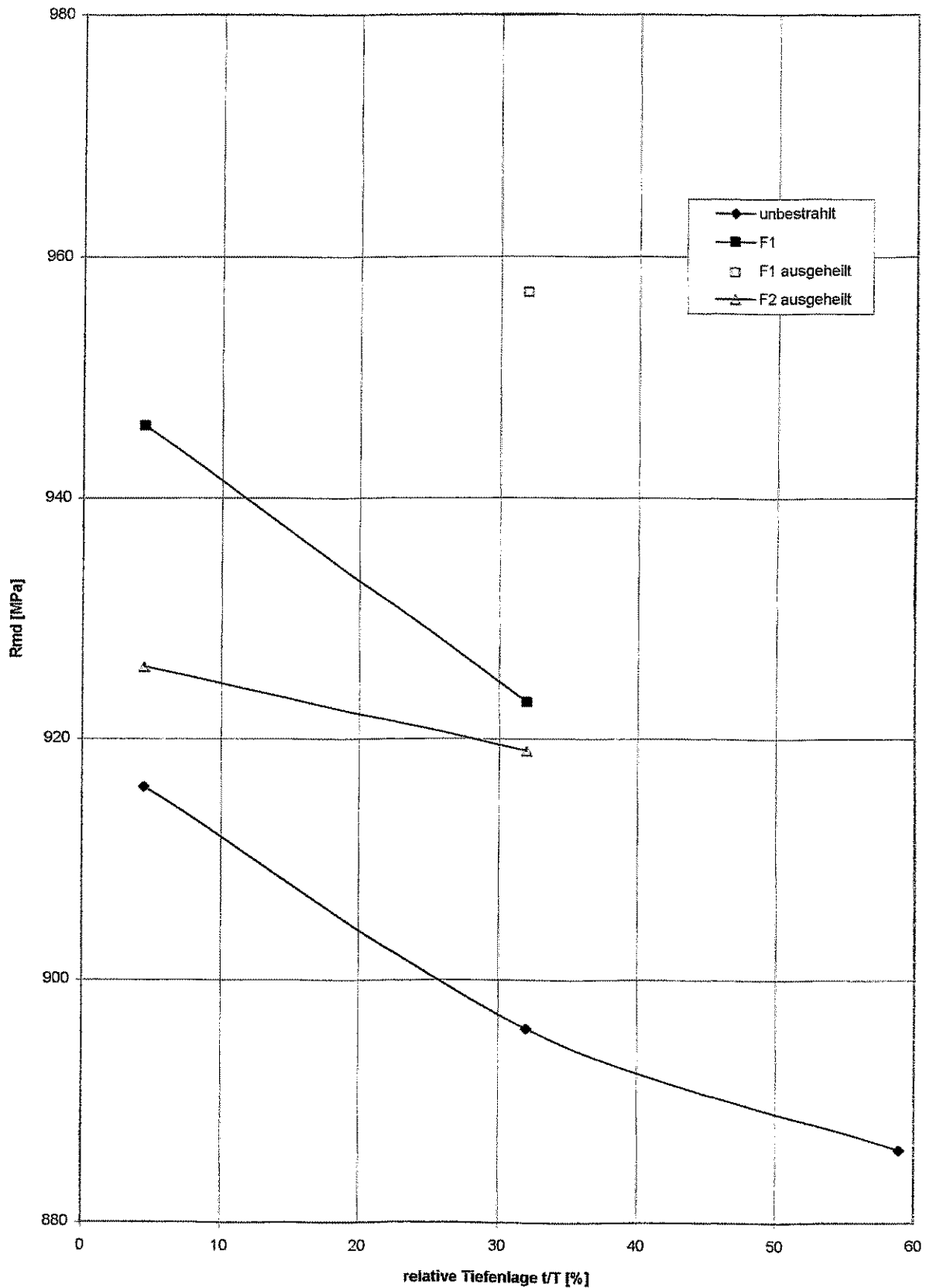


Abb. 5.1.20 Tiefenlagenabhängigkeit der dynamischen Festigkeit R_{md} des Materials KAB-B im un-, im bestrahlten und im ausgeheilten Zustand, Prüftemperatur: 20 °C ($F_2 = 5,1-5,2 \cdot 10^{18}$ n/cm², $F_2 = 70-71 \cdot 10^{18}$ n/cm² ($E > 0,5$ MeV)) ausgeheilt: nach Bestrahlung F_1 oder F_2 bei 475 °C/152 h geglüht

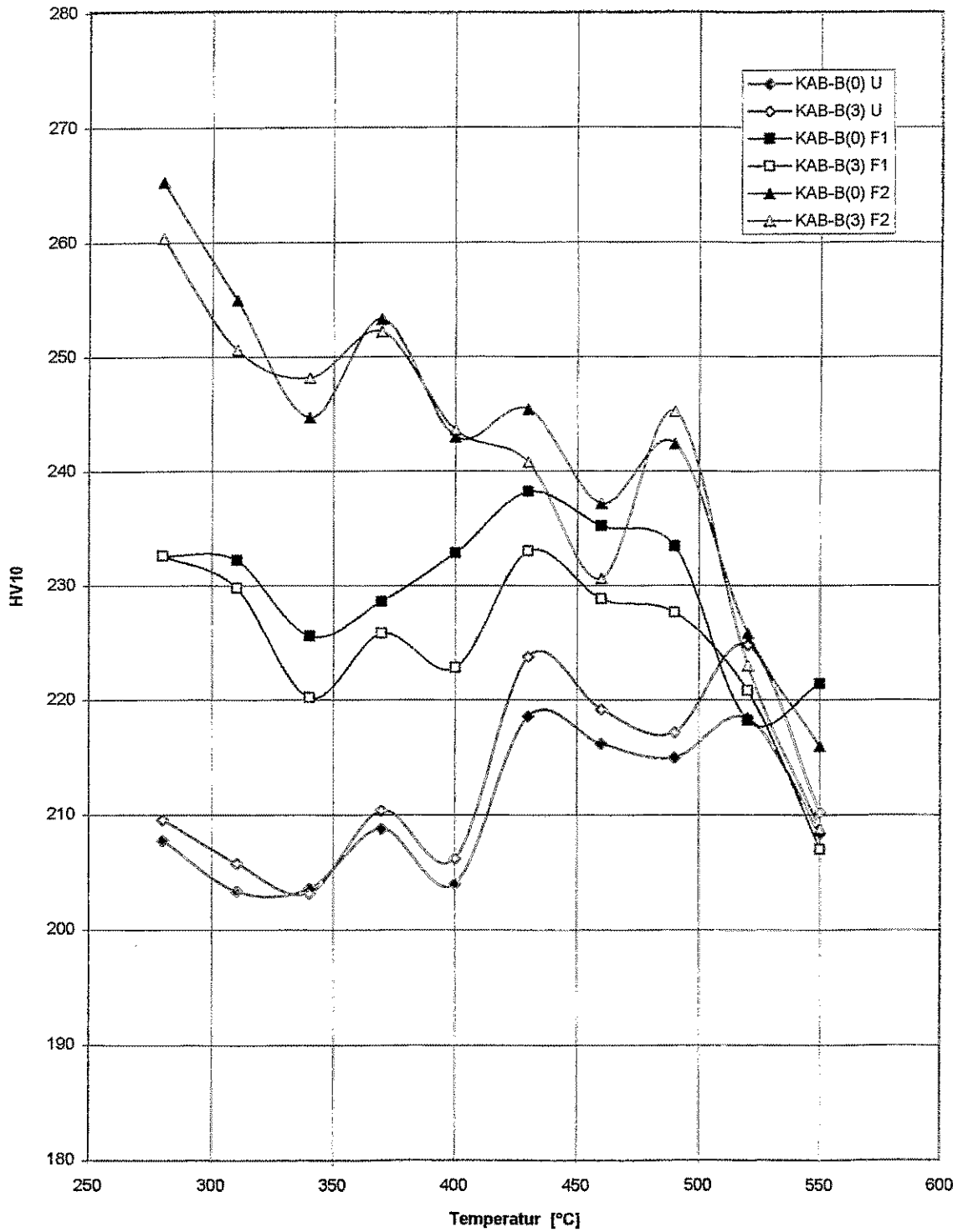


Abb. 5.1.21 Isochrones Ausheilverhalten der Härte HV 10
Glühzeit: 1 h

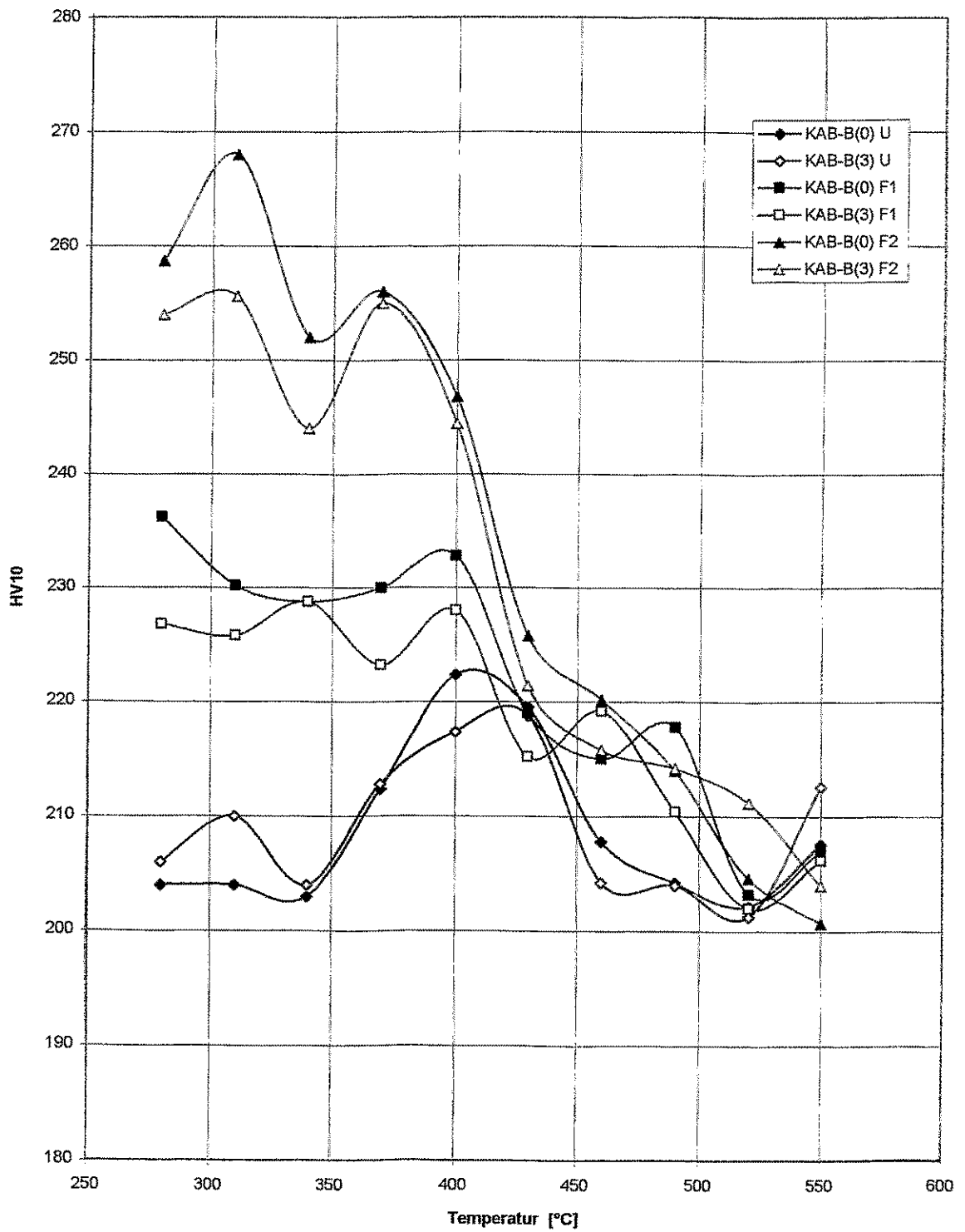


Abb. 5.1.22 Isochrones Ausheilverhalten der Härte HV 10
Glühzeit: 10 h

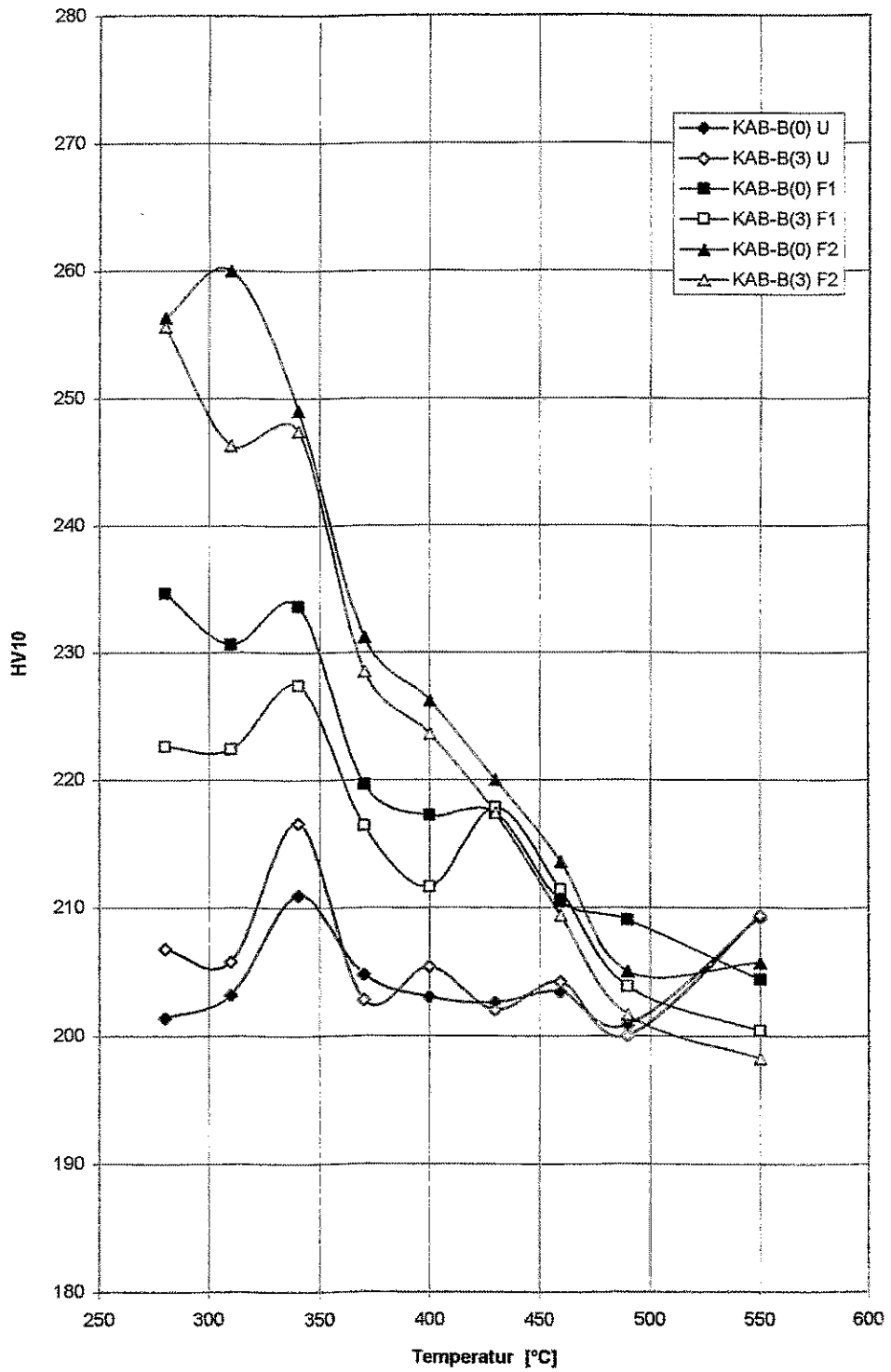


Abb. 5.1.23 Isochrones Ausheilverhalten der Härte HV 10
Glühzeit: 100 h

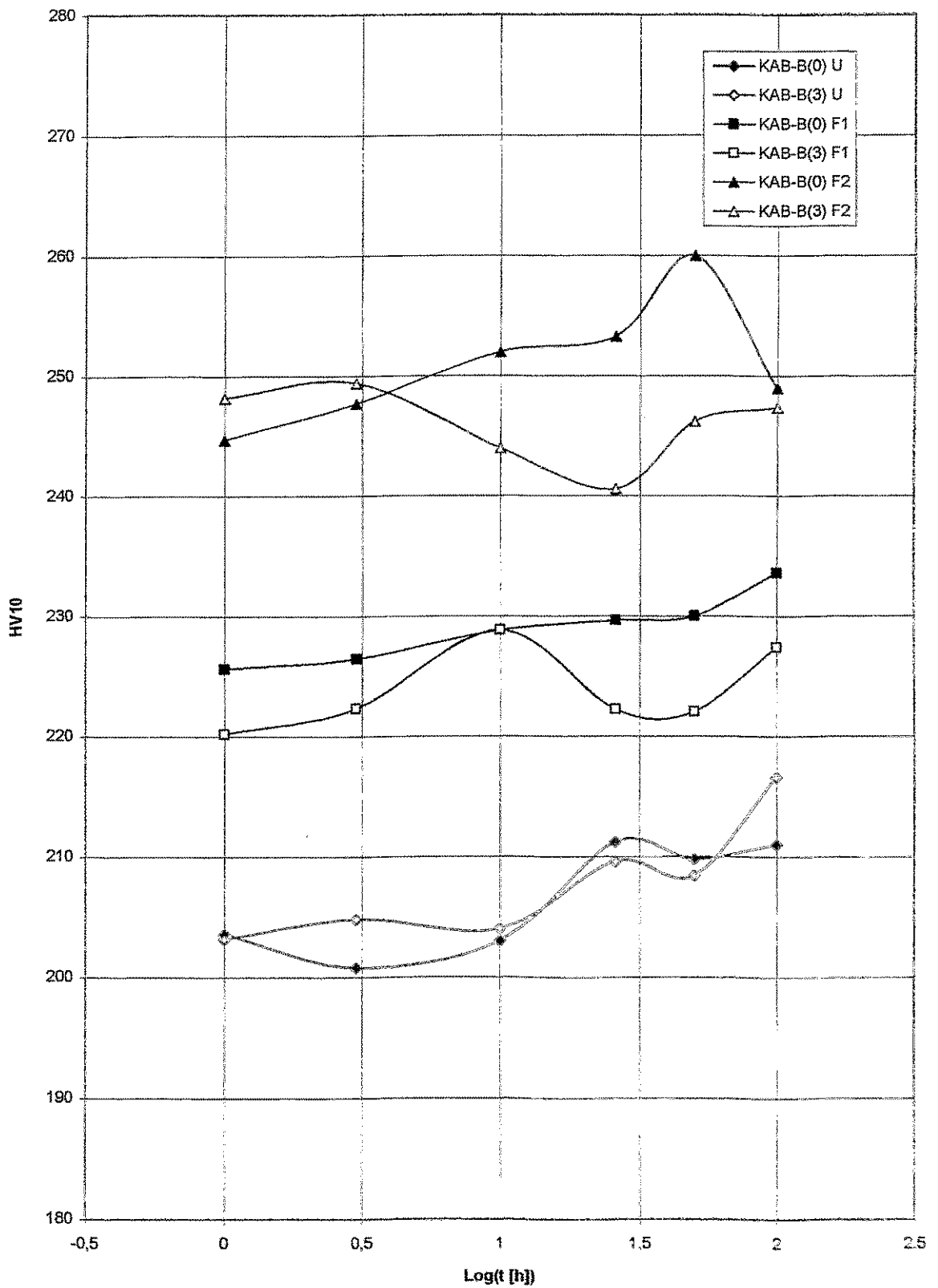


Abb. 5.1.24 Isothermisches Ausheilverhalten der Härte HV 10 bei 340 °C

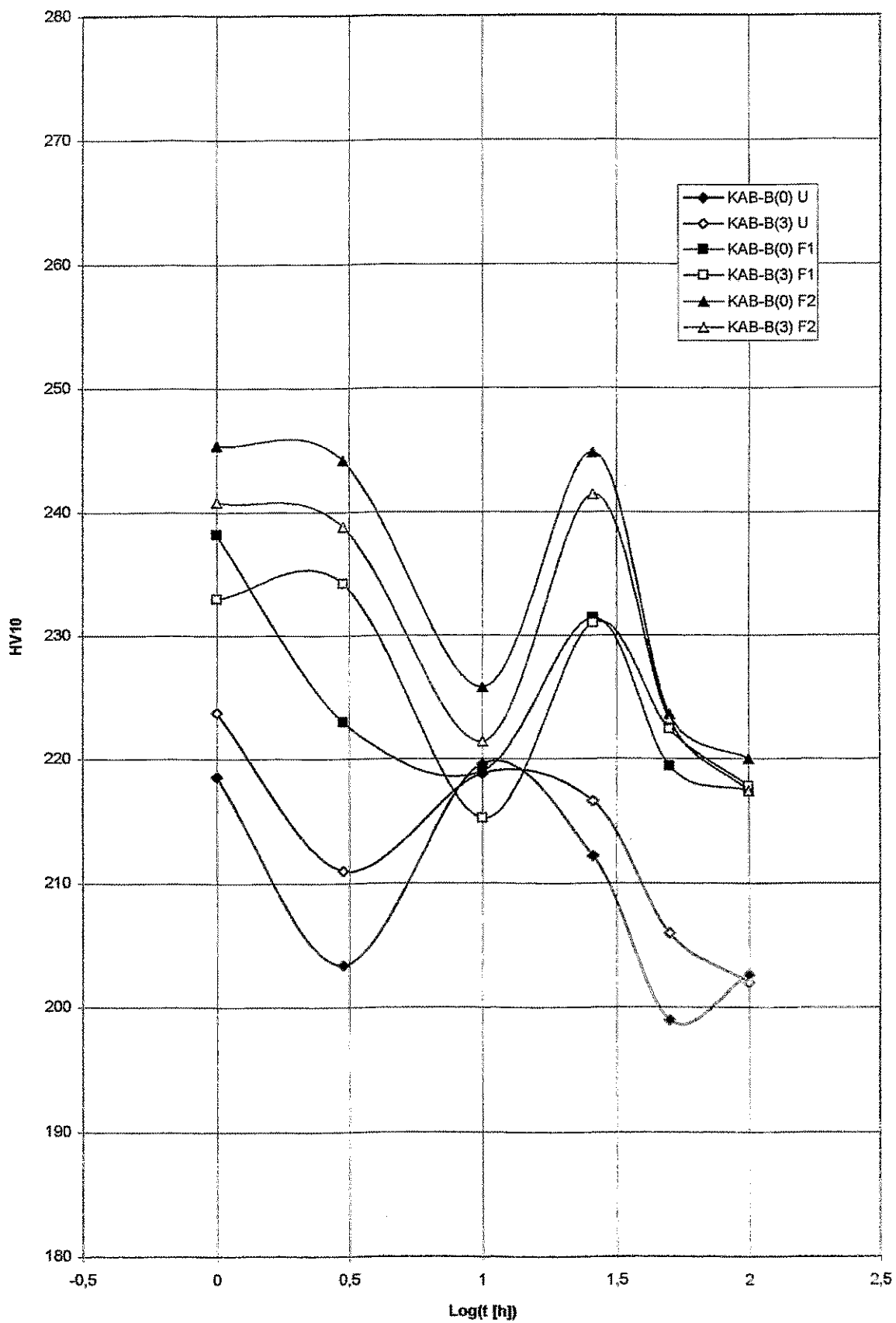


Abb. 5.1.25 Isothermisches Ausheilverhalten der Härte HV 10 bei 430 °C

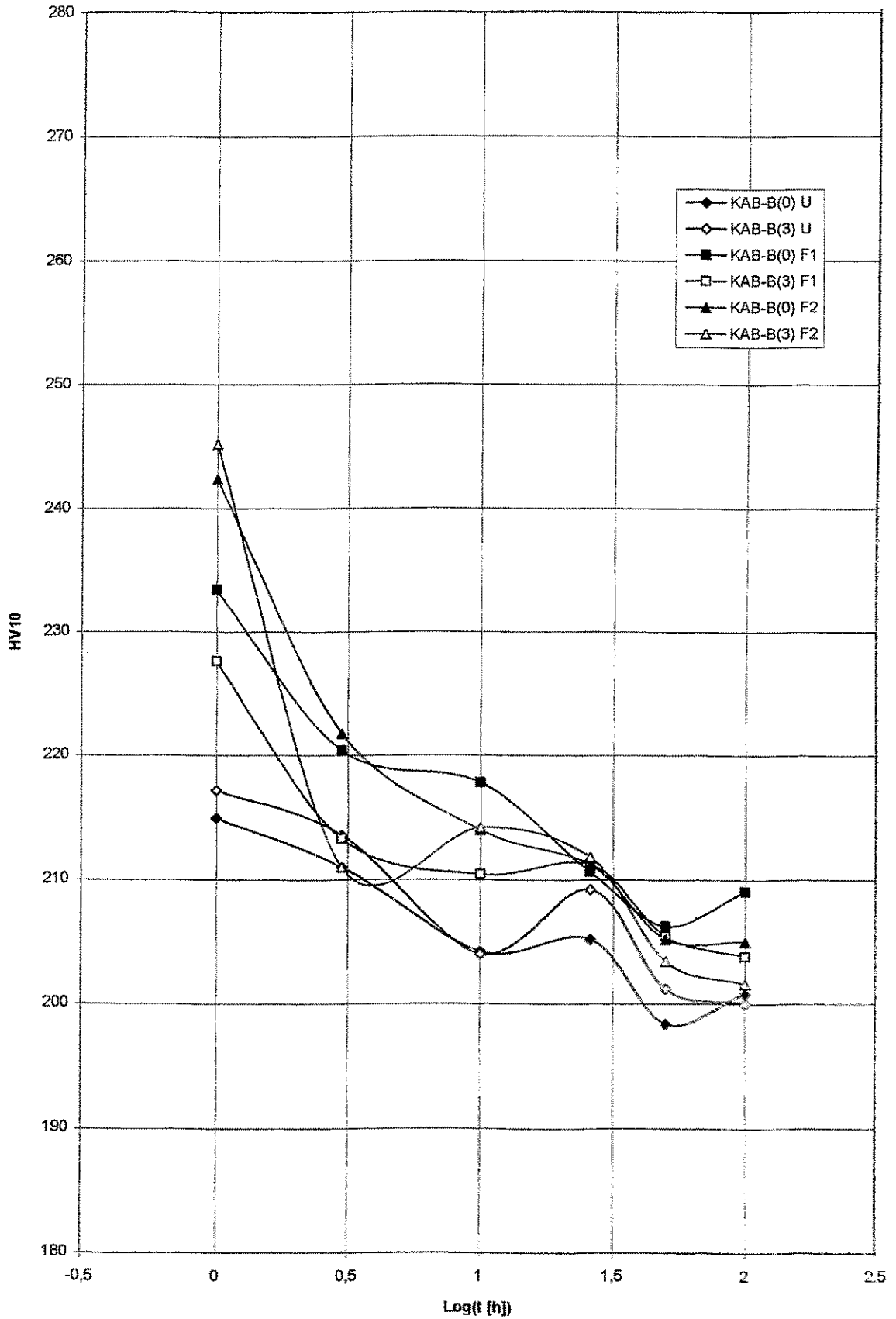


Abb. 5.1.26 Isothermisches Ausheilverhalten der Härte HV 10 bei 490 °C

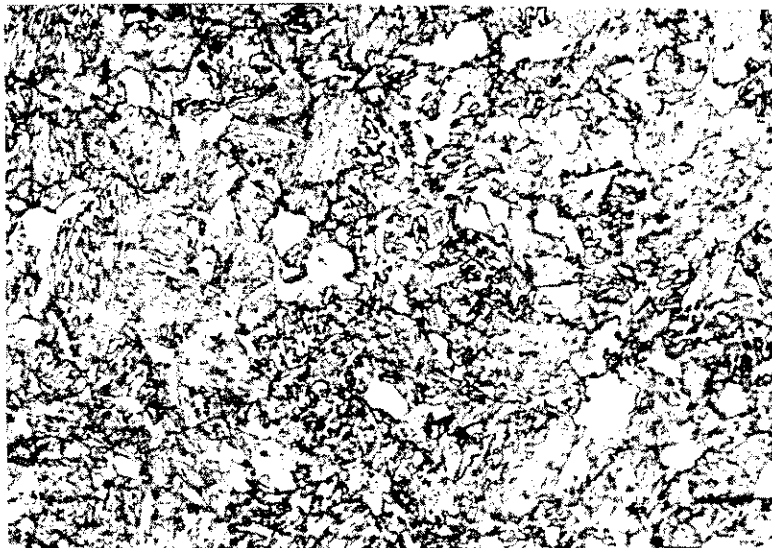
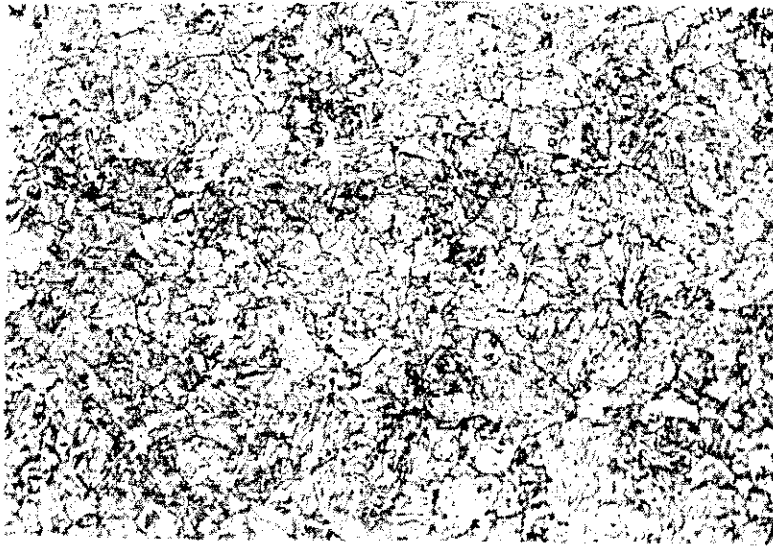


Abb. 5.2.1 Gefüge des Materials KAB-B der Lagen (0) [oben], (3) [Mitte] und (6) [unten], lichtmikroskopische Aufnahme, 200x

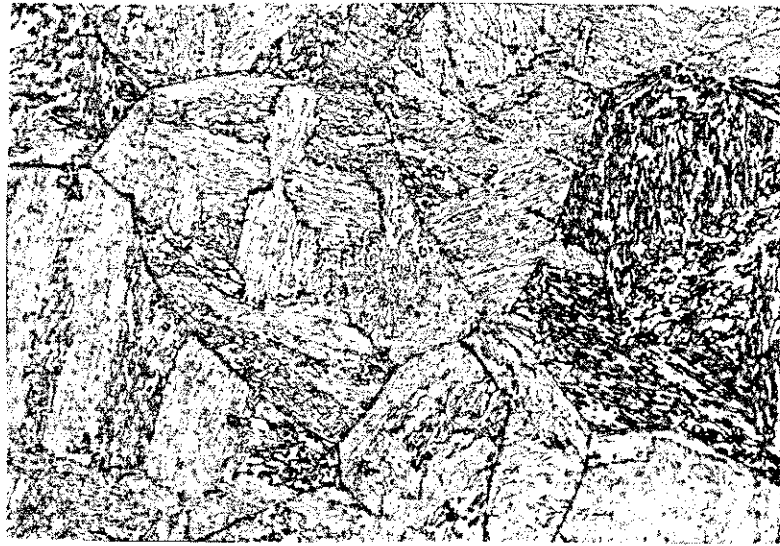


Abb. 5.2.2 Gefüge des Materials KU-1 der Lagen 0 (oben), 1/4-T (Mitte) und 1/2-T (unten), lichtmikroskopische Aufnahme, 200x

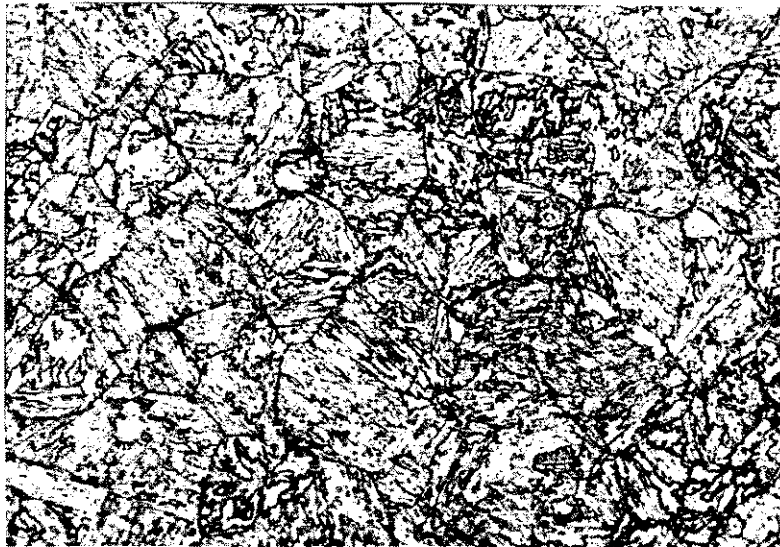


Abb. 5.2.3 Gefüge des Materials KU-2 der Lagen 0 (oben), 1/4-T (Mitte) und 1/2-T (unten), lichtmikroskopische Aufnahme, 200x

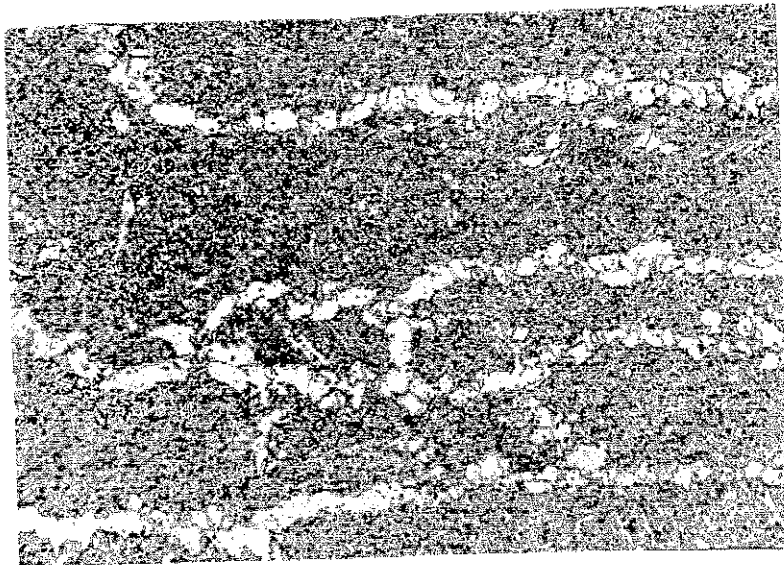
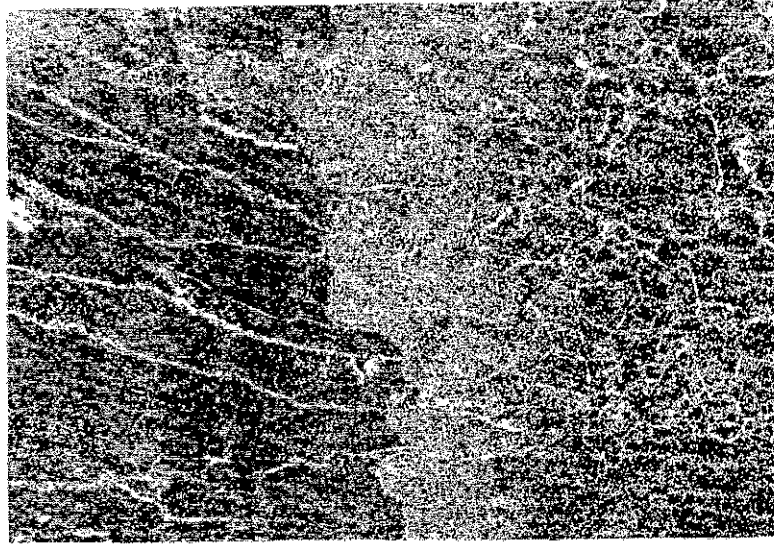


Abb. 5.2.4a Gefüge des Schweißmetalls KAB-W in 0,15-T-Lage, lichtmikroskopische Aufnahme, 50x (oben), 200x (unten)

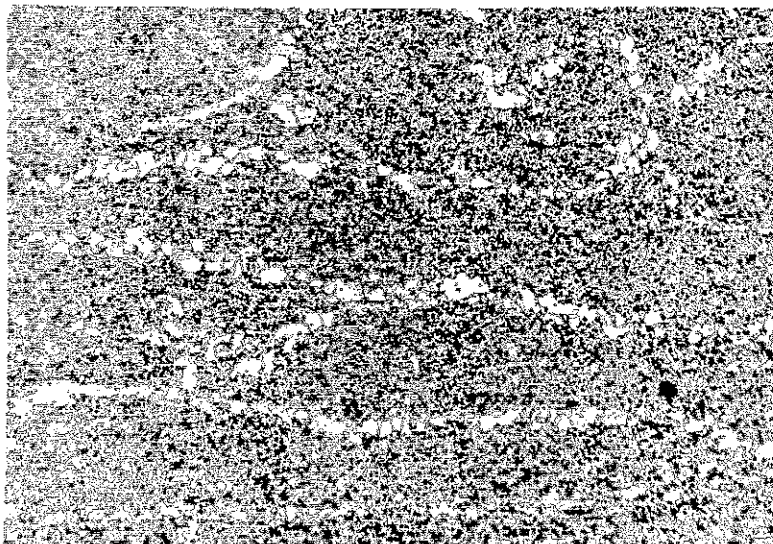


Abb. 5.2.4b Gefüge des Schweißmetalls KAB-W in 0,25-T-Lage, lichtmikroskopische Aufnahme, 50x (oben), 200x (unten)

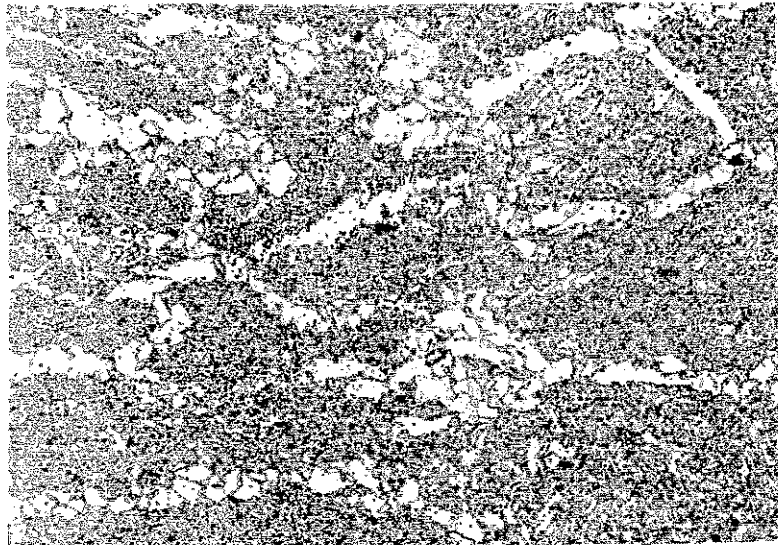
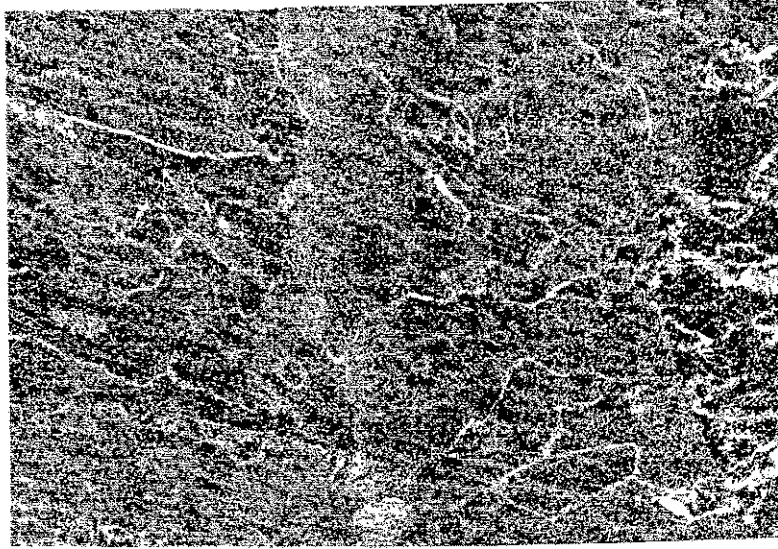


Abb. 5.2.4c Gefüge des Schweißmetalls KAB-W in 0,45-T-Lage, lichtmikroskopische Aufnahme, 50x (oben), 200x (unten)

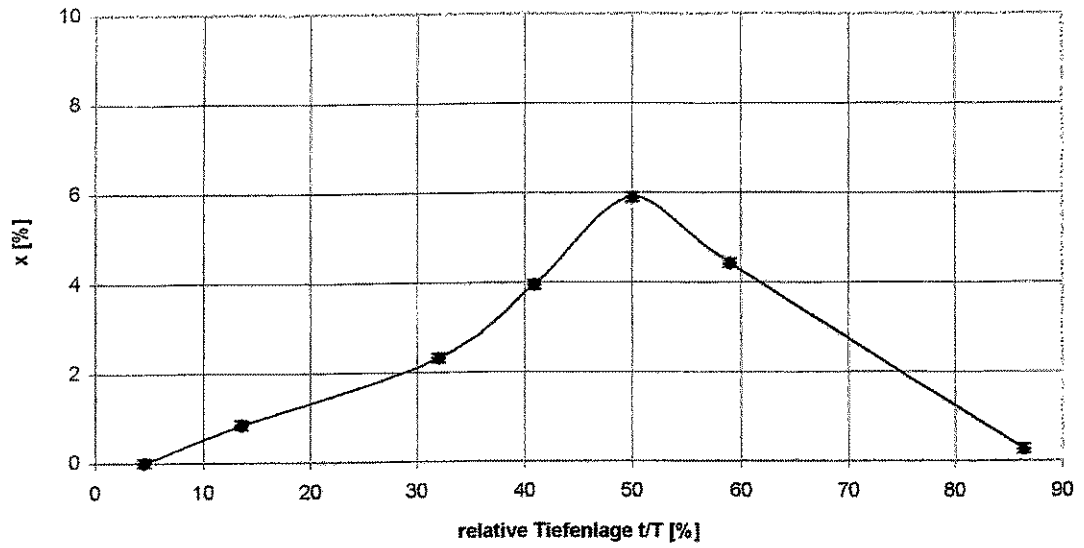


Abb. 5.2.5 Tiefenlagenabhängigkeit des Gehaltes x an voreutektoidem Ferrit im Material KAB-B

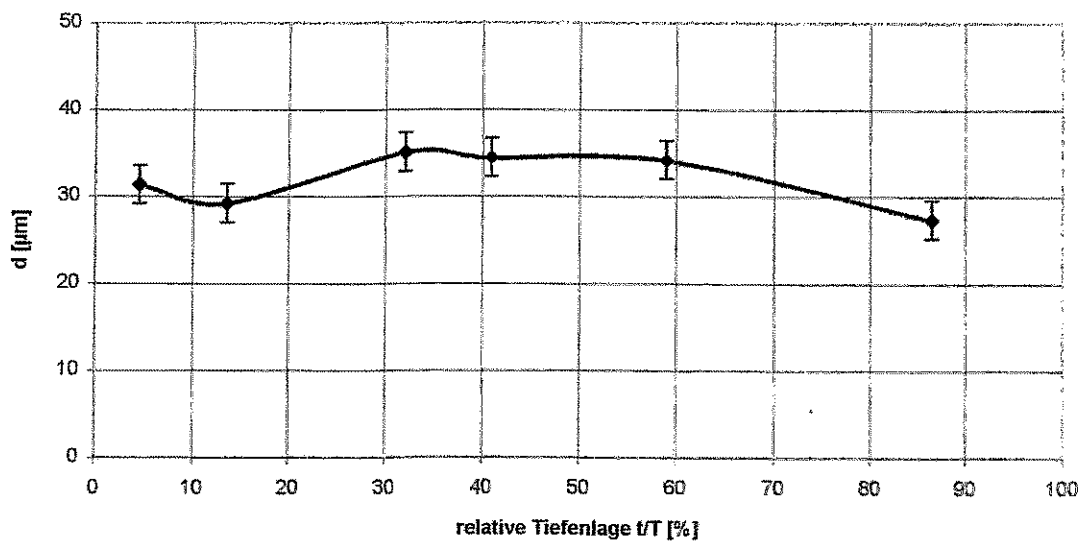


Abb. 5.2.6 Tiefenlagenabhängigkeit der Austenitkorngröße d im Material KAB-B

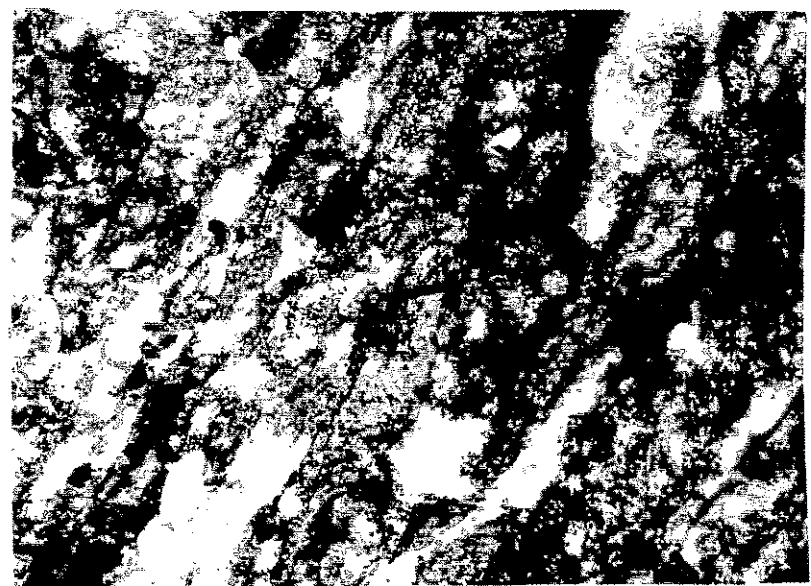
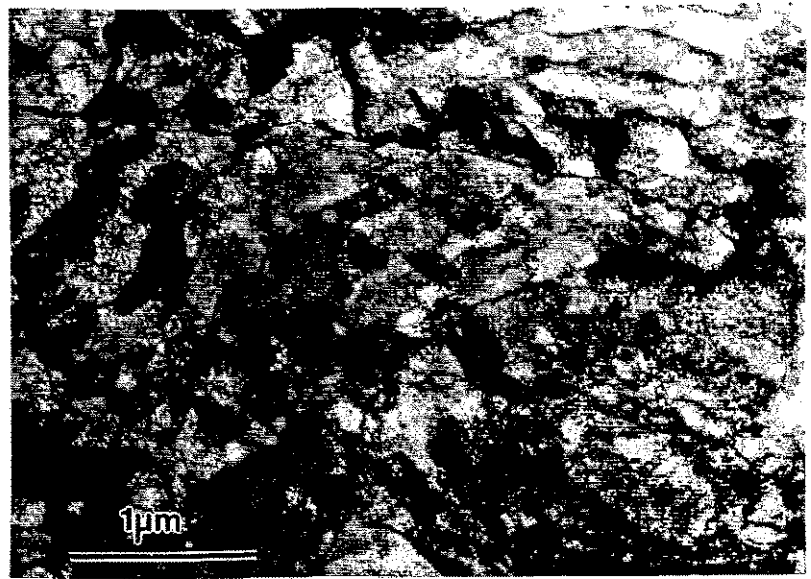
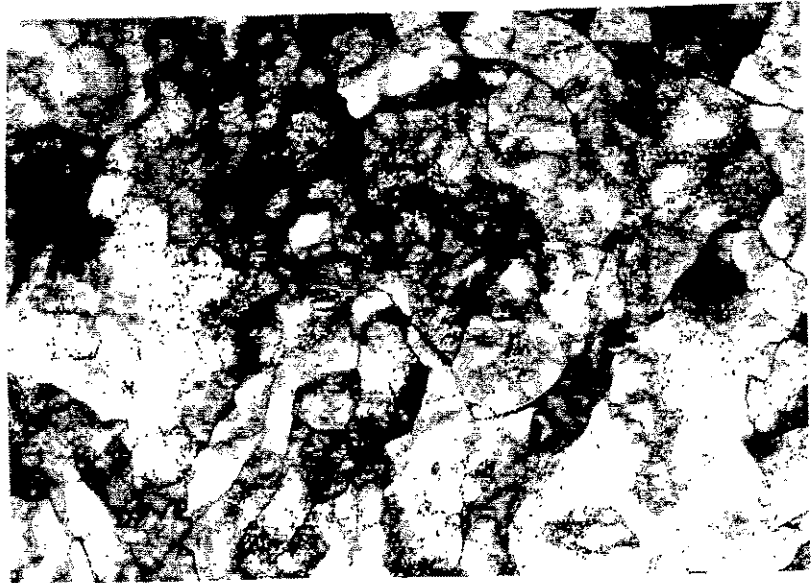


Abb. 5.2.7 TEM-Folienaufnahmen der Lagen (0) [oben], (3) [Mitte] und (6) [unten] des Materials KAB-B

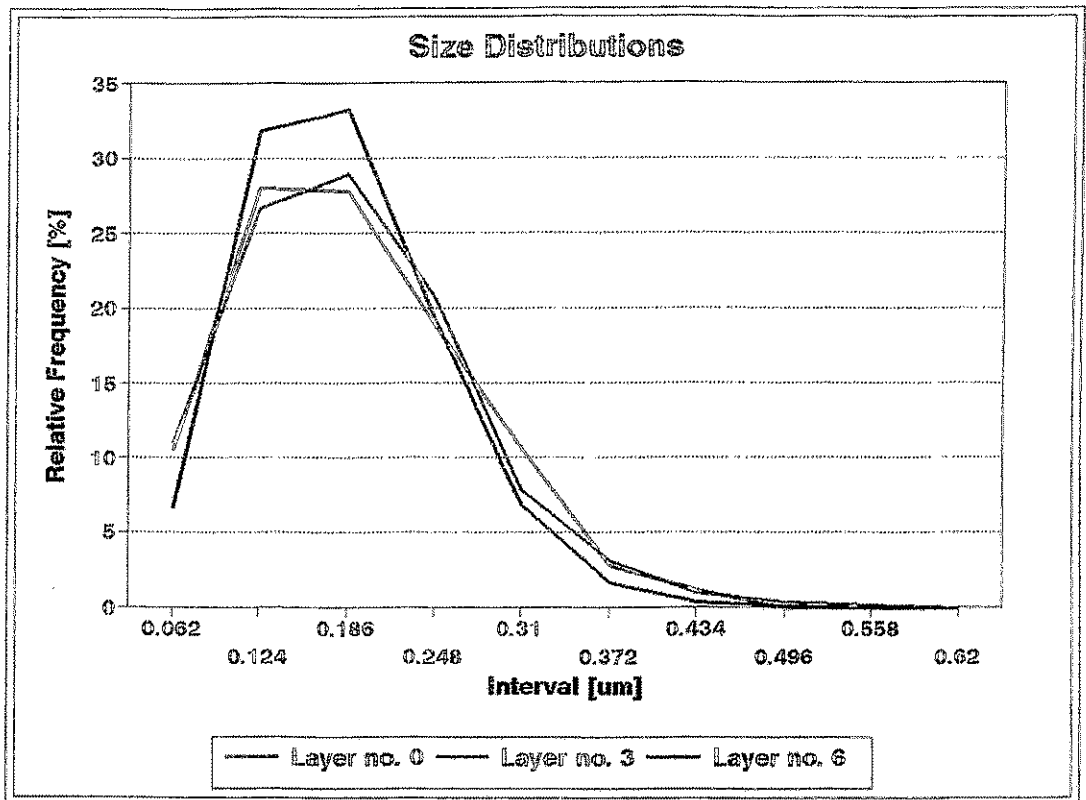
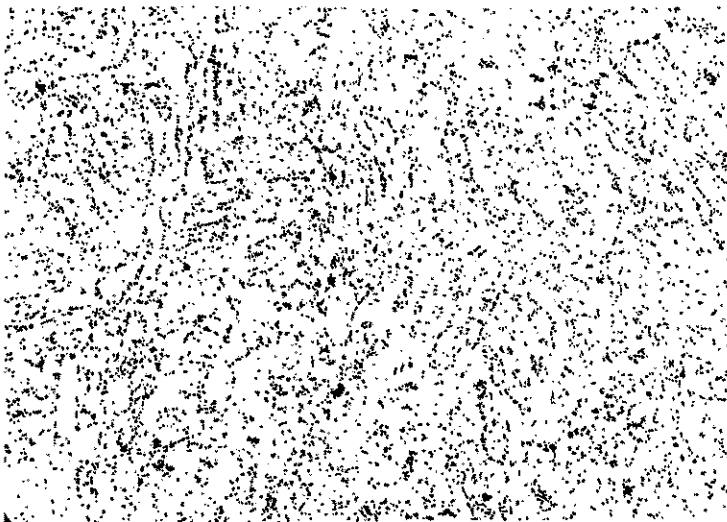
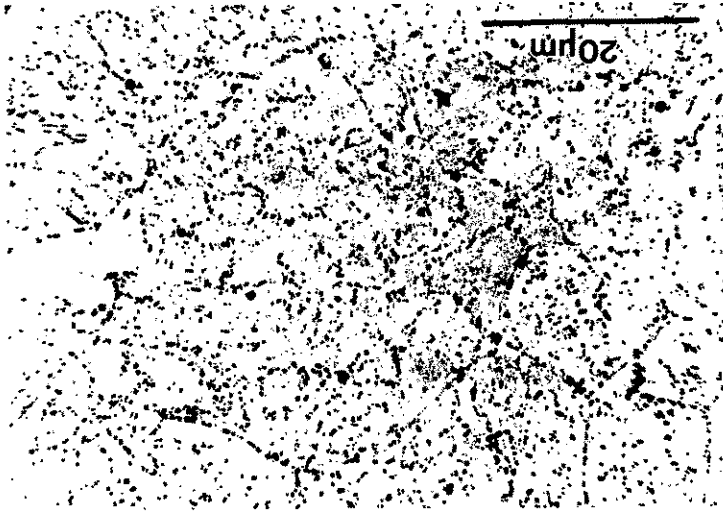


Abb. 5.2.8 Karbidgrößenverteilung für 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B, gemessen mit TEM an Repliken

Abb. 5.2.9a Karbidverteilung für 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B, TEM an Replikas
Tiefenlage (0) - oben, (3) - Mitte, (6) - unten



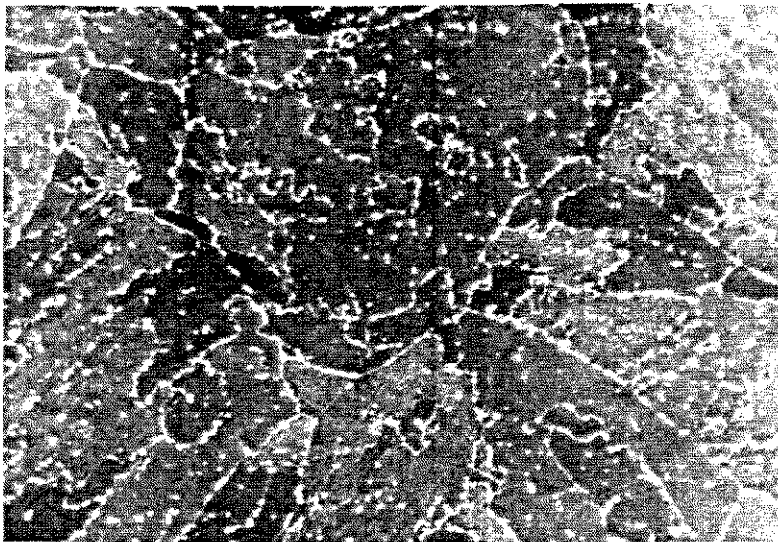
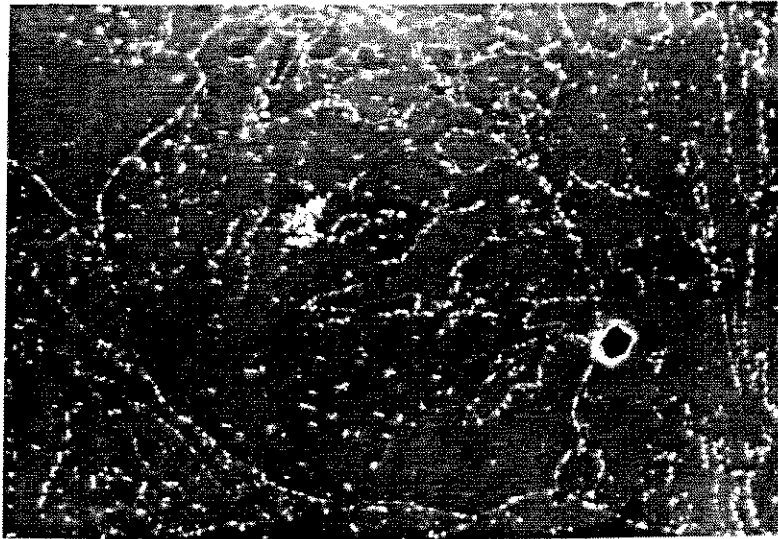
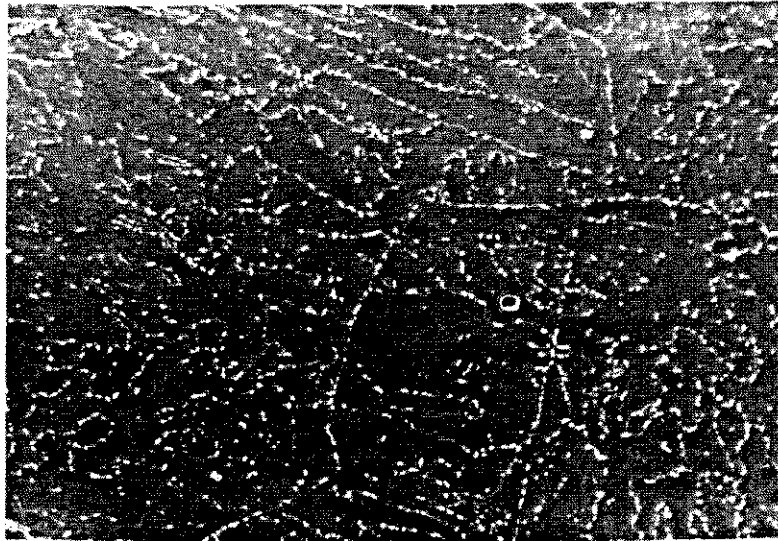


Abb. 5.2.9b Karbidverteilung für 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B, REM
Tiefenlage (0) - oben, (3) - Mitte, (6) - unten

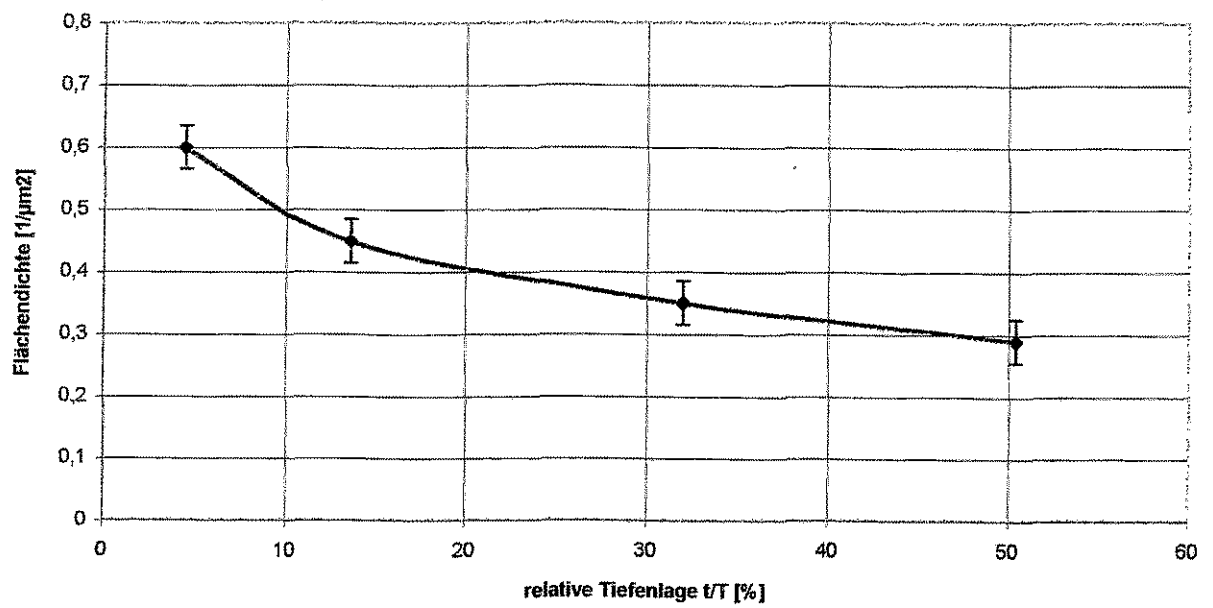


Abb. 5.2.10 Tiefenlagenabhängigkeit der Flächendichte der $M_{23}C_6$ -Karbide innerhalb der Bainitpaketgrenzen

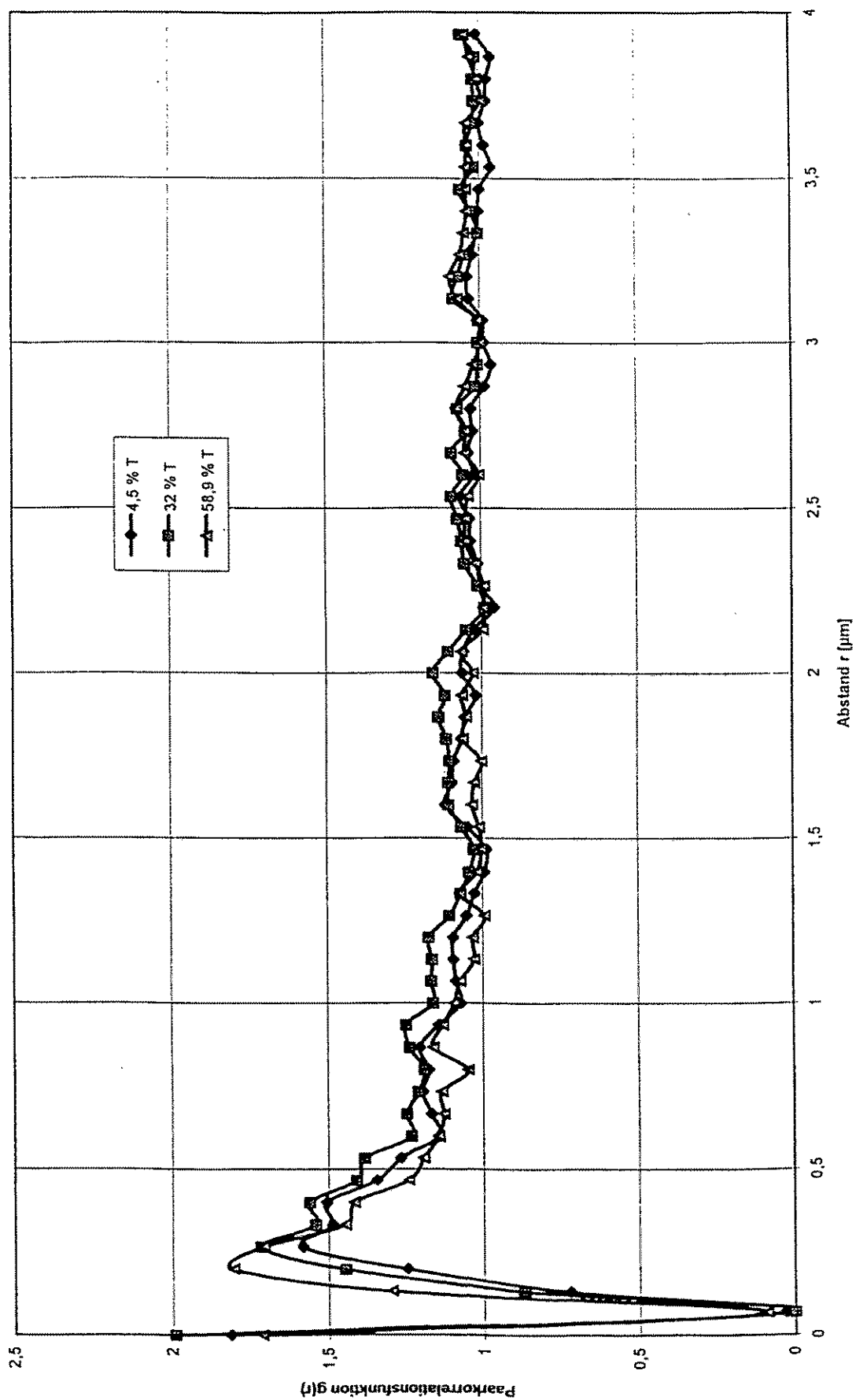


Abb. 5.2.11 Paarkorrelationsfunktionen $g(r)$ der Karbidverteilungen in 3 Tiefenlagen des Materials KAB-B

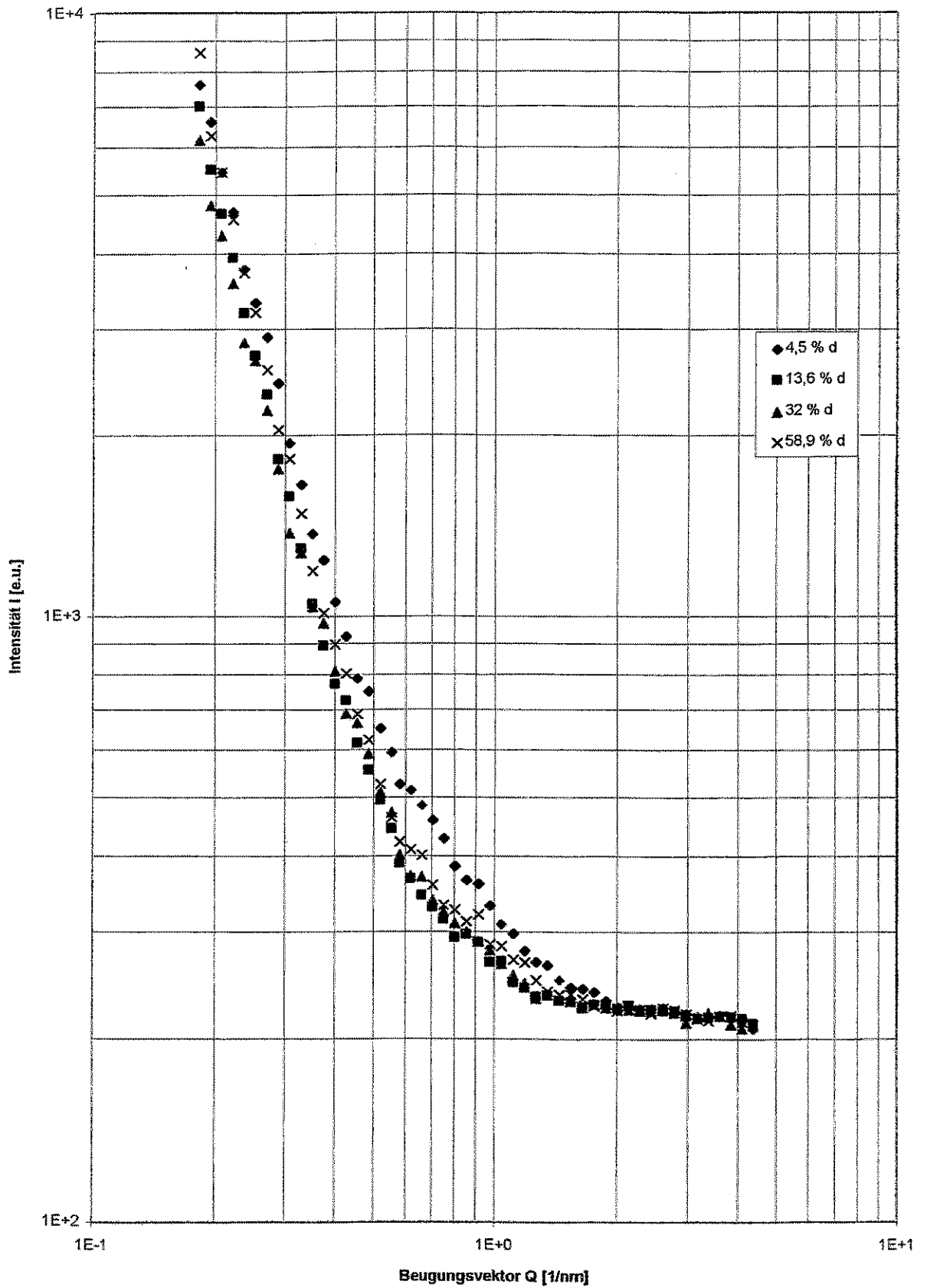


Abb. 5.2.12 Röntgenkleinwinkelstreuung von KAB-B-Proben verschiedener Tiefenlagen

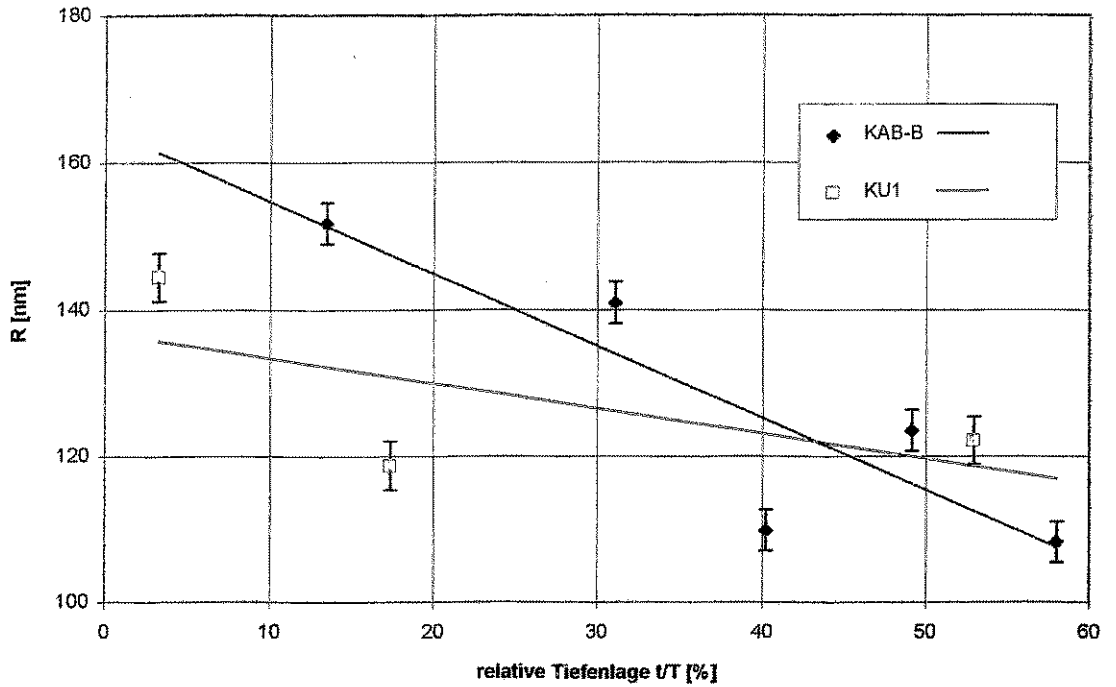


Abb. 5.2.13 Tiefenlagenabhängigkeit der $M_{23}C_6$ -Karnidgröße der Materialien KAB-B und KU-1

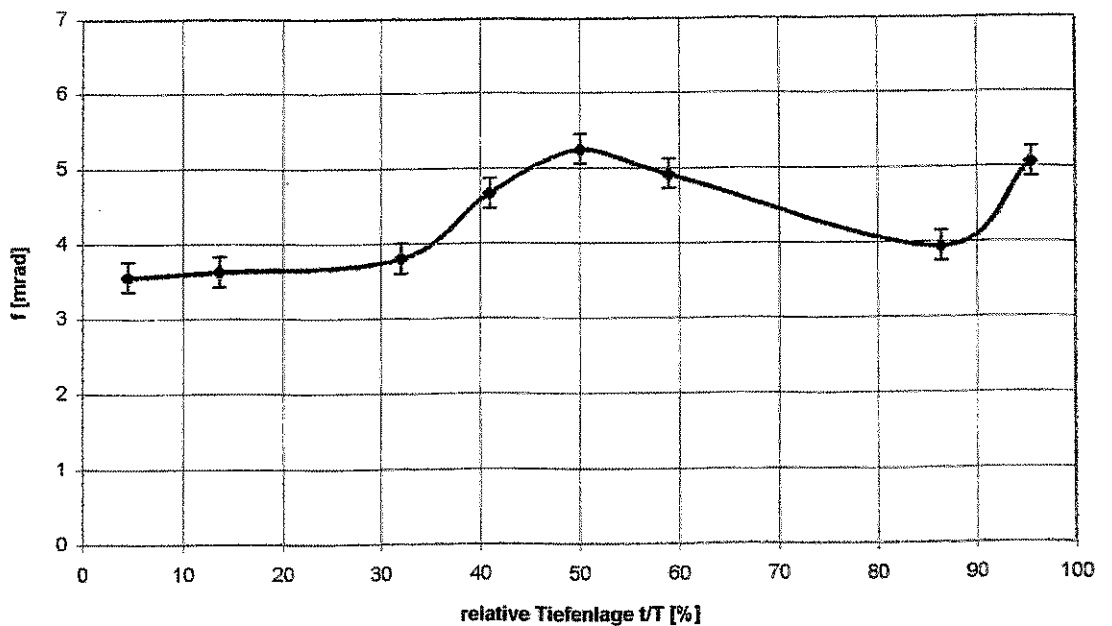
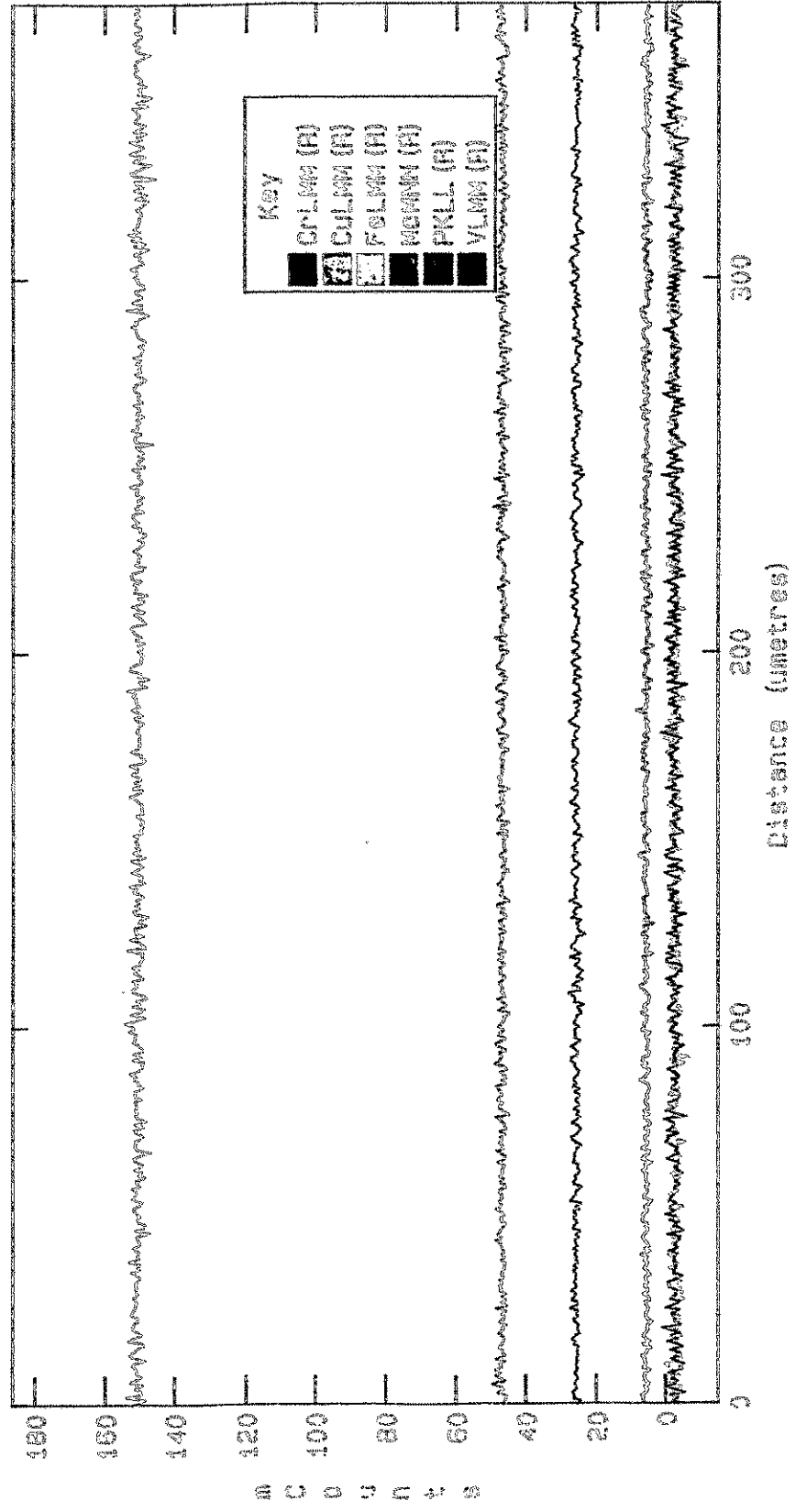


Abb. 5.2.14 Tiefenlagenabhängigkeit der probenbedingten Verbreiterung f des 110-Fe-Reflexes des Materials KAB-B

AUGER VLMM (R) C: \MPT1\L1\VLMM\RSLT.DTS 03-09-1994
 ANALYSER (P - B) / B CRR = 2 STEP = 746.47 nmetres SCANS = 200 TIME = 2h 46m 40.
 SOURCE e-
 LABEL Fisons Surface Science



C: \MPT1\L1\PKLL\RSLT.DTS C: \MPT1\L1\VLMM\RSLT.DTS
 C: \MPT1\L1\CULMM\RSLT.DTS C: \MPT1\L1\FELMM\RSLT.DTS
 C: \MPT1\L1\MOMNN\RSLT.DTS

Abb. 5.2.15 AES-Elementverteilung über einem 400-µm-Scan für KAB-B, Randlage

AUGER VLMM (R) 10-09-1994
 ANALYSER (P - B) / B CRR = 2 STEP = 778.152 nmeters SCANS = 200 TIME = 2h 46m 40
 SOURCE e-
 LABEL. Fisons Surface Science

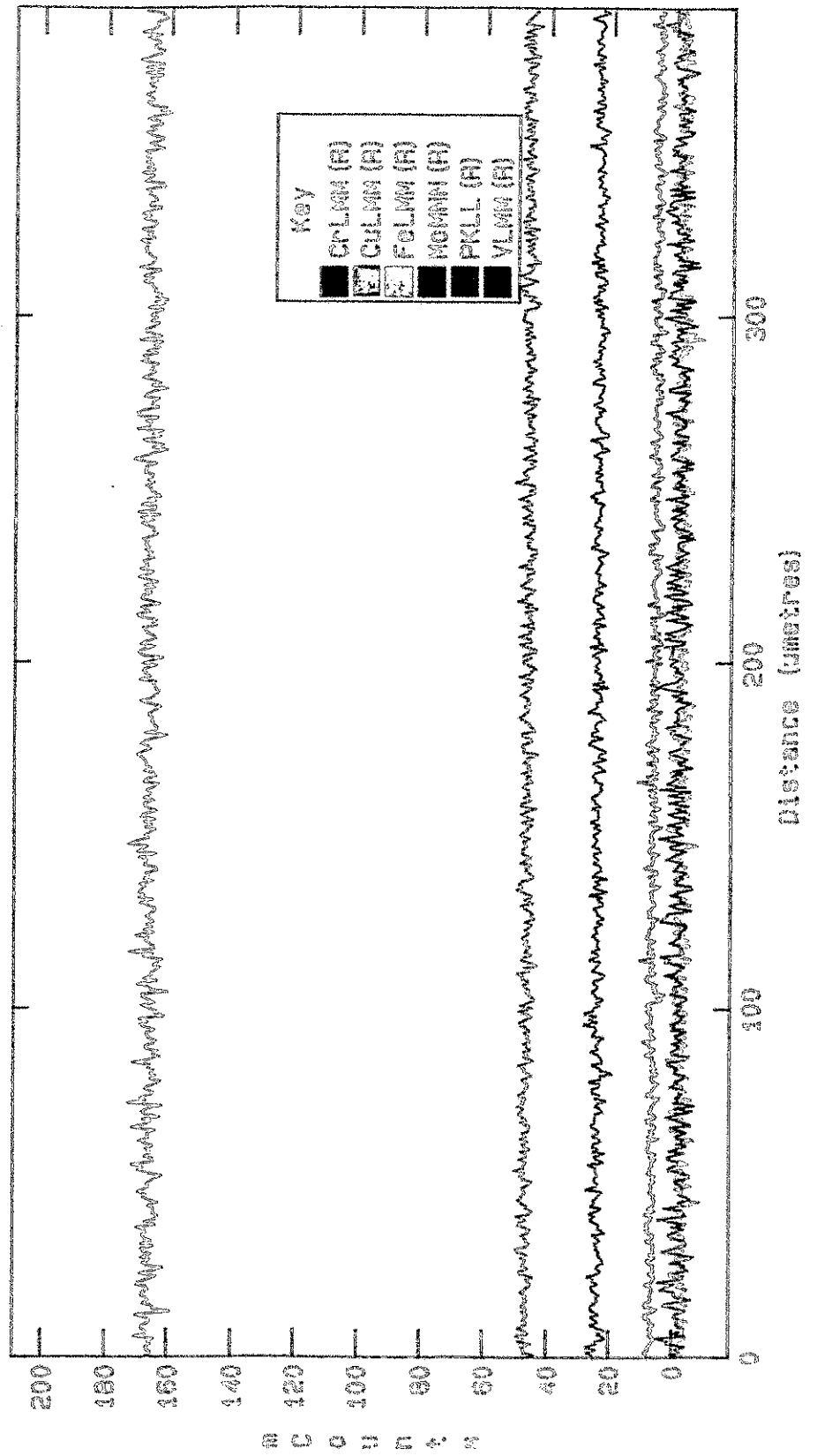
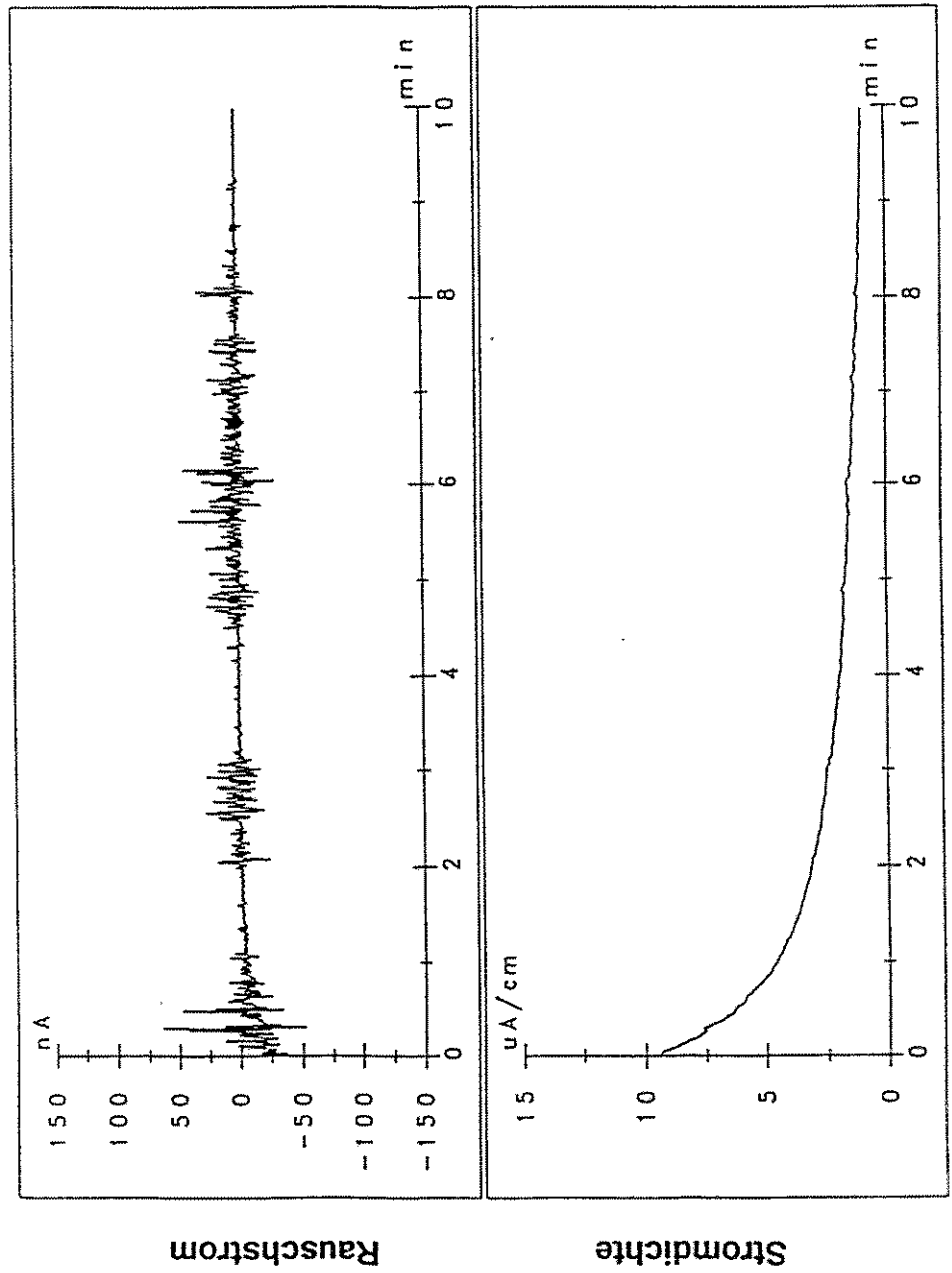


Abb. 5.2.16 AES-Elementverteilung über einem 400-μm-Scan für KAB-B, 1/4-T-Lage



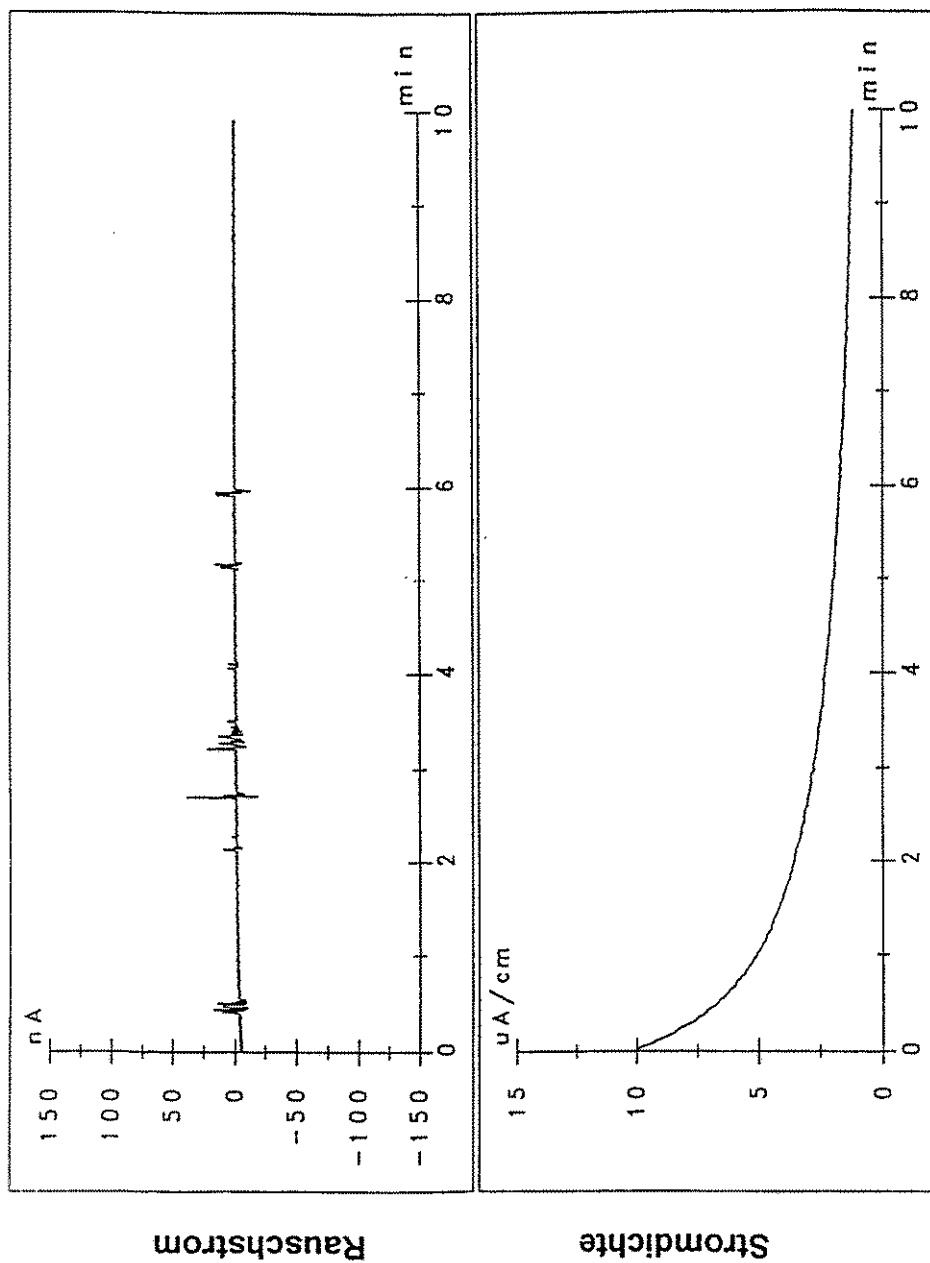
$$I_{ss} = 117 \text{ nA}$$

$$r_{ms} = 4 \text{ nA}$$

$$\text{Min} = 9,4 \text{ } \mu\text{A}/\text{cm}^2$$

$$\text{Max} = 0,9 \text{ } \mu\text{A}/\text{cm}^2$$

Abb. 5.2.17 Rausch-Zeit-Kurve und Verlauf der Stromdichte für KAB-B, Randlag
 Meßbedingungen: Boratpufferlösung pH 8,4 + 0,01 M NaCl,
 $U = -125 \text{ mV [GKE]}$, $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$, Meßfläche $0,4 \text{ cm}^2$



$$I_{ss} = 57 \text{ nA}$$

$$r_{ms} = 2 \text{ nA}$$

$$\text{Min} = 9,9 \text{ } \mu\text{A}/\text{cm}^2$$

$$\text{Max} = 1,1 \text{ } \mu\text{A}/\text{cm}^2$$

Abb. 5.2.18 Rausch-Zeit-Kurve und Verlauf der Stromdichte für KAB-B, 1/2-T-Lage, Meßbedingungen: Boratpufferlösung pH 8,4 + 0,01 M NaCl, $U = -125 \text{ mV [GKE]}$, $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$, Meßfläche $0,4 \text{ cm}^2$

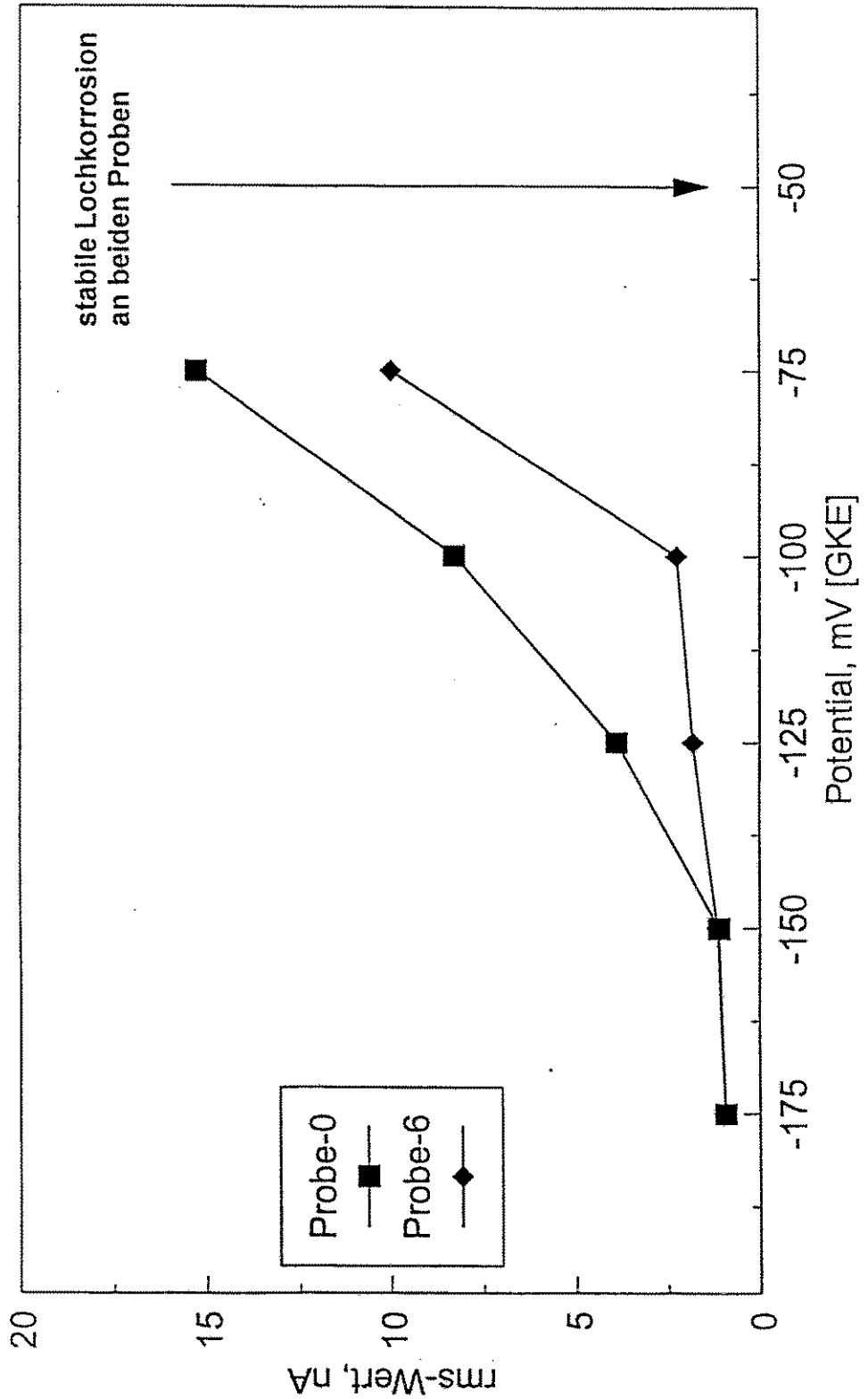


Abb. 5.2.19 Abhängigkeit der RMS-Werte des Stromrauschens unter potentiostatischen Bedingungen vom Potential, Meßbedingungen: Boratpufferlösung pH 8,4 + 0,01 M NaCl, T = 25 °C, Meßzeit 10 min je Potentialwert

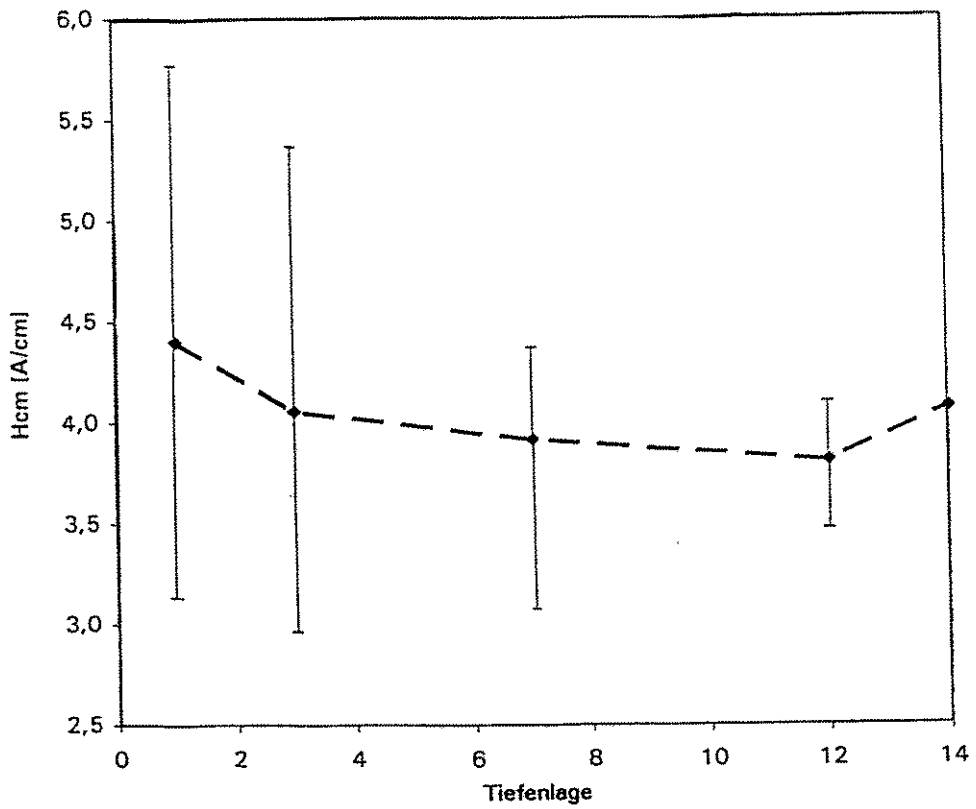


Abb. 5.2.20 Tiefenlagenabhängigkeit der Koerzitivfeldstärke H_{cm} für das Material KU-1

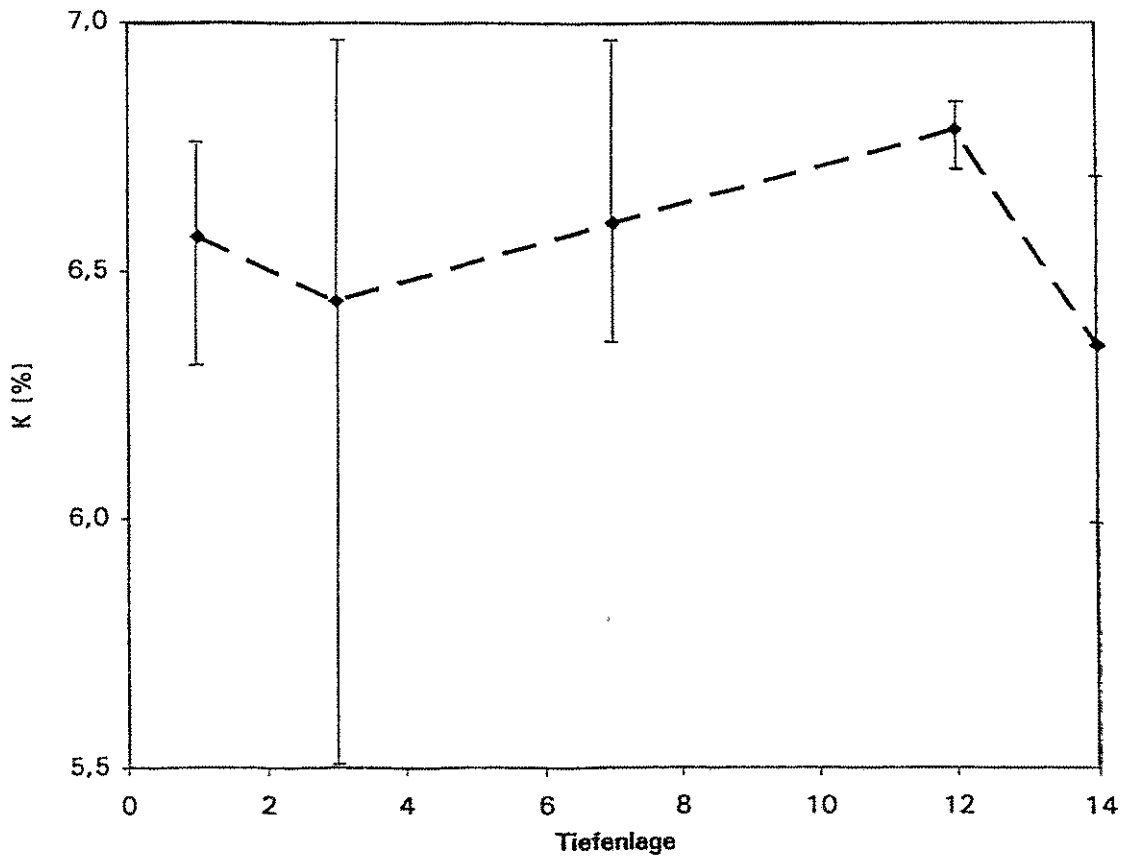


Abb. 5.2.21 Tiefenlagenabhängigkeit des Klirrfaktors für das Material KU-1

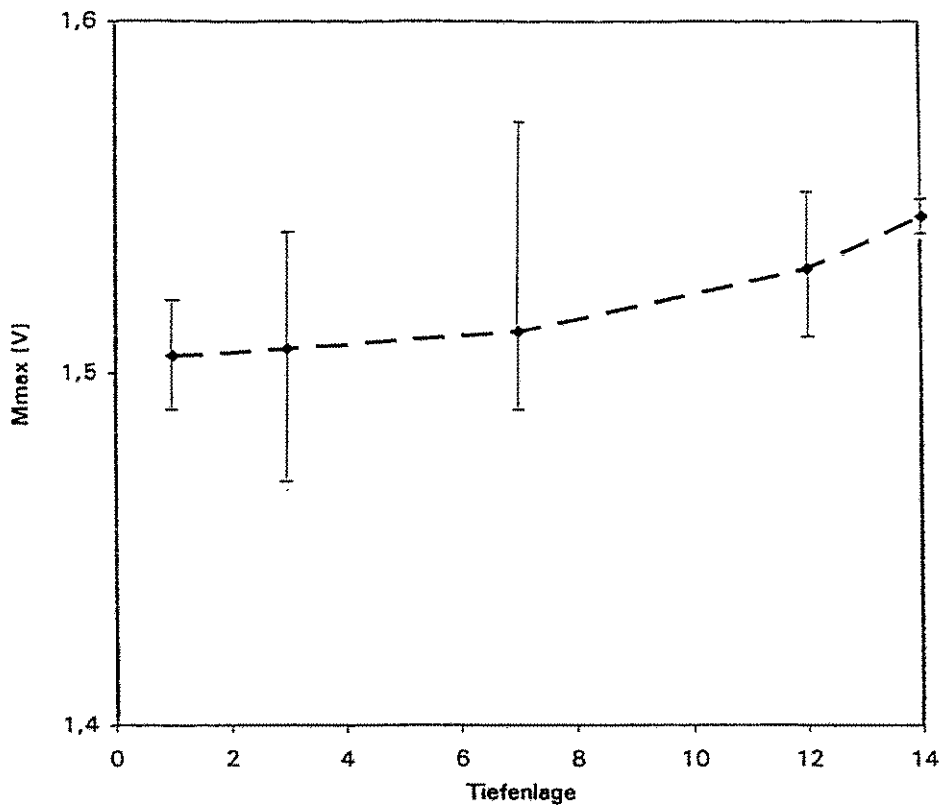


Abb. 5.2.22 Tiefenlagenabhängigkeit der maximalen Amplitude des magnetischen Barkhausenrauschens für das Material KU-1

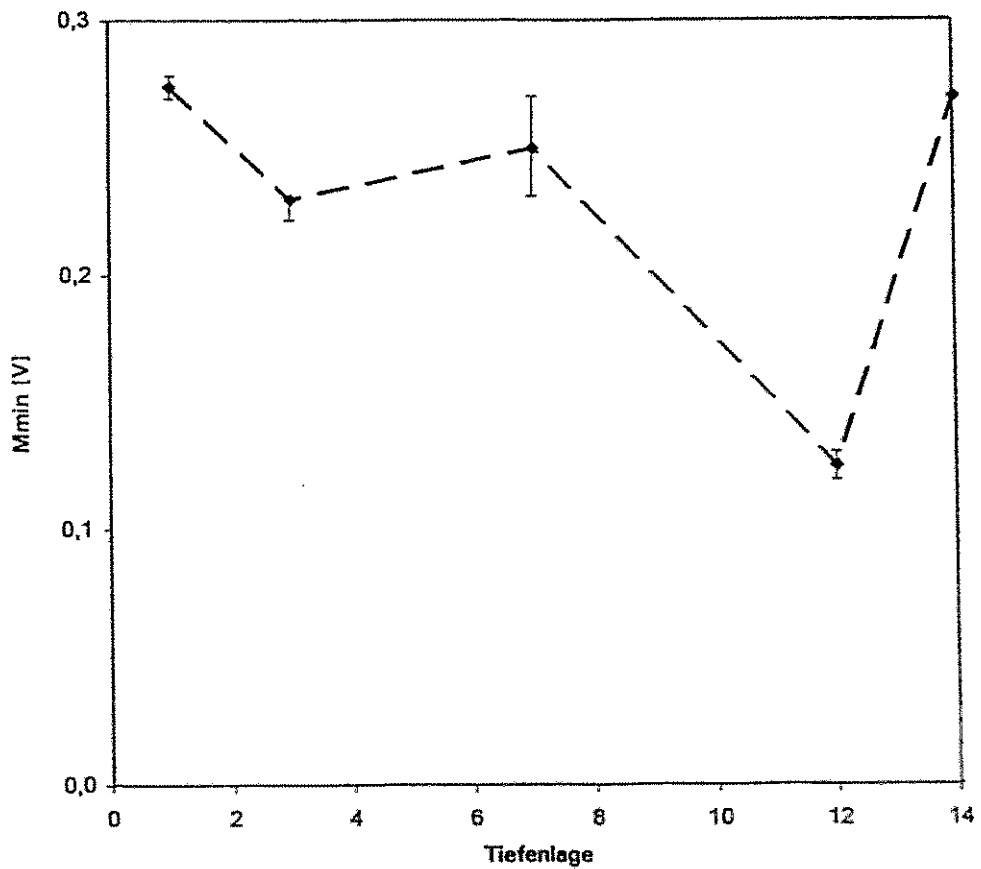


Abb. 5.2.23 Tiefenlagenabhängigkeit der minimalen Amplitude des magnetischen Barkhausenrauschens für das Material KU-1

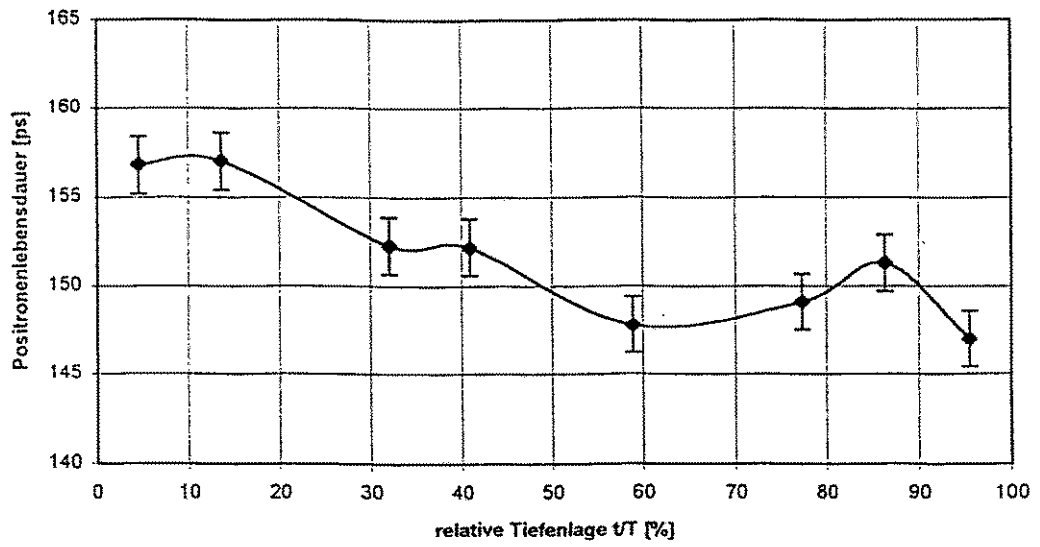


Abb. 5.2.24 Tiefenlagenabhängigkeit der Positronenlebensdauer im Material KAB-B nach [44]

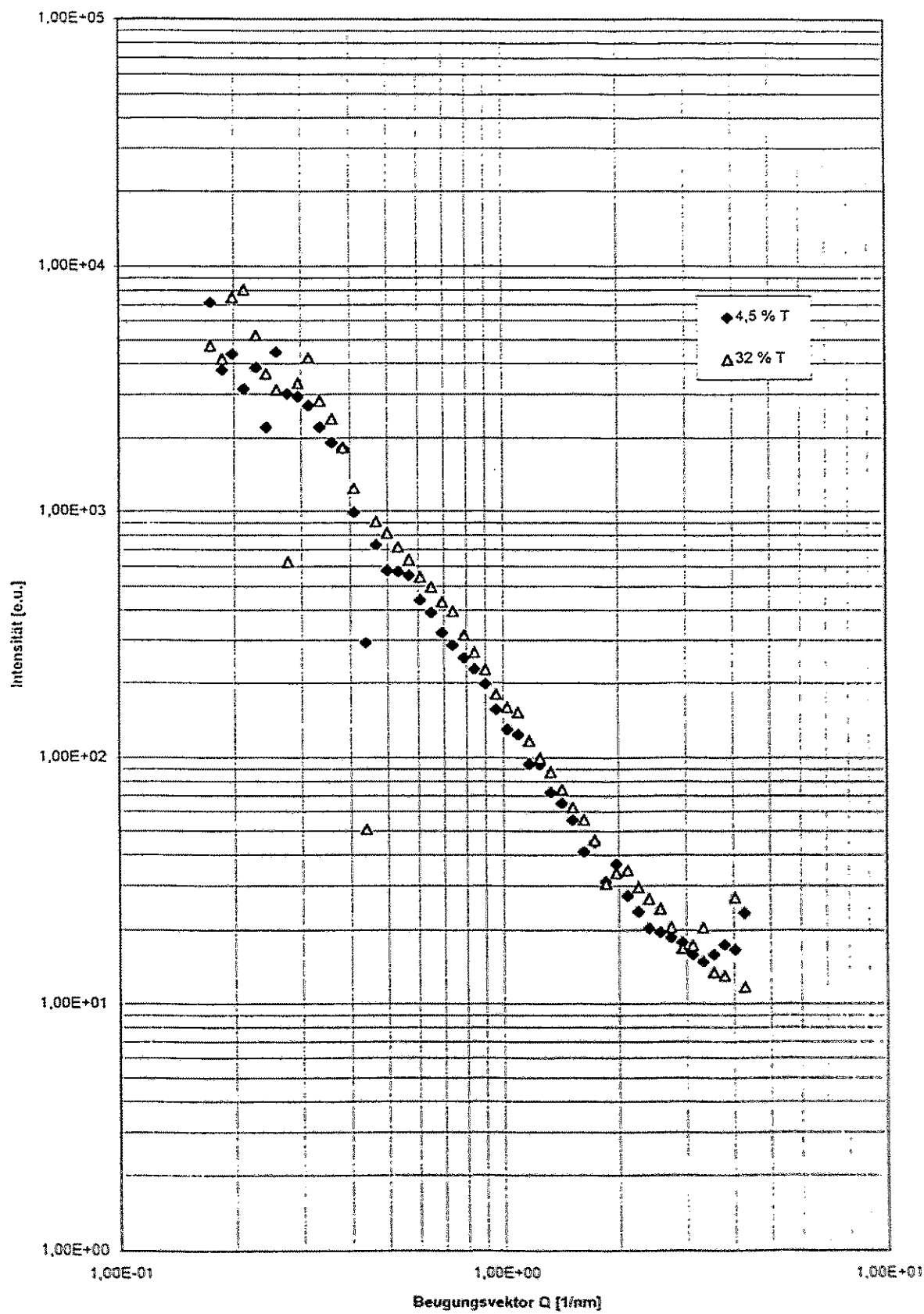


Abb. 5.2.25 Röntgenkleinwinkelstreuung für 2 Tiefenlagen des Materials KAB-B, bestrahlter Zustand (F_2)

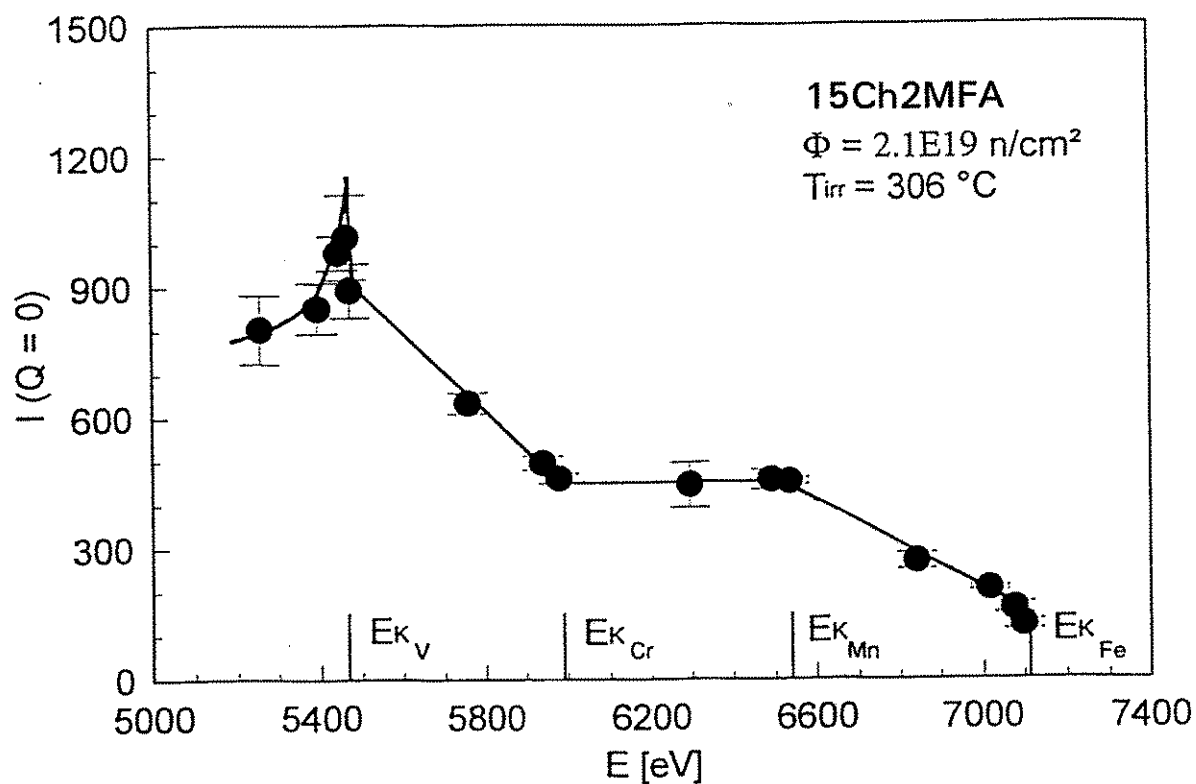


Abb. 5.2.26 Energieabhängigkeit der auf den Streuvektor $Q = 0$ extrapolierten Kleinwinkelstreuintensität bei 15Ch2MFA

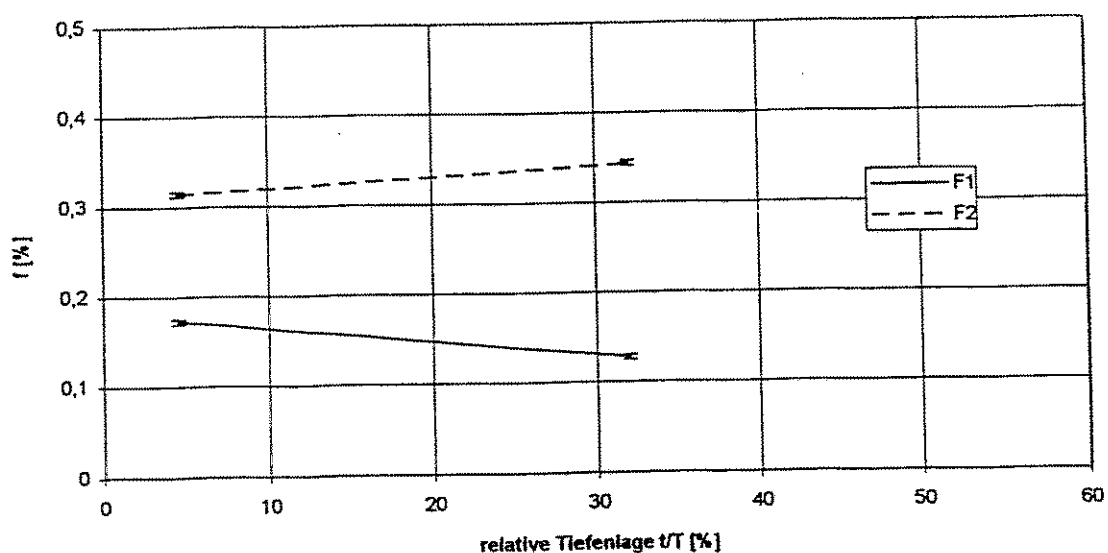


Abb. 5.2.27 Tiefenlagenabhängigkeit des Volumenanteils f der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen nach SANS-Messungen [42]

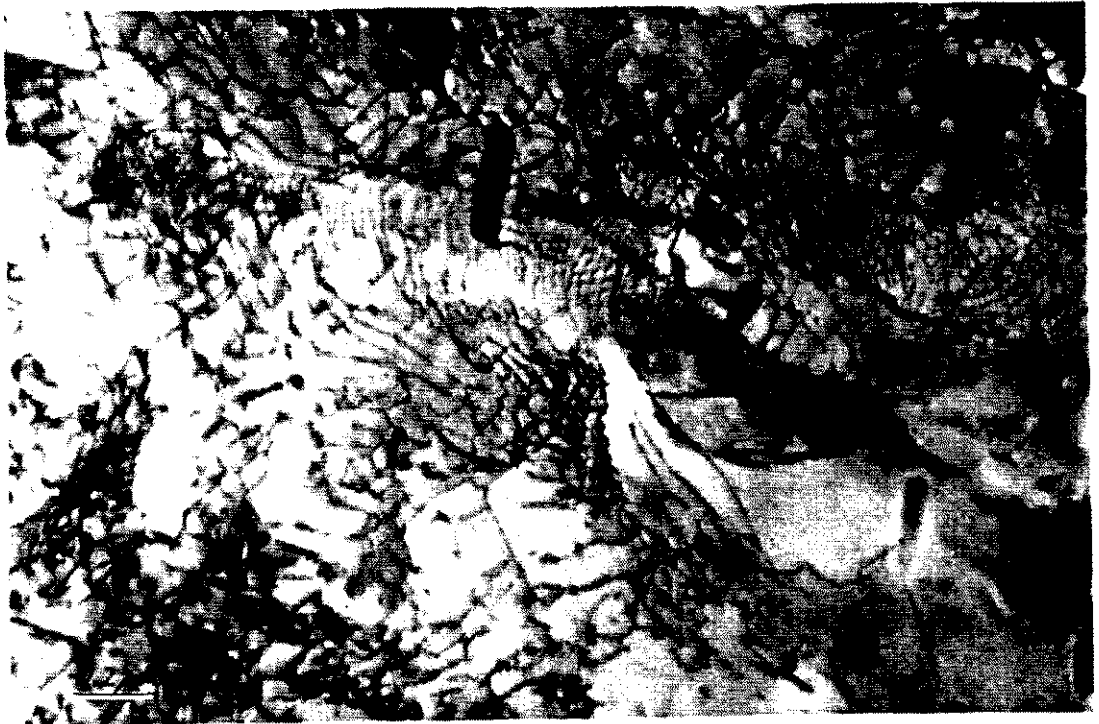


Abb. 5.2.28 TEM-Gefügebild des Materials KAB-B im bestrahlten Zustand (F_2), Bainit
Tiefenlage (0) - oben, (3) - unten



Abb. 5.2.29 TEM-Gefügebild des Materials KAB-B im bestrahlten Zustand (F_2), voreutektoider Ferrit
Tiefenlage (0) - oben, (3) - unten

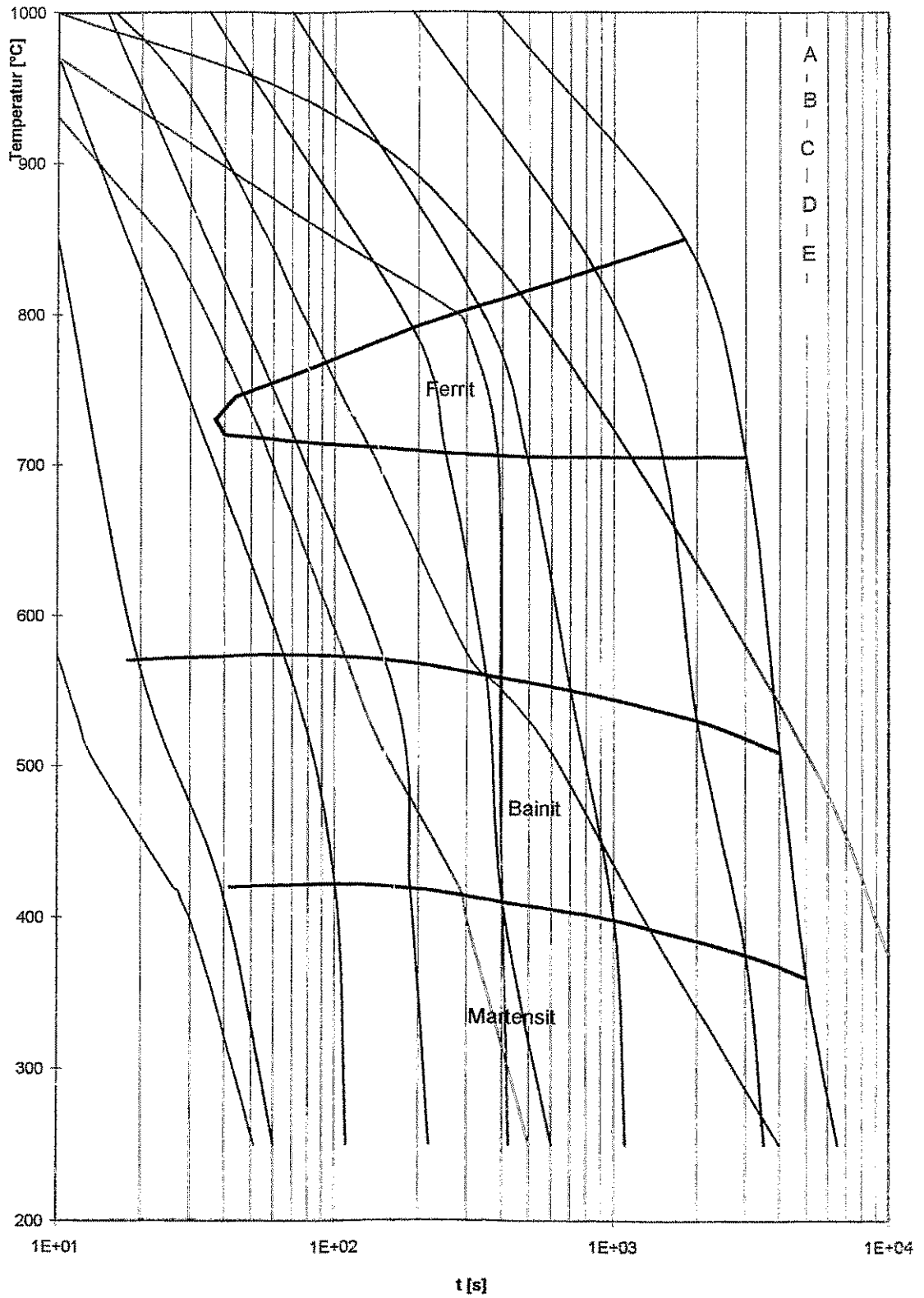


Abb. 5.3.1 Kontinuierliches ZTU-Diagramm für 15Ch2MFA nach [47] mit Abkühlungskurven der simulierten Wärmebehandlung

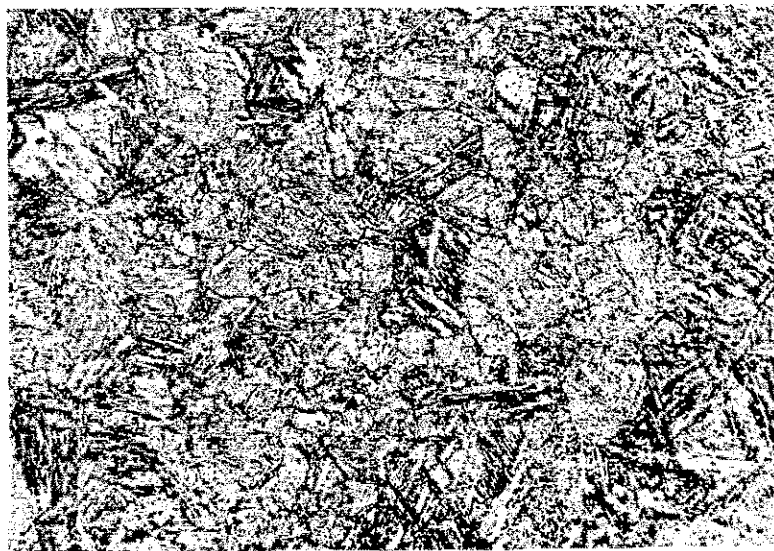


Abb. 5.3.2 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime A nach Abkühlung - oben, angelassen - unten

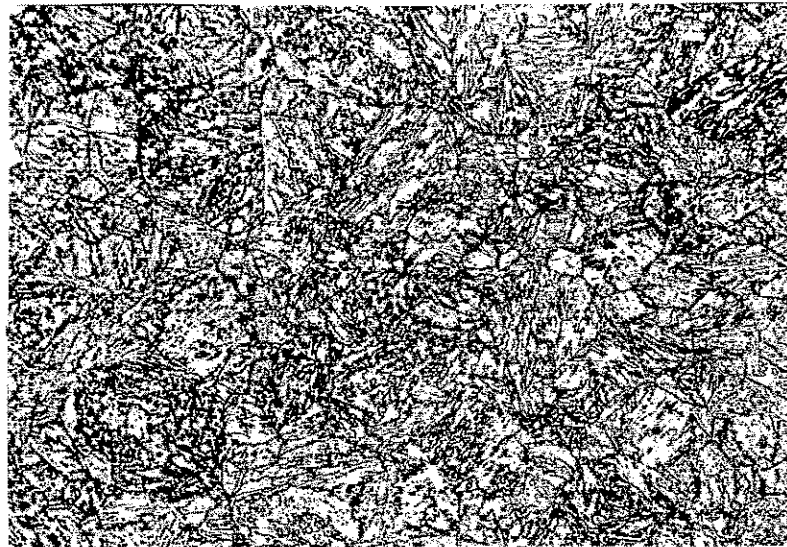
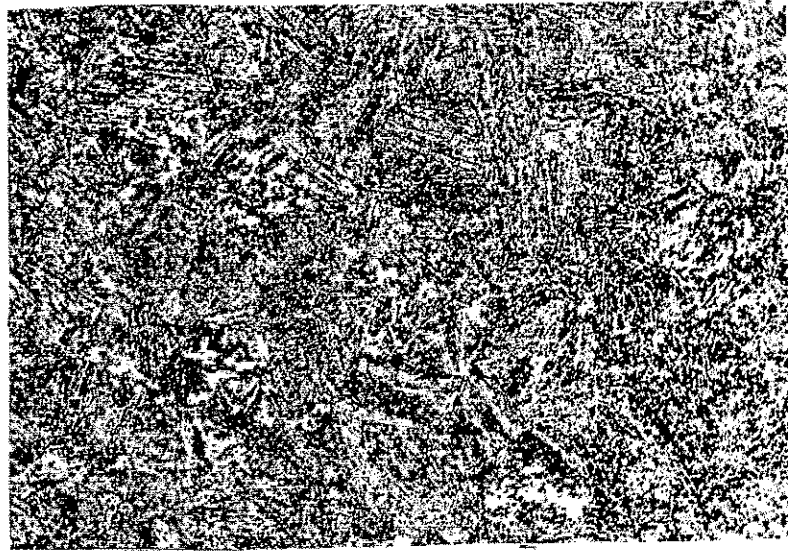


Abb. 5.3.3 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime B
nach Abkühlung - oben, angelassen - unten

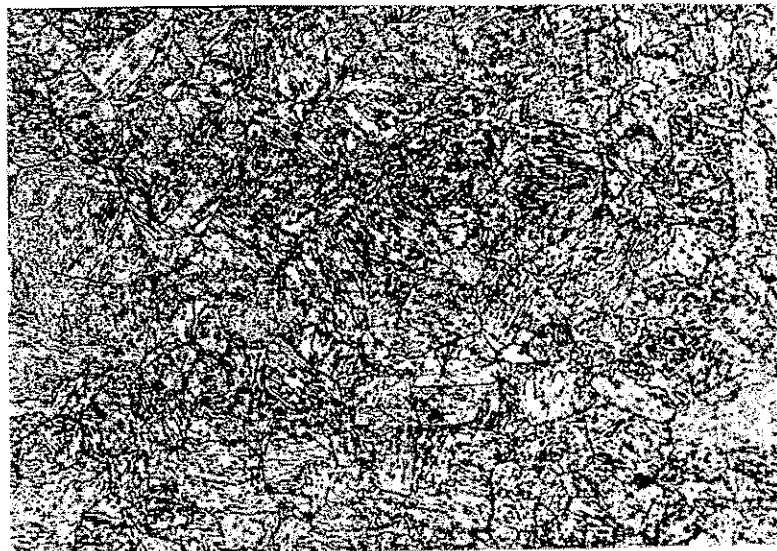
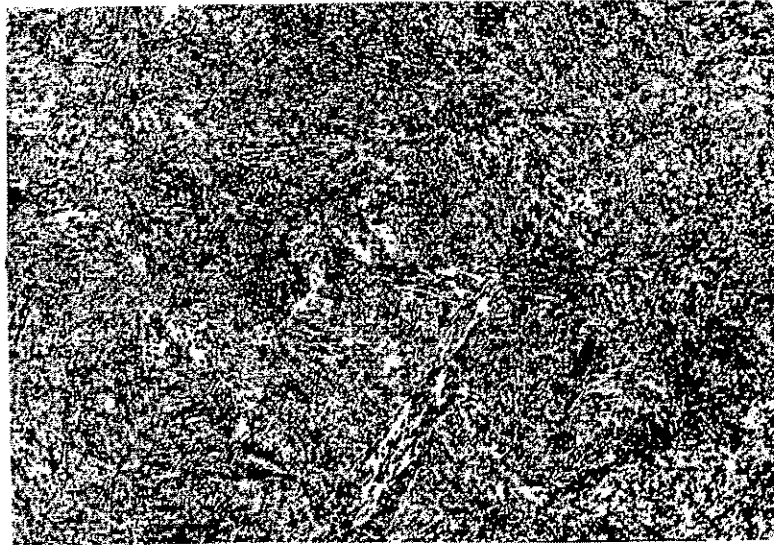


Abb. 5.3.4 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime C nach Abkühlung - oben, angelassen - unten

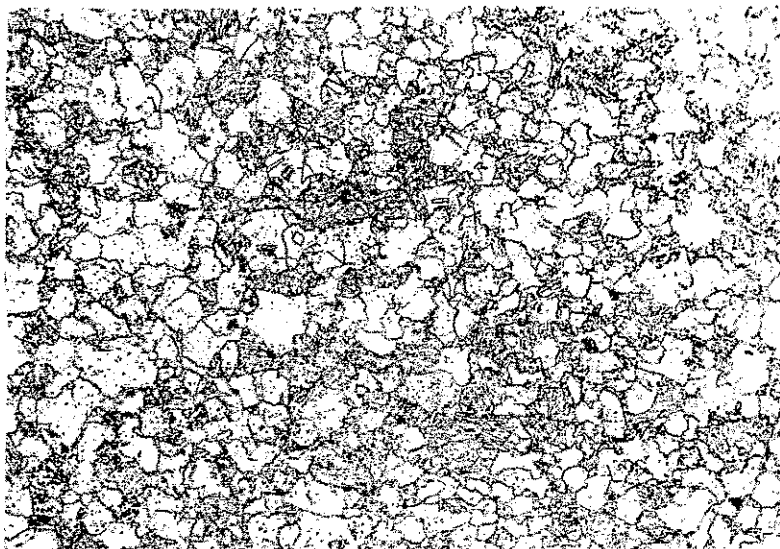
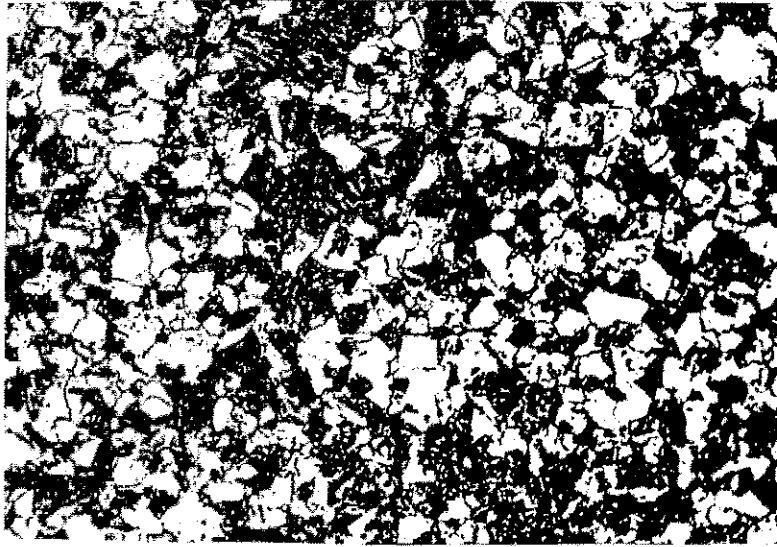


Abb. 5.3.5 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime D nach Abkühlung - oben, angelassen - unten

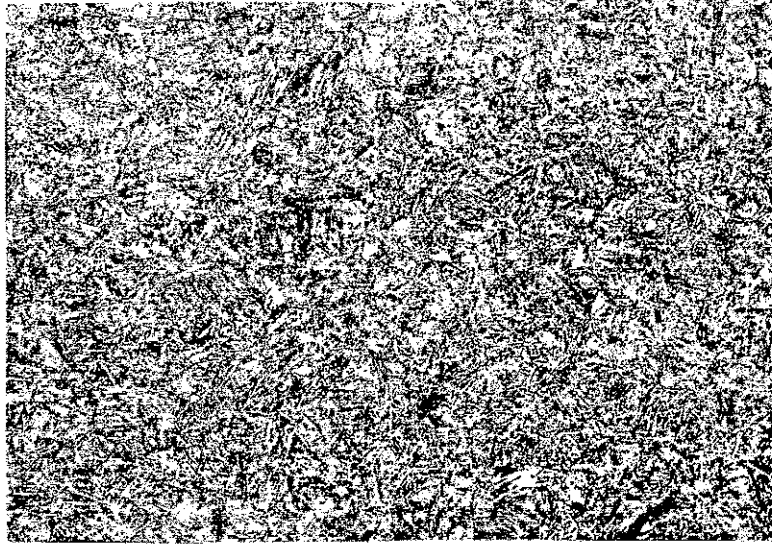


Abb. 5.3.6 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime E nach Abkühlung - oben, angelassen - unten

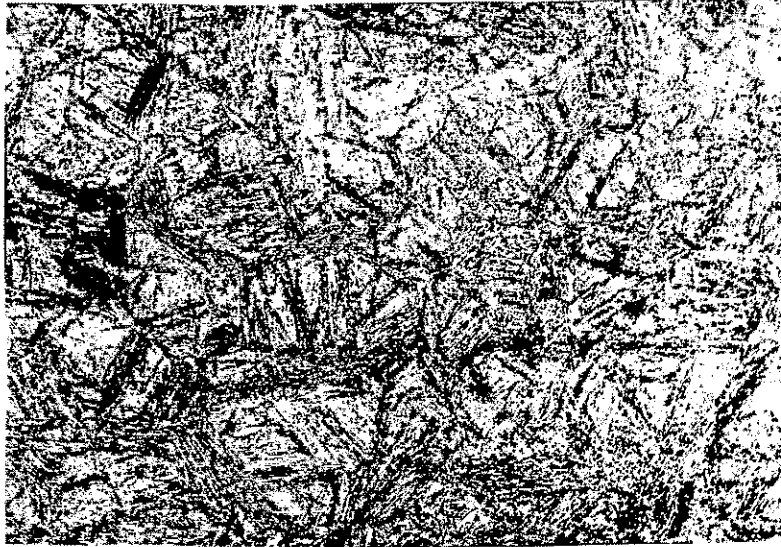


Abb. 5.3.7 Gefüge des Materials KAB-B nach Abkühlungsregime F nach Abkühlung - oben, angelassen - unten

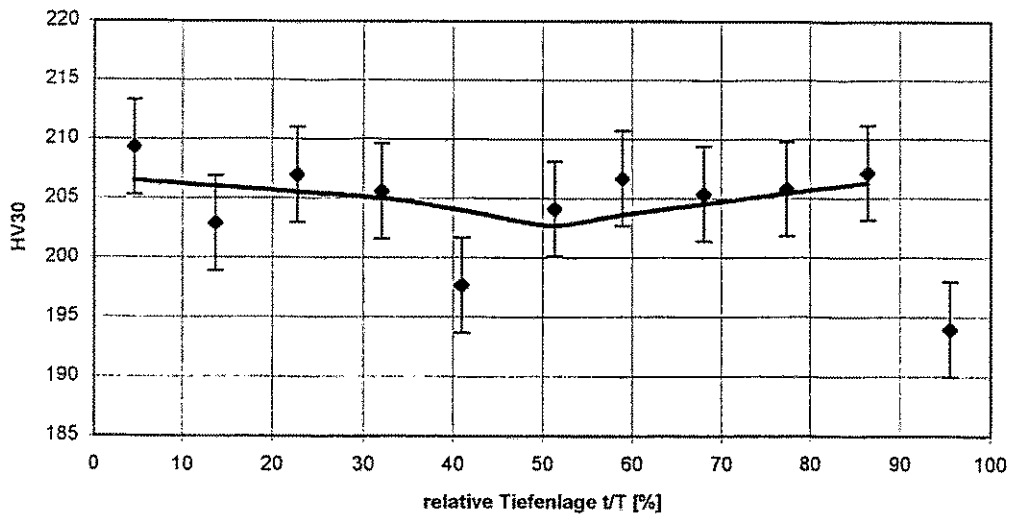


Abb. 5.4.1 Vergleich der nach dem linearen Mischungsmodell berechneten Härte (durchgezogene Linie) und den experimentellen HV30-Werten für das Material KAB-B

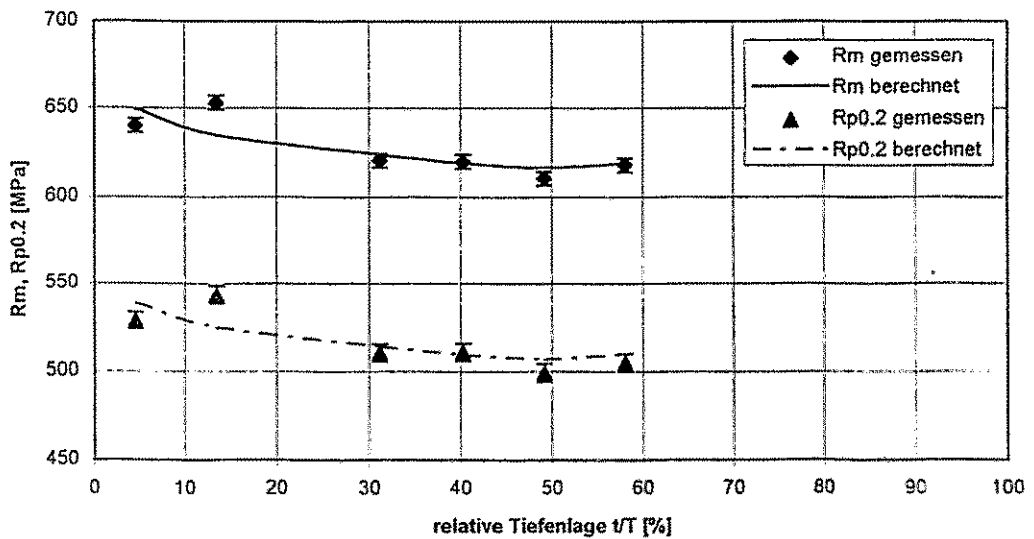


Abb. 5.4.2 Vergleich der nach Gleichung (5.4) berechneten Werte der Streckgrenze $R_{p0,2}$ und der Zugfestigkeit R_m mit den experimentellen Daten für das Material KAB-B

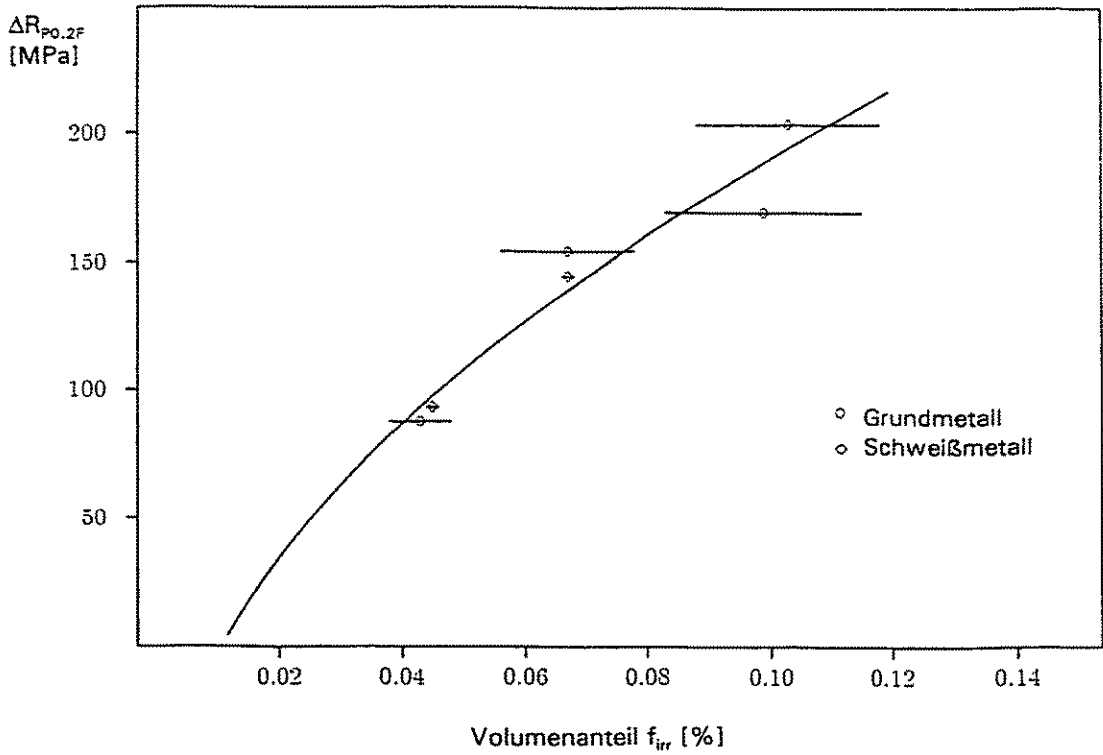


Abb. 5.4.3 Korrelation zwischen dem Volumenanteil der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen f_{irr} und der Änderung der Streckgrenze $\Delta R_{p0.2F}$ an 15Ch2MFA-Grund- und Schweißmetall nach [51]

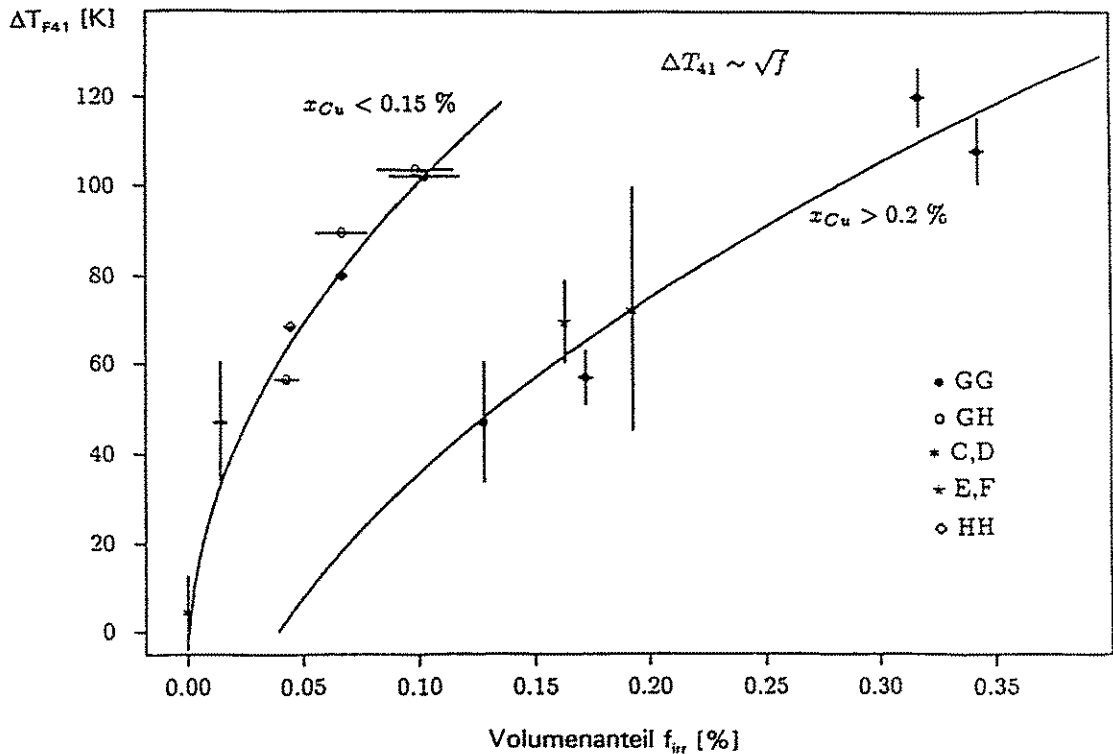


Abb. 5.4.4 Korrelation zwischen dem Volumenanteil der bestrahlungsinduzierten Ausscheidungen und der Verschiebung der Sprödbruchübergangstemperatur T_{F41} für verschiedene 15Ch2MFA-Stähle mit unterschiedlichen Zusammensetzungen nach [51]

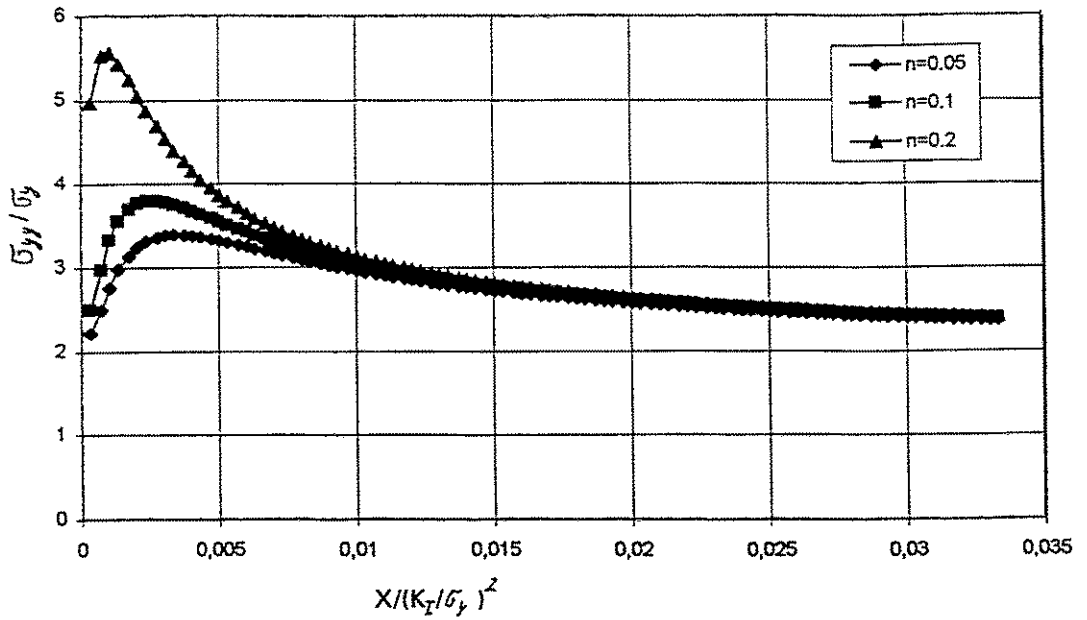


Abb. 5.4.5 Spannungsverlauf vor der Rissspitze für verschiedene Verfestigungsexponenten n

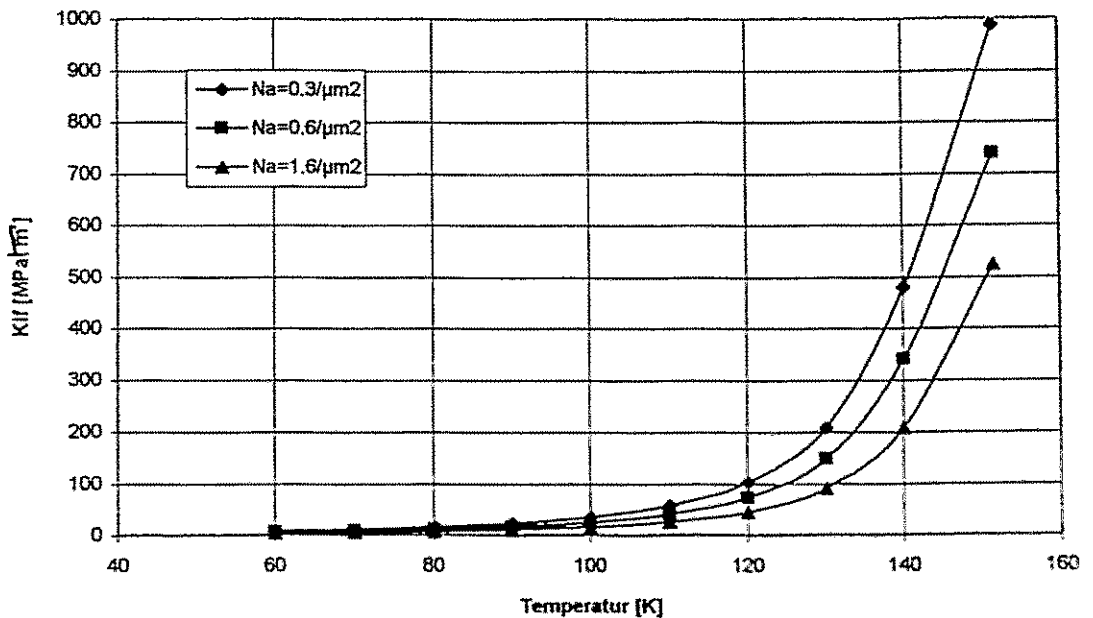


Abb. 5.4.6 Temperaturabhängigkeit der berechneten Bruchzähigkeit für verschiedene ebene Karbiddichten

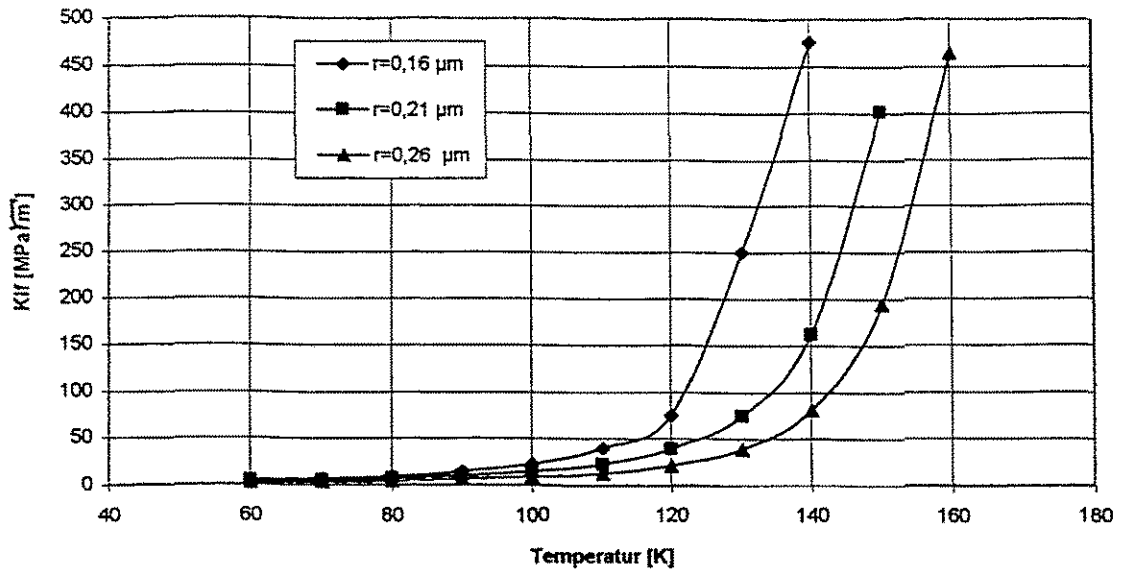


Abb. 5.4.7 Temperaturabhängigkeit der berechneten Bruchzähigkeit für verschiedene mittlere Karbidgrößen

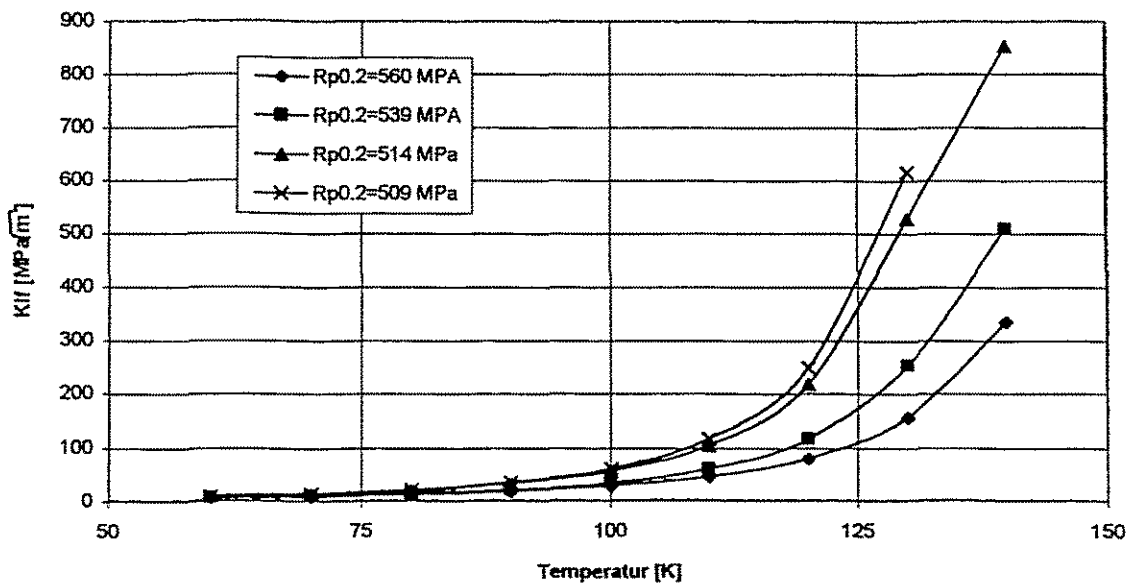


Abb. 5.4.8 Temperaturabhängigkeit der berechneten Bruchzähigkeit für unterschiedliche Streckgrenzen

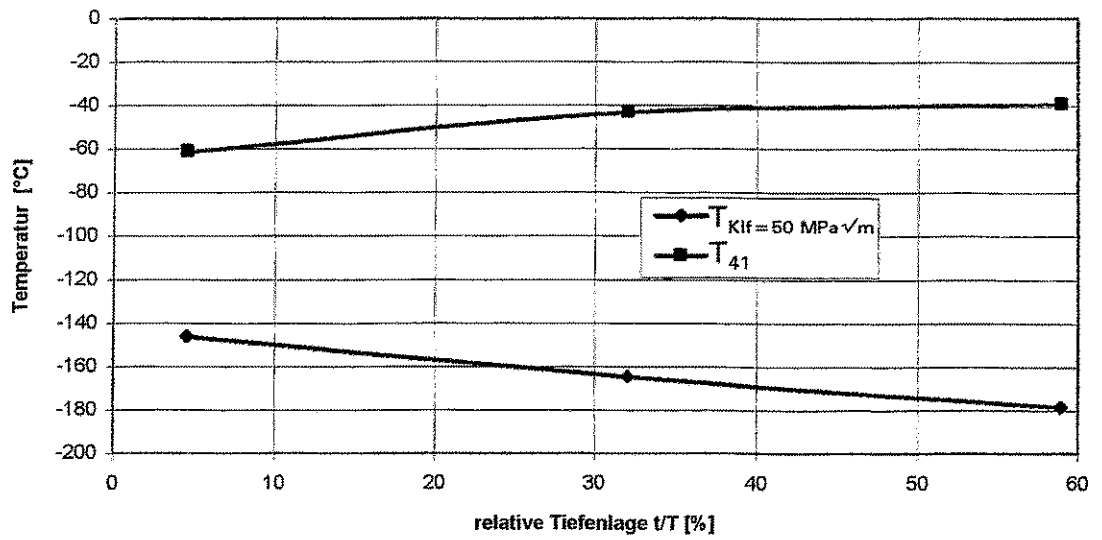


Abb. 5.4.9 Vergleich der Tiefenlagenabhängigkeit der nach dem Modell berechneten Spröbruchübergangstemperatur $T_{KIf=50 \text{ MPa}\sqrt{m}}$ und der gemessenen Übergangstemperatur T_{41} für das Material KAB-B

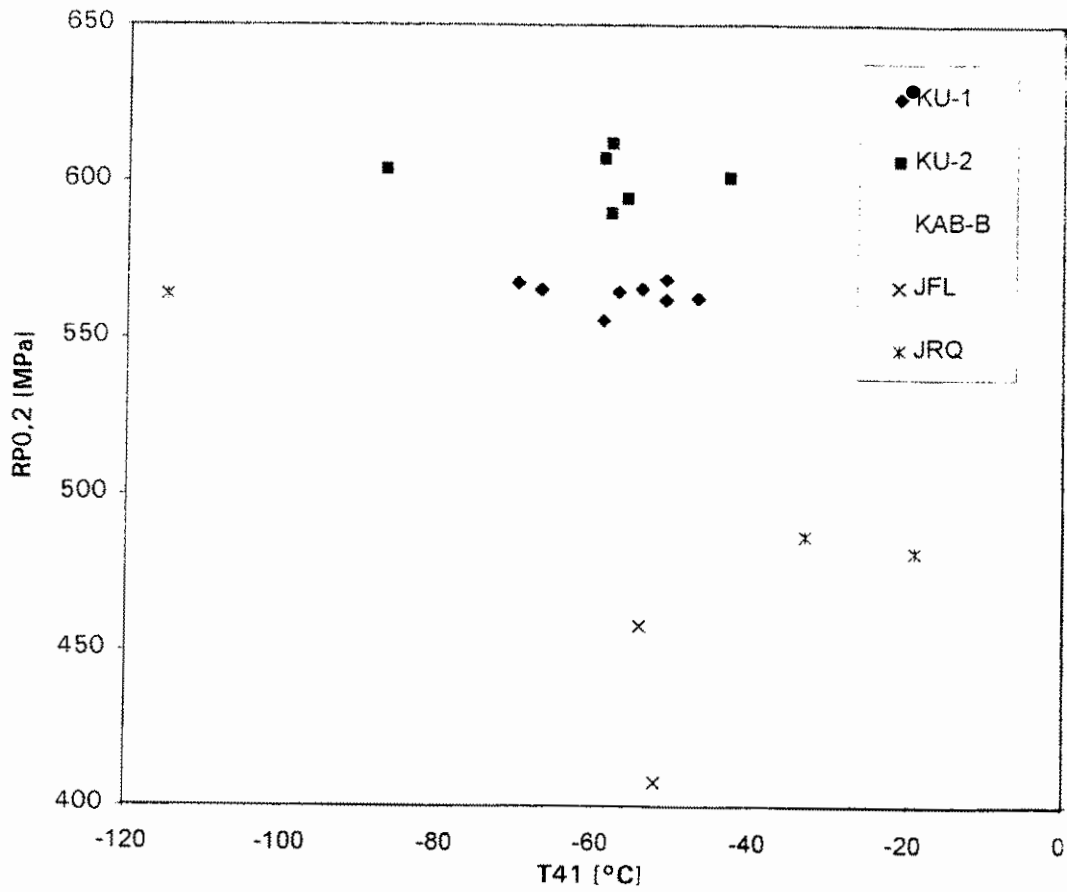


Abb. 6.1 Korrelation zwischen Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Kerbschlagübergangstemperatur T_{41} für verschiedene WER- und ASTM-RDB-Stähle

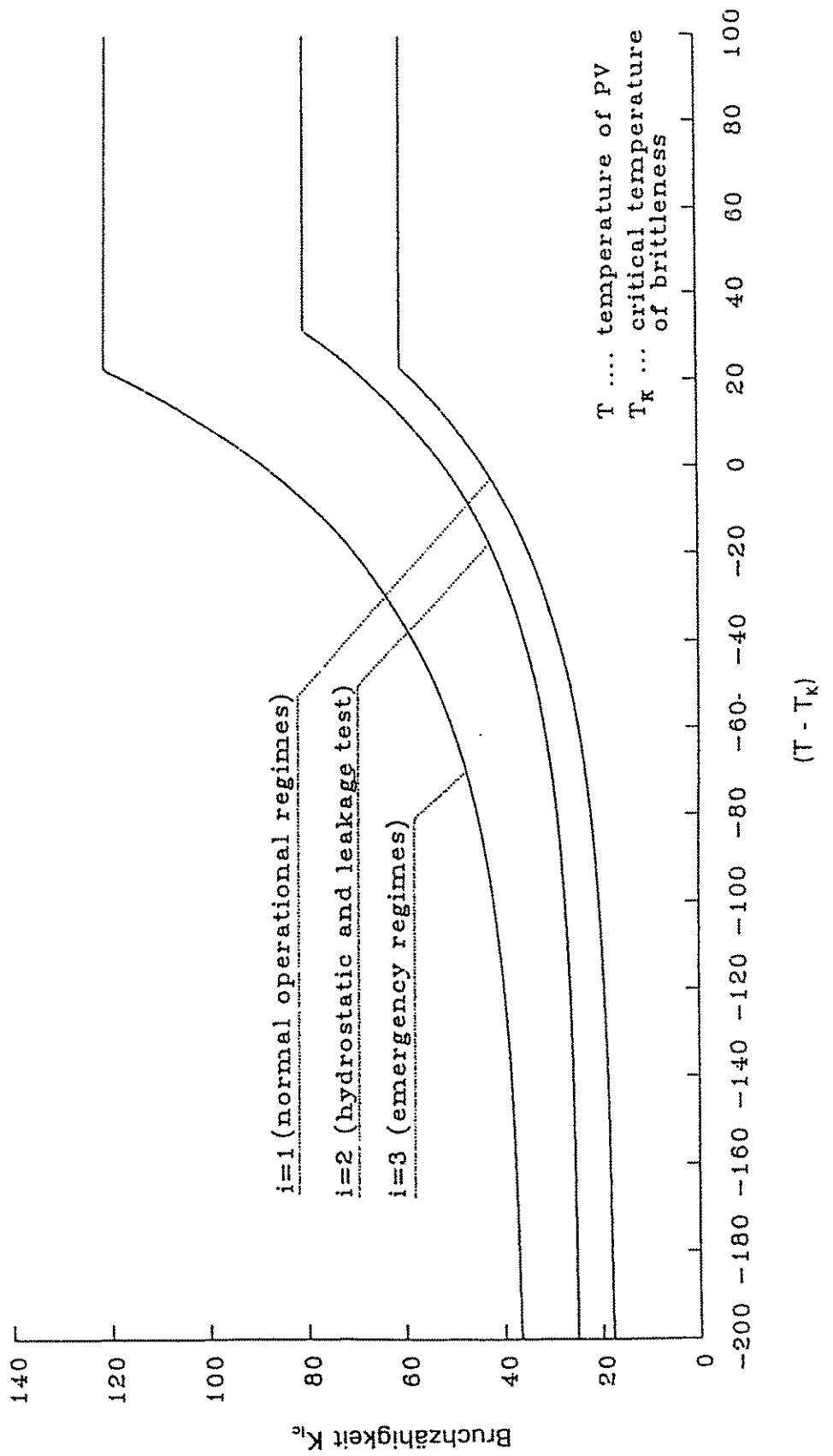


Abb. 6.2 Referenzkurve der Bruchzähigkeit zur Ermittlung der maximalen Spannungsintensität für die verschiedenen Betriebsmoden für WWER-440-RDB, Schweißnahtbereich nach [48]

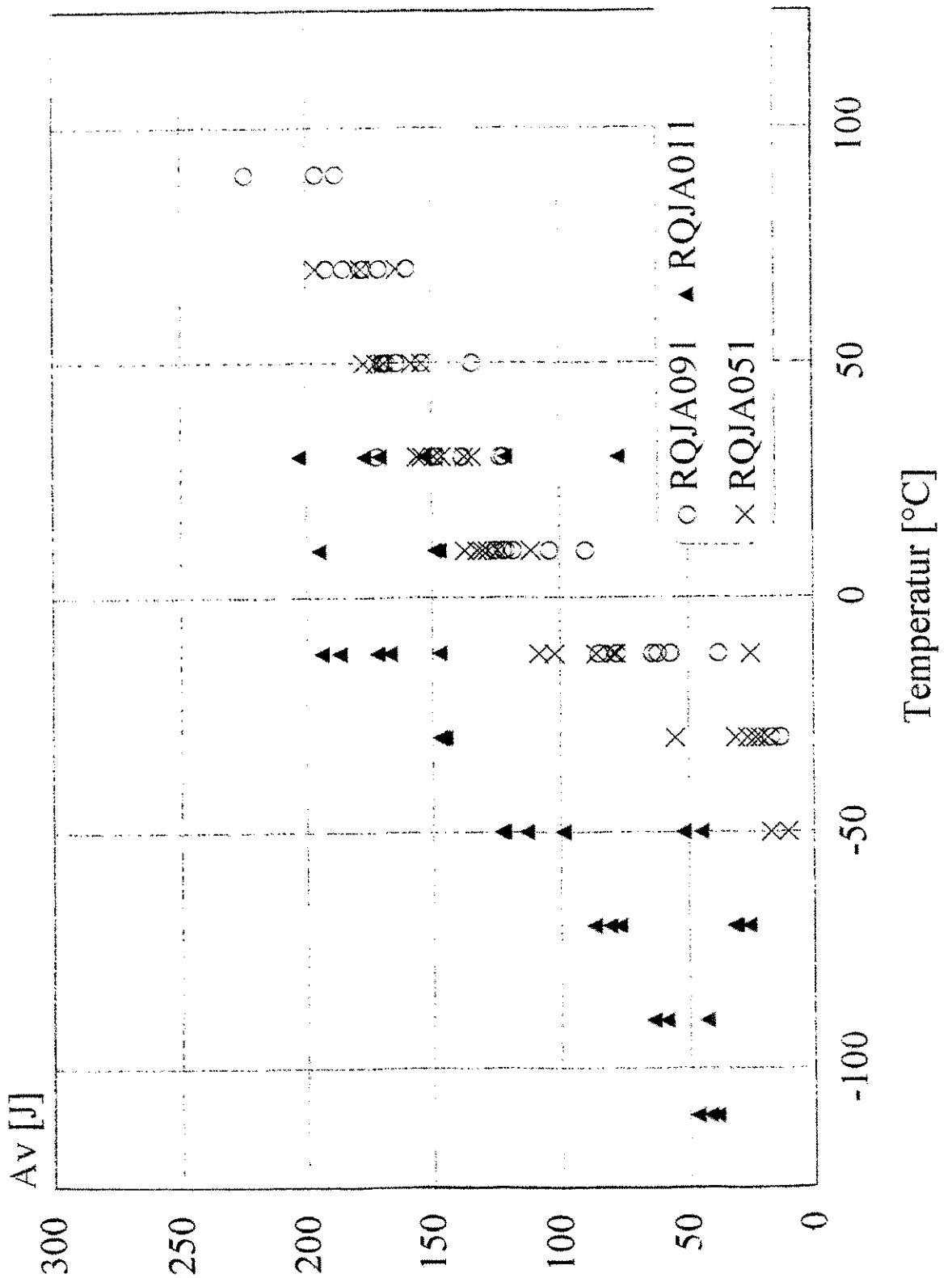


Abb. 6.3 Temperaturabhängigkeit der Kerbschlagarbeit
 Material: JRQ; Probenorientierung: T-L,
 Tiefenlage: RQJA 091 - 10 mm
 RQJA 051 - 55 mm
 RQJA 092 - 112 mm
 japanische Messungen [11]

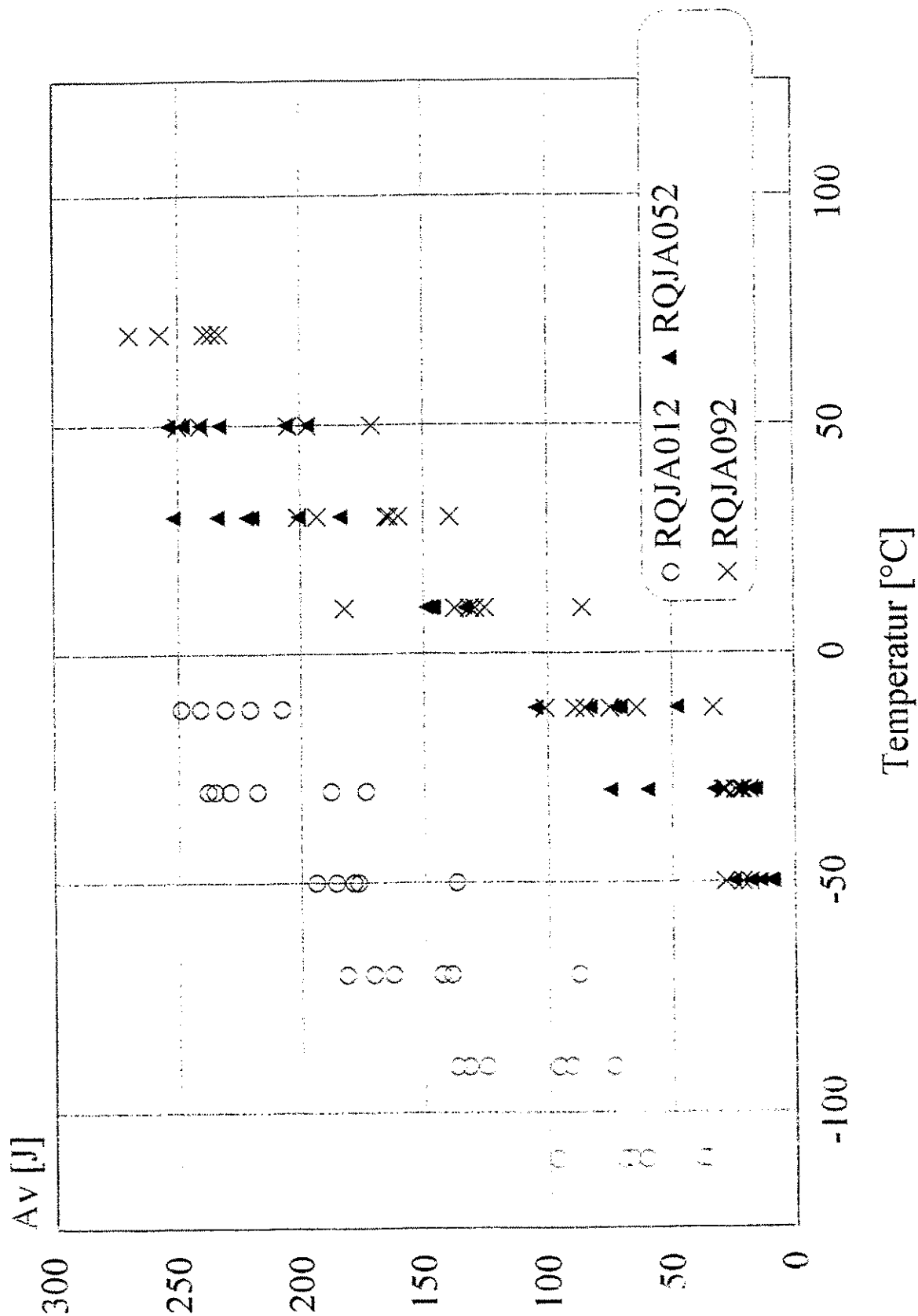


Abb. 6.4 Temperaturabhängigkeit der Kerbschlagarbeit
 Material: JRQ; Probenorientierung L-T
 Tiefenlage: RQJA 012 - 10 mm
 RQJA 052 - 55 mm
 RQJA 092 - 112 mm
 japanische Messungen [11]

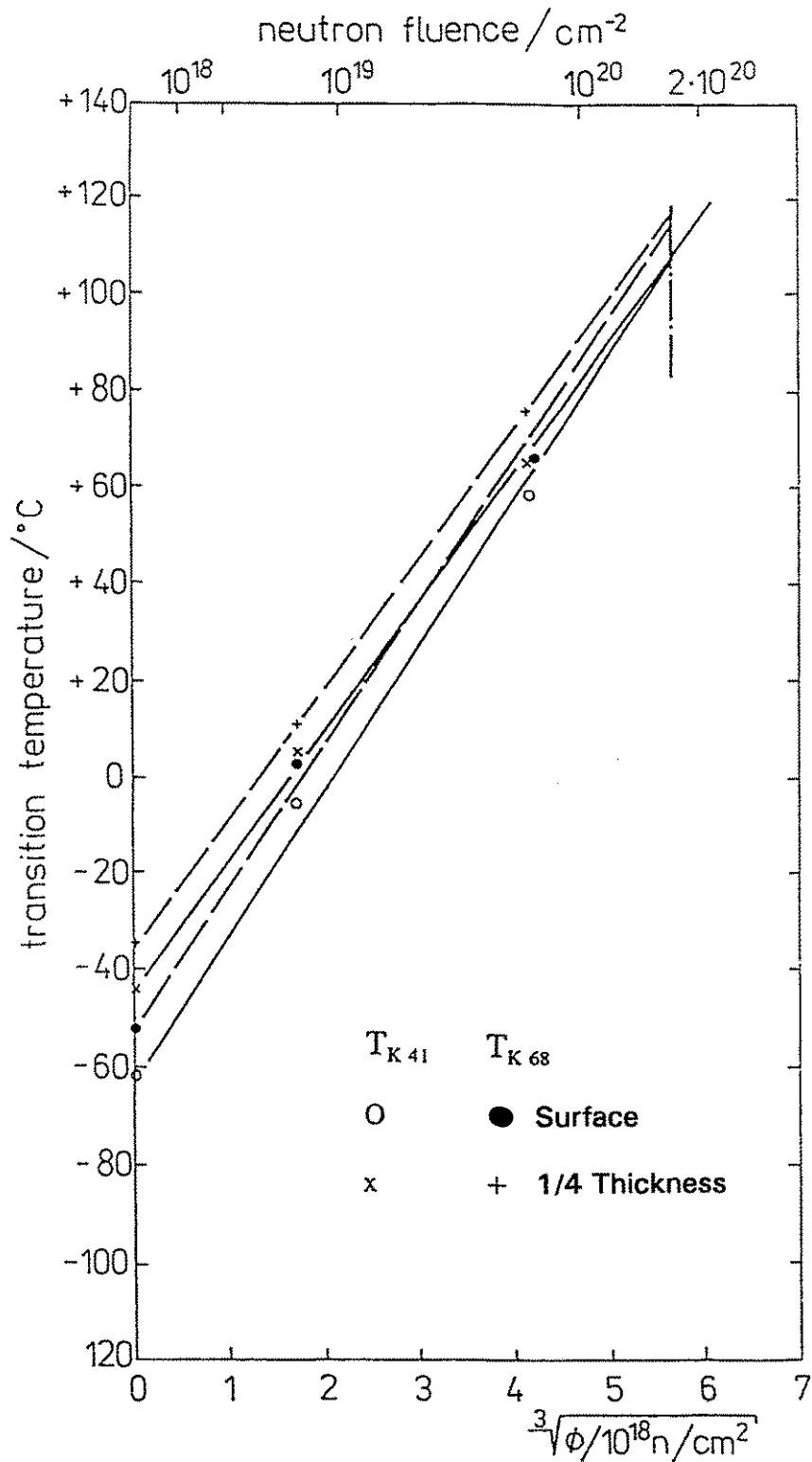


Abb. 6.5 Fluenzabhängigkeit der Spröbruchübergangstemperaturen T_{41} und T_{68} für KAB-B

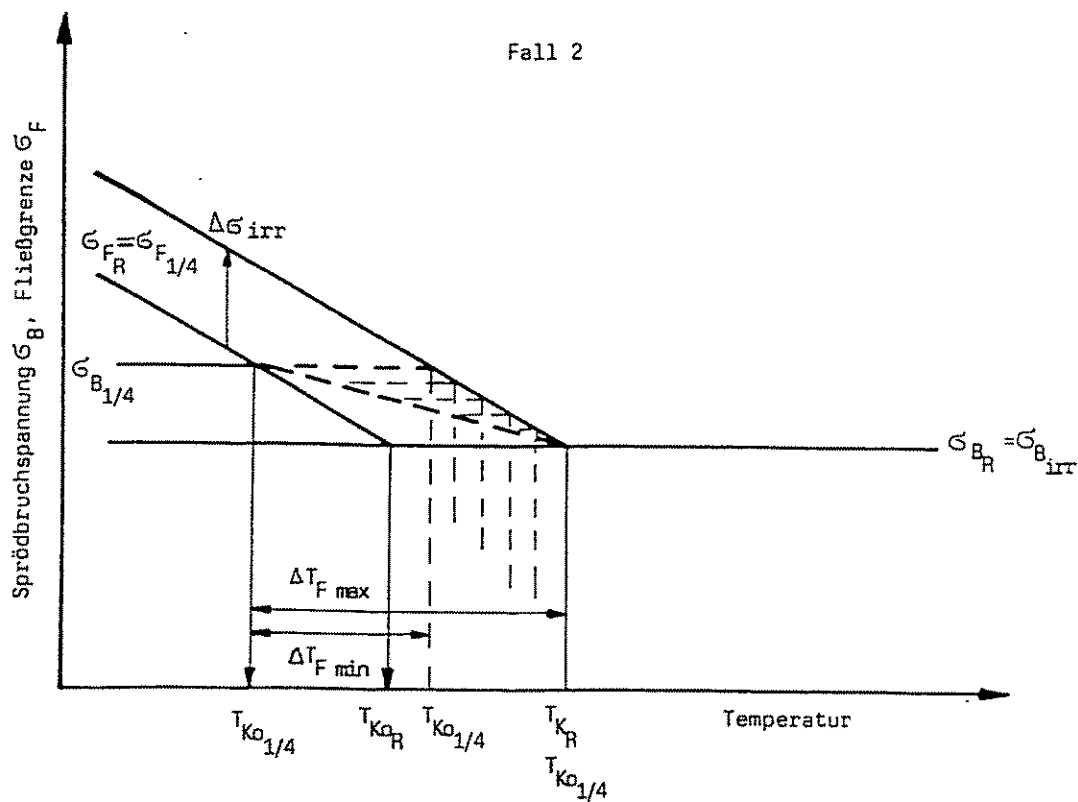
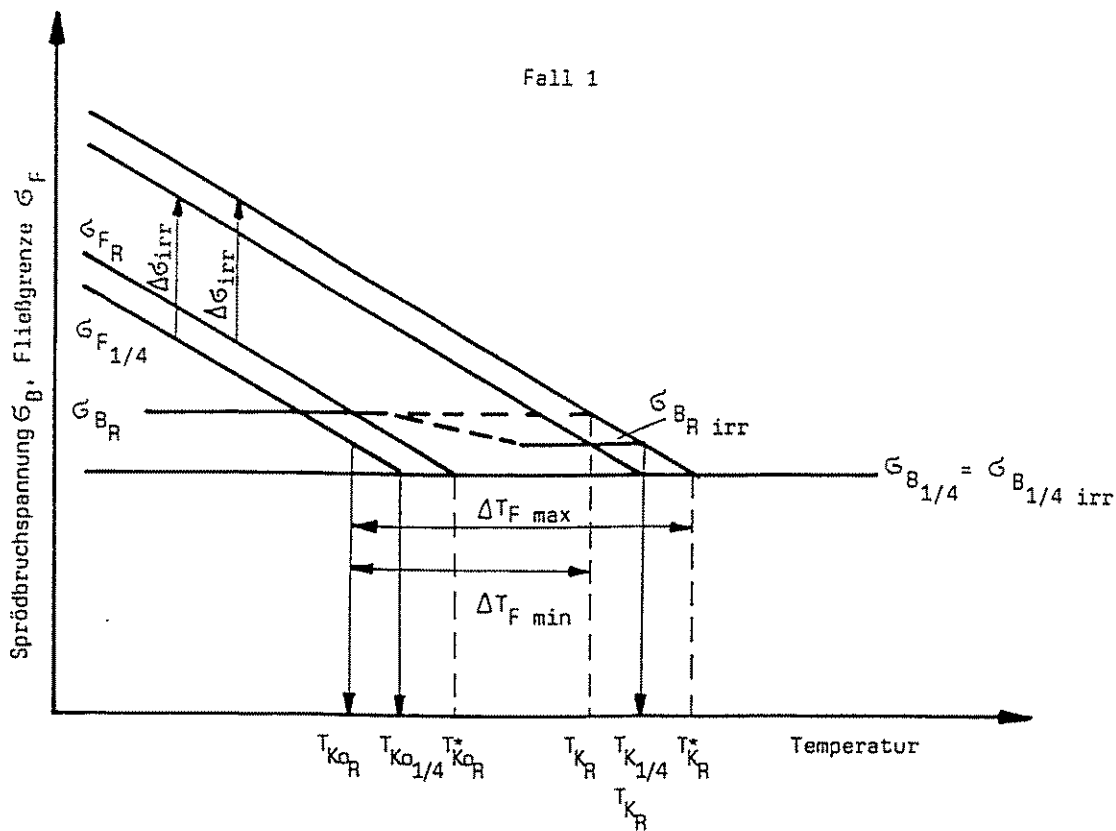


Abb. 6.6 Schematischer Verlauf von Spröbruchspannung und Fließgrenze über der Temperatur im un- und bestrahlten Zustand für die Rand- und 1/4-T-Lage für die Materialien KAB-B (Fall 1 - oben) und KU-1 (Fall 2 - unten)

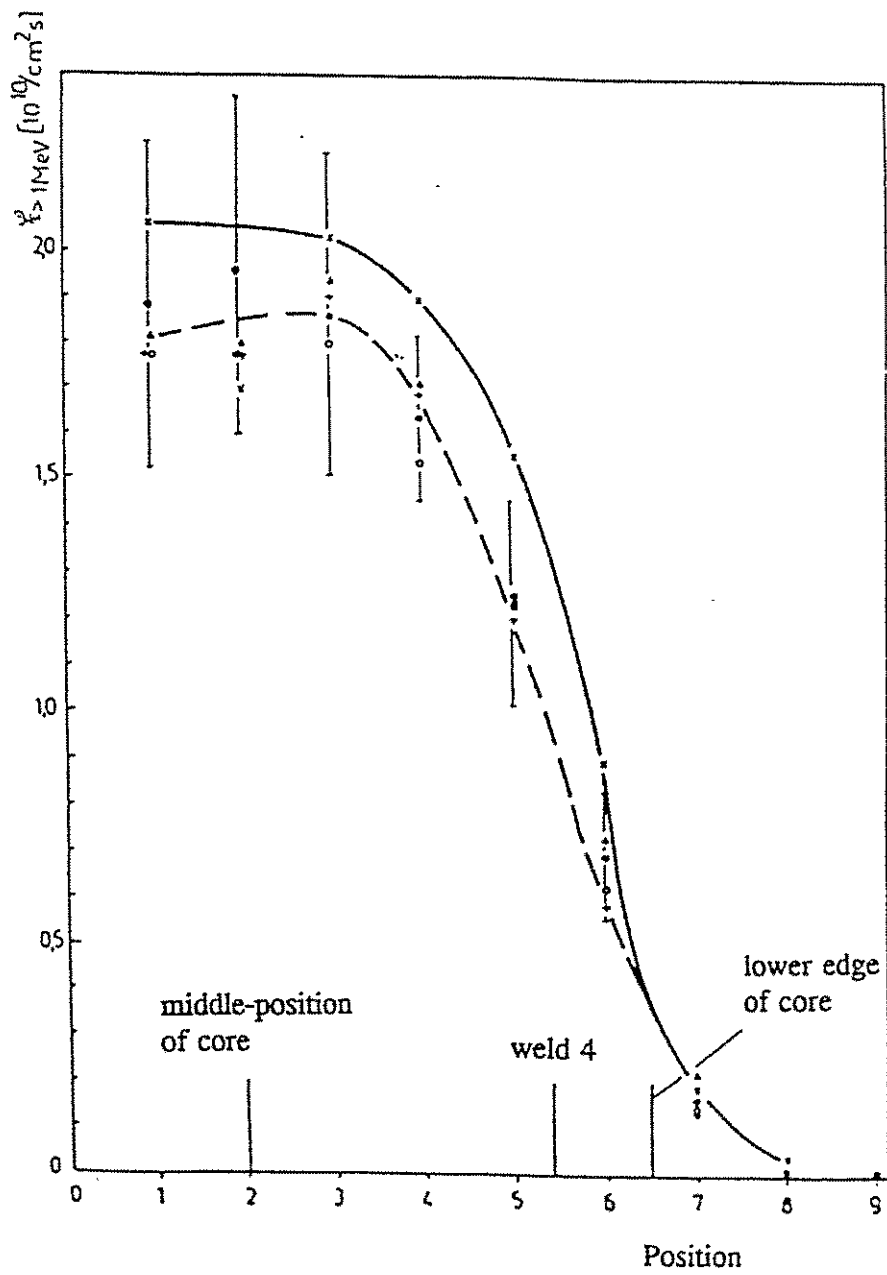


Abb. 6.7 Axialer Verlauf der Neutronenflußdichte für einen WWER-440-Reaktorkern

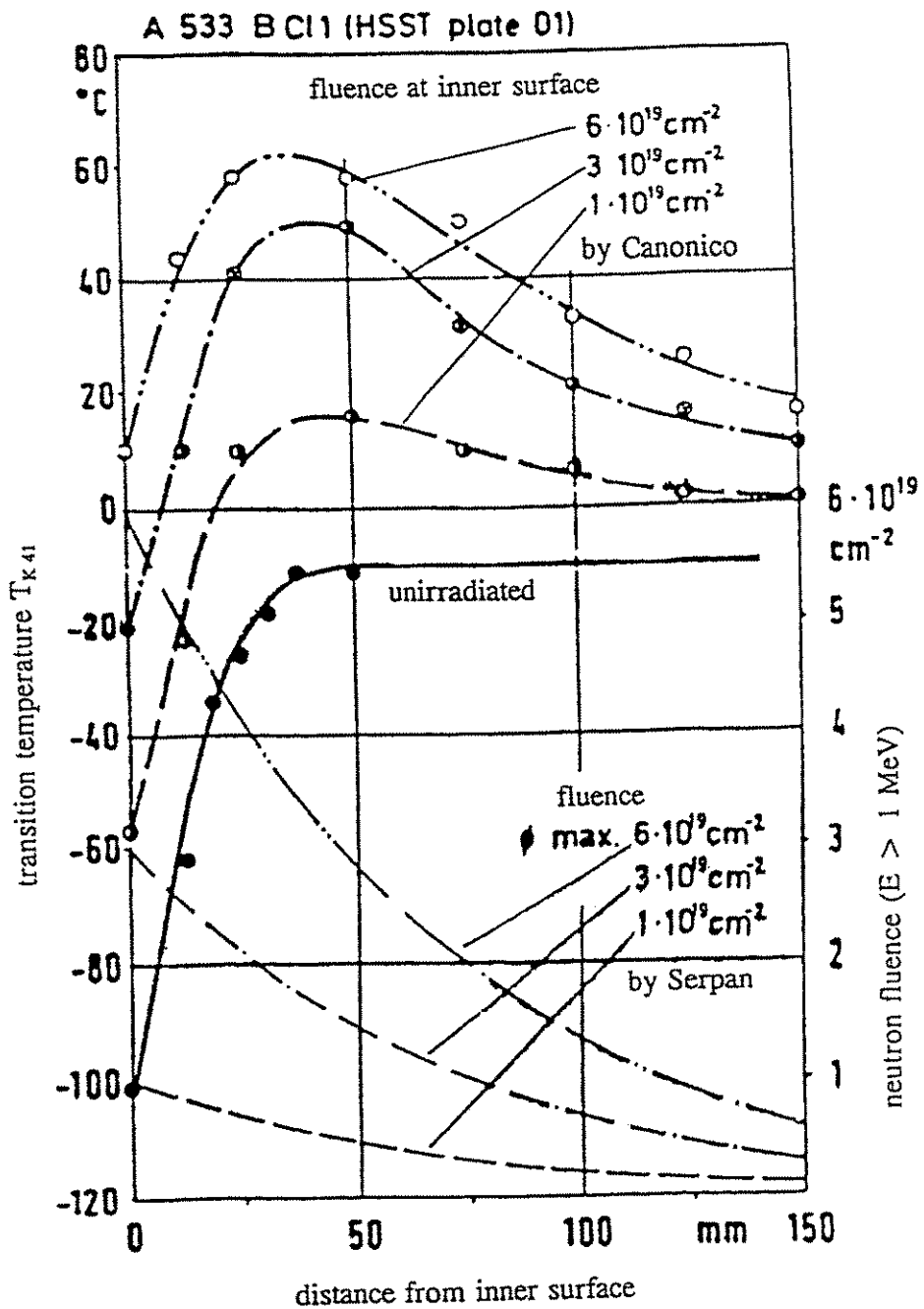


Abb. 6.8 Änderung der Übergangstemperatur über der RDB-Wand nach [64]

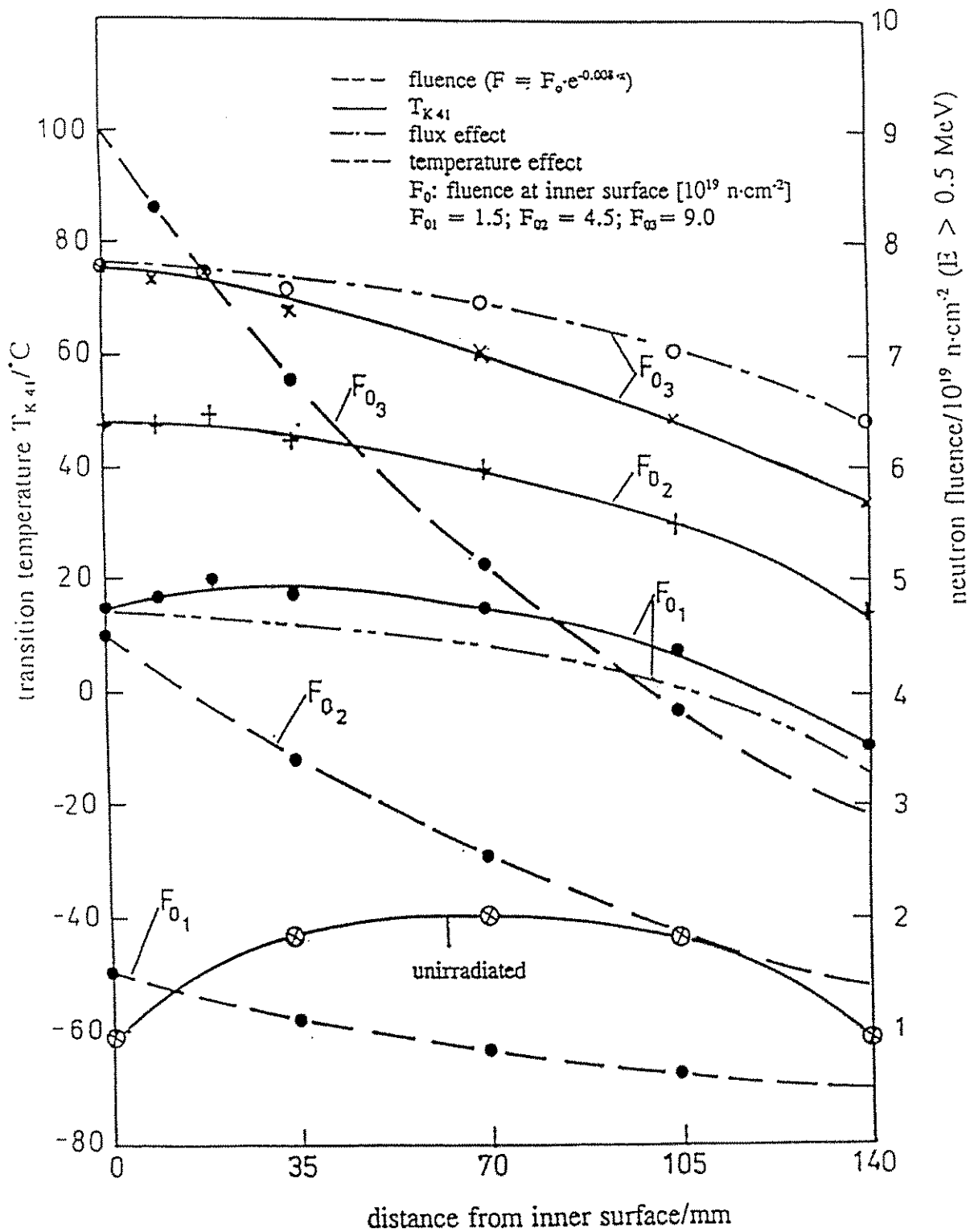


Abb. 6.9 Änderung der Übergangstemperatur über der RDB-Wand eines WWER-440, bestimmt nach Ergebnissen dieser Arbeit