

WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHE BERICHTE

FZR-255

Februar 1999

ISSN 1437-322X

Archiv-Ex.:

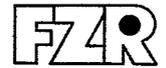
*J. Böhmert, A. Kryukov, Yu.A. Nikolaev, Yu.N. Korolev,
D.Yu. Erak, S.S. Gerashenko*

Einfluß der Zusammensetzung auf die Strahlenversprödung von Eisenlegierungen

Herausgeber:
FORSCHUNGSZENTRUM ROSSENDORF
Postfach 51 01 19
D-01314 Dresden
Telefon +49 351 26 00
Telefax +49 351 2 69 04 61
<http://www.fz-rossendorf.de/>

Als Manuskript gedruckt
Alle Rechte beim Herausgeber

FORSCHUNGSZENTRUM ROSSENDORF



WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHE BERICHTE

FZR-255

Februar 1999

*J. Böhmert, A. Kryukov, Yu.A. Nikolaev, Yu.N. Korolev,
D.Yu. Erak, S.S. Gerashenko*

Einfluß der Zusammensetzung auf die Strahlenversprödung von Eisenlegierungen

Berichtsdatum: Juli 1998

Diesem Bericht liegt das Forschungsvorhaben „Ursachen der Versprödung von WWER-440-Reaktordruckbehältern“ zugrunde. Es wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie unter dem Förderkennzeichen 150 1020 gefördert. Die Verantwortung für den Inhalt liegt ausschließlich bei den Autoren.

Zusammenfassung

Die Strahlenversprödung der Reaktordruckbehälter ist bei Reaktoren des Types WWER ein Problem von hoher sicherheitstechnischer Relevanz. Sie wird entscheidend durch die Zusammensetzung des Druckbehältermaterials bestimmt. Mit einem Bestrahlungsexperiment auf Surveillancepositionen zweier russischer WWER-440-Reaktoren sollte der Einfluß von Kupfer, Phosphor und Nickel auf die Strahlenversprödung nachgewiesen werden. Dazu wurden 8 Testlegierungen ausgewählt, deren Zusammensetzung zwischen 0,015 - 0,42 % Cu, 0,002 - 0,039 % P, 0,01 - 1,98 % Ni, 0,09 - 0,37 % Si und 0,35 - 0,49 % Mn variierte. An Proben aus diesen Legierungen wurden Kerbschlagbiege- und Zugversuche im Ausgangszustand, in 2 bestrahlten Zuständen (Fluenz: 1×10^{19} und 8×10^{19} n/cm² [$E > 0,5$ MeV]) und nach einer Ausheilglühung bei 475 °C/100 h durchgeführt. Die Legierungen haben im Ausgangszustand ein ferritisches Gefüge, die Legierungselemente können, vom Kupfer abgesehen, als gelöst angenommen werden.

Nach Bestrahlung tritt ein ausgeprägter Härtings- und Versprödungseffekt auf. Der Effekt steigt mit dem Gehalt an Cu und P. Im Bereich von 1,1 - 1,98 % bewirkt Nickel eine zusätzliche, von der Ni-Konzentration unabhängige Versprödung. Sie manifestiert sich in einer Verschiebung der Übergangstemperatur bei einer Fluenz von 1×10^{19} n/cm² und einer Flußdichte von 4×10^{11} n/cm² s [$E > 0,5$ MeV] um ca. 120 °C, die nicht abhängig vom Cu- und P-Gehalt ist. Außerdem wird bei Ni-Legierungen die Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage besonders stark abgesenkt. Bei sehr niedrigen Gehalten an P und Cu gelten diese Zusammenhänge nicht. Durch eine Ausheilglühung kann bei Legierungen mit niedrigem Cu- und P-Gehalt der Bestrahlungseffekt auf die mechanischen Eigenschaften restlos eliminiert werden, für hohe Cu- oder P-Gehalte bleibt ein Resteffekt in Höhe von ca. 20...25 % der Bestrahlungswirkung. Die Ergebnisse, die an den Ni-freien Legierungen gewonnen wurden, stehen im Einklang mit den Ergebnissen aus den Versprödungsüberwachungsprogrammen der russischen WWER-440-Reaktoren an Schweißmetall. Für die Ni-haltigen Legierungen fehlen äquivalente zuverlässige Referenzuntersuchungen. Das Experiment ist Teil eines größeren Versuchsprogrammes, das fortzusetzen ist, um auch Aussagen hinsichtlich der synergistischen Wirkung der Elemente zuverlässig treffen zu können.

Abstract

The radiation embrittlement of the reactor pressure vessel is highly safety-relevant for VVER-type pressure vessels. The sensitivity against radiation embrittlement depends on the chemical composition of the pressure vessel steel. Using an irradiation experiment at surveillance positions in two Russian VVER 440-type reactors the effects of copper, phosphorus and nickel on the radiation embrittlement should be investigated. For that, eight mock-up alloys were selected. Their chemical composition varied between 0.015 and 0.42 % Cu, 0.002 and 0.039% P, 0.01 and 1.98 % Ni, 0.09 and 0.37 % Si, and 0.35 and 0.49 % Mn. Charpy-V impact tests and tensile tests were performed with specimens machined from these alloys. The specimens were tested in the as-received state, in the irradiated state (fluence: 1×10^{19} and 8×10^{19} /cm² [$E > 0.5$ MeV]) and in the post-irradiation annealed state. In the as-received state, the alloys have a ferritic microstructure.. Apart from Cu, the alloyed elements are solved in the matrix.

Irradiation produces strong hardening and embrittlement. The effect increases with the Cu and P content. Ni causes an additional embrittlement. It is independent on the Ni concentration within the range of 1.1 to 2% Ni and results in a shift of the ductile-brittle transition temperature of about 120 °C after a fluence of 1×10^{19} /cm² by a flux of 4×10^{11} /cm²s. The shift does not depend on the Cu or P content. Furthermore the upper shelf energy is especially reduced by the Ni-rich alloys. For very low content of Cu and P these relations are not valid. The irradiation effect can be eliminated by annealing at 475° C/ 100h. For high content of Cu or P the recovery is incomplete, it remains a residue of 20 to 25% of the irradiation effect. Ni has no influence on the recovery.

Comparing the results of this study with the ones of the surveillance programmes of the VVER 440-type reactors, the alloys with low Ni content show the same irradiation behaviour as the weld metal. For the Ni rich alloys such well-validated references are missing.

The experiment is part of an extended research programme. It supposed to continue in order to gain information about the synergistic effects of these elements.

Inhaltsverzeichnis

1. Aufgabenstellung
2. Untersuchungsmaterial
3. Bestrahlungsbedingungen
4. Mechanische Prüfung
 - 4.1 Prüfbedingungen
 - 4.2 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche
 - 4.3 Ergebnisse der Zugversuche
5. Diskussion und Bewertung der Ergebnisse
 - 5.1 Festigkeit und Zähigkeit im unbestrahlten Zustand
 - 5.2 Einfluß der Bestrahlung
 - 5.3 Einfluß der Zusammensetzung auf Festigkeit und Zähigkeit nach Bestrahlung
 - 5.4 Bewertung der Bestrahlungsversprödung nach russischem Regelwerk
 - 5.5 Ausheilverhalten
 - 5.6 Bewertung der Meßunsicherheit
6. Schlußfolgerungen

Literatur

Verzeichnis der Abkürzungen und Symbole

Verzeichnis der Abbildungen

Abbildungen 1 - 34

Anhang A: Gefügebildungen der Legierungen A - H

1. Aufgabenstellung

Die Empfindlichkeit eines Reaktordruckbehälterstahles gegen die Versprödung durch Neutronen (Strahlenversprödung) wird in hohem Maße durch seine Zusammensetzung bestimmt. Bereits seit langem bekannt ist die schädliche Wirkung von Kupfer [1,2]. Dessen Einfluß wird daher in den Gleichungen zur Vorausberechnung der Strahlenversprödung, die in den nationalen kerntechnischen Regelwerken festgeschrieben sind, als wichtigster, materialspezifischer Parameter berücksichtigt [3]. Russische Ergebnisse, vorzugsweise an Cr-Mo-V-legierten Druckbehälterstählen gewonnen, weisen darüber hinaus einen stärkeren Einfluß von Phosphor aus [4-6]. Ein solcher Effekt, wenn auch vergleichsweise schwach, ist auch für ASTM-bezogene Druckbehälterstähle festzustellen, wie Odette und Lucas [7] in einer umfangreichen analytischen Auswertung an den Surveillance-Daten amerikanischer Kernreaktoren und an den Ergebnissen aus Bestrahlungsexperimenten nachweisen. Für diese Stahlgruppe wird vor allem ein ausgeprägter Nickel-Einfluß nachgewiesen [7-10]. Er wirkt, abhängig von den Bestrahlungsbedingungen, teils unabhängig, teils aber auch den Cu-Einfluß synergistisch verstärkend. Mit Einführung des WWER-1000 wurden auch für WWER-Druckbehälter Stähle mit höherem Ni-Gehalt eingesetzt. Mängel im Surveillance-Programm des WWER-1000/230 haben jedoch bisher verhindert, daß aus den Ergebnissen dieser Surveillance-Proben der Ni-Effekt dabei zuverlässig abgeschätzt werden kann [11]. Bestrahlungen im Testreaktor SM-2/NIAR haben jedoch eine schädliche Wirkung von Ni nachgewiesen. Der Effekt ist größer nach einer Bestrahlung bei 250 °C als bei 290 °C [12]. Trotzdem wird in der aus dieser Untersuchung abgeleiteten Gleichung zur Vorausberechnung der Strahlenversprödung der Ni-Einfluß nicht berücksichtigt.

Wesentlich weniger Daten liegen zum Einfluß der Zusammensetzung auf das Ausheilverhalten vor. Untersuchungen von Hawthorne (zit. in [13]) an Schweiß- und SA-533-B-Material lassen vorzugsweise einen Einfluß von Cu erkennen. Systematische Untersuchungen wurden an WWER-440-Druckbehälterstählen durchgeführt. Hier ist es vor allem der P-Gehalt, der den Grad der Erholung beim Glühen begrenzt [14]. Allerdings scheint die thermische Stabilität der Bestrahlungsschädigung durch Ni erhöht zu werden [11]. Dadurch sind höhere Ausheiltemperaturen für Ni-haltige RDB-Stähle erforderlich.

Bisherige Ergebnisse sind vorzugsweise durch statistische Korrelationsanalysen aus Bestrahlungsexperimenten oder aus den betriebsbegleitenden Surveillance-Programmen gewonnen worden. Die Vielzahl der dabei variierenden Einflußparameter lassen element-spezifische Wirkungen nur schwer erkennen. Es wurde deshalb ein Arbeitsprogramm konzipiert, um den Einfluß von Kupfer, Phosphor und Nickel auf die Strahlenversprödung unter konstanten, WWER-typischen Bestrahlungsbedingungen zu erfassen. Dazu sollten Proben aus einer größeren Anzahl von Testlegierungen mit systematischer Variation des Cu-, P- und Ni-Gehaltes auf Surveillance-Positionen russischer KKW-Blöcke bestrahlt und die Verschiebung der Sprödbruch-Übergangstemperatur mit Hilfe von Charpy-Kerb-schlagbiegeversuchen bestimmt werden. Im Rahmen des Vorhabens, über das hier

berichtet wird, sind davon nur einige ausgewählte Legierungen untersucht worden, die die typische Spezifikationsbreite der WWER-Druckbehälterstähle hinsichtlich des zulässigen bzw. üblichen Gehaltes an diesen Elementen markieren. Darüber hinaus war der Effekt des Ausheilens bei Anwendung eines typischen Ausheilregimes zu überprüfen. Spätere strukturanalytische Untersuchungen an diesen Proben werden die Möglichkeit schaffen, direkt Zusammensetzung, mechanische Eigenschaften und bestrahlungsbedingte Strukturänderungen miteinander zu korrelieren.

Damit wird zu den vielfältigen internationalen Bemühungen beigetragen, physikalisch fundierte Modelle der Neutronenversprödung zu entwickeln, die die Wirkung der wichtigsten Einflußparameter vorausschauend und mit hoher Zuverlässigkeit beschreiben können.

2. Untersuchungsmaterial

Für die Untersuchung standen 33 unterschiedliche Testlegierungen zur Verfügung, die im kleinindustriellen Maßstab gefertigt wurden. Die Legierungen waren C-arm, Mo- und V-frei und enthielten einen sehr geringen Anteil an sonstigen Verunreinigungen. Variiert wurden die Gehalte an Cu zwischen 0,005 - 1,03 %, an P zwischen 0,002 - 0,041 % und an Ni zwischen 0,010 - 2,09 %. Außerdem enthielten die Legierungen ca. 0,4 ... 0,5 % Mn und ca. 0,1 ... 0,5 % Si. Diese Elemente sind nicht systematisch verändert worden.

Tab. 1 enthält die nominelle chemische Zusammensetzung der für die Bestrahlung vorgesehenen Testlegierungen. Die in dieser Arbeit untersuchten 8 Legierungen sind markiert und mit Codebuchstaben (A - H) bezeichnet. 4 dieser Legierungen sind Ni-frei, während der Cu- und der P-Gehalt von sehr niedrig (0,005 % Cu, 0,002 % P) bis sehr hoch (0,042 % Cu, 0,039 % P) variiert. Bei 3 Legierungen mit einem Ni-Gehalt von ca. 1,2 % werden mittlere Gehalte an Cu mit mittlerem oder hohem Gehalt an P kombiniert und umgekehrt. Eine weitere Legierung besitzt bei mittleren Cu- und P-Werten einen besonders hohen Ni-Gehalt (2,08 %). Die mittlere chemische Zusammensetzung, die in 3 russischen Laboratorien mit konventioneller analytischer Chemie bzw. spektroskopisch bestimmt worden ist, zeigt Tab. 2.

Alle Legierungen erhielten die gleiche Vorbehandlung. Die letzte Wärmebehandlung umfaßte ein Austenitisieren bei 980 - 1000 °C mit anschließendem Abschrecken in Öl und einem nachfolgenden Anlassen für 10 h bei 650 - 670 °C mit Abkühlung an ruhender Luft.

Das nach dieser Behandlung entstandene Gefüge ist für alle 8 Legierungen in den Abbn. A1-A8 des Anhanges wiedergegeben.

Erwartungsgemäß besitzen sämtliche Legierungen ein rein oder überwiegend ferritisches Gefüge. Die Legierungen unterscheiden sich jedoch charakteristisch in Korngröße, Homogenität und in der Feinstruktur des Ferrites. Die sehr reine Legierung A hat ein homogenes, grobkörniges Gefüge (Abb. A-1). Die nichtmetallischen Einschlüsse sind fein und überwiegend globular. Länglich gestreckte Ausscheidungen sind parallel zur Probenlängsrichtung ausgerichtet. Die anderen Ni-freien Legierungen B, G und H (Abbn. A2 - A4) haben bei einem im Mittel deutlich kleineren Korn eine heterogene 2-Schichtstruktur. Ein Bereich mit kleineren, un-

Tabelle 1
Testlegierungen

Nr.	Code	Chemische Zusammensetzung (Masse-%)				
		Cu	Ni	P	Si	Mn
1	A	0,005	0,012	0,002	0,17	0,40
2		0,006	0,011	0,014	0,48	0,50
3		0,005	0,017	0,041	0,56	0,49
4		0,11	0,01	0,004	0,42	0,49
5	G	0,11	0,012	0,013	0,37	0,48
6	H	0,11	0,010	0,039	0,24	0,49
7		0,42	0,011	0,003	0,23	0,47
8	B	0,42	0,011	0,012	0,25	0,49
9		0,42	0,011	0,033	0,20	0,45
10		1,03	0,01	0,003	0,27	0,52
11		1,08	0,011	0,012	0,06	0,35
12		1,03	0,011	0,039	0,13	0,38
13		0,007	0,22	0,004	0,20	0,48
14		0,12	0,21	0,004	0,18	0,48
15		0,007	0,75	0,004	0,14	0,43
16	D	0,12	1,20	0,012	0,13	0,41
17	E	0,13	1,23	0,038	0,20	0,46
18	F	0,42	1,25	0,012	0,22	0,47
19	C	0,13	2,08	0,011	0,11	0,36

 - Testlegierungen, untersucht in dieser Arbeit

strukturierten Ferritkörnern (Abb. A2) grenzt an einen Bereich, in dem die Mehrzahl der Ferritkörner eine zellartige Substruktur aufweist. Die unscharf ausgebildete Grenze zwischen den Bereichen verläuft parallel zur Probenlängsachse. Teilweise werden mehrere Schichtfolgen dieser Art beobachtet. Zwischen Körnern mit und ohne Substruktur tritt ein eindeutiger Härteunterschied auf. Die nicht-metallischen Einschlüsse sind ebenfalls überwiegend fein und globular, gelegentlich treten in Probenlängsrichtung ausgerichtete Zeilen auf (Abb. A2 und A4 oben, rechts).

Tabelle 2
Chemische Zusammensetzung der untersuchten Testlegierungen

Code	Chemische Zusammensetzung (Masse-%) (Rest: Fe)						
	C	S	Cu	P	Ni	Si	Mn
A	0,01	0,004	0,015	0,002	0,01	0,15	0,39
B	0,01	0,005	0,42	0,012	0,01	0,24	0,49
C	0,01	0,004	0,12	0,010	1,98	0,09	0,35
D	0,01	0,004	0,12	0,012	1,10	0,12	0,41
E	0,01	0,004	0,12	0,039	1,13	0,20	0,46
F	0,01	0,004	0,42	0,012	1,19	0,21	0,47
G	0,01	0,004	0,11	0,013	0,012	0,37	0,48
H	0,01	0,004	0,11	0,039	0,010	0,24	0,49

Die Ni-haltigen Legierungen haben ein sehr feinkörniges, homogenes Gefüge mit unstrukturiertem Ferrit (Abbn. A5-8). Charakteristisch für diese Gruppe sind starke Anätzungen an einzelnen Korngrenzen. Bei Legierung F wird eine ausgeprägte, bei Legierung E eine schwach angedeutete Zeilenstruktur beobachtet. Die Zeilen unterscheiden sich durch die Ferritkorngröße und sind in Probenlängsrichtung orientiert (Abb. A8). Die nichtmetallischen Einschlüsse sind größer. Abweichend zu den Beobachtungen bei allen anderen Legierungen sind sie bei Legierung D deutlich gestreckt (Abb. A6, oben).

Aus diesem Material wurden Charpy-V-Standard- und Kleinzugproben (27 mm lang, Meßlänge 16 mm, Durchmesser 3 mm) hergestellt.

3. Bestrahlungsbedingungen

Jeweils 12 bzw. 15 Charpy-V- und 6 bzw. 4 Zugproben wurden auf Surveillance-Positionen des KKW Kola, Block 3 bzw. des KKW Rovno, Block 1 während eines Betriebszyklus bestrahlt.

Die Proben befanden sich dabei in Girlanden auf 6 bzw. 4 benachbarten oder symmetrischen Bestrahlungspositionen im zentralen Teil des Reaktorkernes. Der axiale Flußgradient über die Gesamtlänge der Girlanden war vernachlässigbar.

Das Schema der Anordnung geben die radialen Schnitte in den Abbn. 1 u. 2 sowie der axiale Schnitt in Abb. 3 wieder. Die Bestrahlungsbedingungen sind aus Tab.3 ersichtlich. Rovno 1 hat einen Kern mit Leerkassetten in der Randzone und folglich eine niedrigere Neutronenflußdichte.

Zur Bestimmung der Neutronenfluenz wurde nach der Bestrahlung an jeder Probe die ⁵⁴Mn-Aktivität gemessen und nach einer am RRC "Kurchatov Institute" vorhandenen Routineprozedur gemäß DIN 25456 ausgewertet [15]. Innerhalb eines

Probensatzes streuen die Fluenzwerte um $\leq \pm 15 \%$. Gleiche Streuungen zeigen auch die Werte zwischen den verschiedenen Legierungen. Azimutale oder axiale Gradienten werden nicht festgestellt. Die mittlere Fluenz beträgt $1 \cdot 10^{19}$ n/cm² (E > 0,5 MeV) für die in ROVNO-1 und $8 \cdot 10^{19}$ n/cm² für die in KOLA-3 bestrahlten Proben.

Tabelle 3
Bestrahlungsbedingungen

Bestrahlungsort	KOLA-3	ROVNO-1
Art des Kernes	voll besetzt	mit Leerkassetten
Bestrahlungstemperatur	270 °C	270 °C
N-Fluß (E > 0,5 MeV) in n/cm ² s	$3,0 \cdot 10^{12}$	$4,0 \cdot 10^{11}$
Bestrahlungszeit	30.12.95-16.04.97	26.05.96-05.04.97
Effektive Bestrahlungstage	319	299
Anzahl der bestrahlten Legierungen	19	6
untersuchte Legierungen	A,B,G,H	A - F
Zahl der bestrahlten Charpy-Proben pro Legierung	12	15
Zahl der Zugproben pro Legierung	4	6

4. Mechanische Prüfung

4.1 Prüfbedingungen

An den Proben wurden im Ausgangszustand und nach Bestrahlung Kerbschlagbiege- und Zugversuche gemäß Euro-Norm durchgeführt. Ein Teil der bestrahlten Proben wurde vor der Prüfung einer Ausheilglühung bei 475 °C, 100 h unterzogen.

Für die Kerbschlagbiegeversuche stand ein instrumentierter Pendelschlaghammer KMD-30 mit einer Schlagenergie von 300 J zur Verfügung. Die Schlaggeschwindigkeit betrug 5,64 m/s. Im Temperaturbereich der Zähigkeitshochlage war die Schlagenergie des Hammers nicht immer ausreichend, um die Probe vollständig durchzuschlagen.

Nach KTA 3203 [16] sind Übergangstemperaturen aus dem Kerbschlagbiegeversuch mit einem Prüfumfang von mindestens 12 Kerbschlagproben zu bestimmen. Russische Standards sehen 8 Proben als ausreichend vor. Für diese Untersuchungen standen vielfach nicht einmal Sätze mit 8 Proben zur Verfügung. Die Testlegierungen wiesen jedoch gewöhnlich einen sehr schmalen Übergangsbereich auf, wodurch die Bestimmung der Übergangstemperatur auch bei kleinem Prüfumfang relativ zuverlässig erfolgen konnte. Allerdings traten gelegentlich auch extreme Ausreißer auf. Sie wurden jeweils gründlich bewertet, ehe sie als Ausreißer eingestuft und für die weitere Auswertung nicht mehr berücksichtigt wurden.

Zur Bestimmung der Übergangstemperatur wurden die Meßergebnisse einer hyperbolischen Tangensfunktion der Form

$$A_v(T) = a + b \cdot \tanh(T - T_0)/c \quad (1)$$

angepaßt. $A_v(T)$ ist die verbrauchte Schlagarbeit in J, T die Prüftemperatur in °C und

$$\begin{aligned} a &= \frac{1}{2} (\text{USE} + \text{LSE}), \\ b &= \frac{1}{2} (\text{USE} - \text{LSE}), \end{aligned}$$

c und T_0 Anpassungsparameter. Die verbrauchte Schlagarbeit im Sprödbereich LSE wurde zu 2,8 J festgelegt. Als Schlagarbeit in der Zähigkeitshochlage USE wurde der höchste der gemessenen Werte der Kerbschlagarbeit gewählt. Diese im RRC Kurchatov Institute (KI) etablierte Auswertungsprozedur wurde mit der im FZR praktizierten Verfahrensweise der Kurvenanpassung überprüft. Dabei wurden sowohl die tanh-Anpassung als auch eine von Oldfield [16] vorgeschlagene Methode verwendet.

Nach dem russischen Regelwerk wird die Übergangstemperatur TT_0 bei einer Kerbschlagarbeit von 47 J oder von 70 J abzüglich 30 °C definiert. In allen Fällen führt das 47 J-Kriterium zu einem höheren Wert. Es wird folglich als Bezugsgröße bei allen folgenden Betrachtungen verwendet.

Zugversuche wurden an einer Instron-1253-Zugprüfmaschine (Maximallast: 50 kN) bei einer Traversengeschwindigkeit von 1 mm/s durchgeführt. Ermittelt wurde die Fließgrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_m und die Bruchdehnung A_5 . Es standen jeweils pro Zustand und Legierung 2 oder 3 Proben zur Verfügung.

Infolge einer Havarie bei der Entladung der Proben aus den Surveillance-Positionen von ROVNO-1 konnte ein Teil der Proben nicht entladen werden. Deshalb mußten von einigen Legierungen durch Probenrekonstitution neue Proben hergestellt werden. Die Rekonstitution erfolgte nach einer im KI entwickelten Technologie. Mit Härtemessungen wurde nachgewiesen, daß durch die Rekonstitution die bestrahlten Proben nicht ausheilten. Zusätzliche Zugproben wurden in diesen Fällen aus geprüften halben Charpy-V-Proben hergestellt.

4.2 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche

Die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven sind in den Abbn. 4 - 11 dargestellt. Tab. 4 enthält die daraus ermittelten Übergangstemperaturen TT bei 47 J verbrauchter Schlagarbeit und die Schlagarbeit USE in der Zähigkeitshochlage. Außerdem enthält Tab. 4 die Anzahl n der jeweils geprüften Proben.

Tabelle 4
Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche

Legierung (Code- Bezeich- nung)	unbestrahlt			bestrahlt ROVNO-1 Fluenz: 1×10^{19} n/cm ²			ausgeheilt ROVNO-1			bestrahlt KOLA Fluenz: 8×10^{19} n/cm ²		
	n	TT_0 [°C]	USE [J]	n	TT_{irr} [°C]	USE [J]	n	TT_A [°C]	USE [J]	n	TT_{irr} [°C]	USE [J]
A	7	48	268	8	149	198	7	26	291	12	174	141
B	7	-72	261	8	49	238	7	-42	305	12	49	225
C	6	-66	282	6	96	159	9	-68	-	-	-	-
D	6	-47	304	8	117	190	7	-52	305	-	-	-
E	7	-51	300	8	166	175	7	-29	305	-	-	-
F	5	-58	245	6	176	160	7	-14	285	-	-	-
G	6	-60	300	-	-	-	-	-	-	12	-23	300
H	7	-22	292	-	-	-	-	-	-	12	137	156

TT_0 - Übergangstemperatur im Ausgangszustand

TT_{irr} - Übergangstemperatur nach Bestrahlung

TT_A - Übergangstemperatur nach Ausheilglühung

n - Anzahl der geprüften Proben

Übergangstemperatur und Schlagarbeit in der Zähigkeitshochlage sind in Tab. 4 nach der FZR-Auswertungsprozedur ermittelt. Die Differenzen zur KI-Prozedur sind in nahezu allen Fällen gering. Bemerkenswert sind die steilen Spröd-Duktil-Übergänge, lediglich im bestrahlten Zustand ist in einigen Fällen ein breiterer Übergangsbereich zu beobachten. Allerdings fallen einige Werte auch extrem aus dem wahrscheinlichen Kurvenverlauf. Das gilt insbesondere für den ausgeheilten Zustand. Häufig zeigen diese Ausreißer höhere Zähigkeiten als erwartet.

4.3 Ergebnisse der Zugversuche

Die Mittelwerte für die 0,2-Dehnungsgrenze $R_{p0.2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_m und die Bruchdehnung A_5 sind in Tab. 5 für alle untersuchten Legierungen und Zustände angegeben und in den Abbn. 12-19 veranschaulicht.

5. Diskussion und Bewertung der Ergebnisse

5.1 Festigkeit und Zähigkeit im unbestrahlten Zustand

Die Festigkeitswerte, Dehnung, Übergangstemperatur und Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage variieren in einem weiten Bereich.

Wie in Anbetracht des niedrigen Kohlenstoffgehaltes zu erwarten ist, tritt nach dem Abschrecken ein durch massive Umwandlung entstandenes ferritisches Gefüge auf. Infolge dessen ist Festigkeit vorrangig durch Mischkristallhärtung bedingt. Zusätzlich muß der Einfluß der Korngröße beachtet werden.

Aus der chemischen Zusammensetzung der einzelnen Legierungen und unter Beachtung, daß das Verhältnis der elementspezifischen Härtung $Mn : Si : Ni : Cu : P$ sich verhält wie $1 : 1 : 0,5 : 1 : 12$ [18] lassen sich die unterschiedlichen Festigkeitswerte weitgehend durch Mischkristallbildung erklären. Die Festigkeit der Ni-haltigen Legierungen (C-F) liegt selbst bei gleicher effektiver Legierungszusammensetzung gemäß den oben angeführten Proportionen höher als die der Ni-freien Legierungen (A,B,G,H), was auf die kleinere Korngröße der Ni-haltigen Legierungen zurückgeführt werden kann. Bei den Legierungen mit hohem Cu-Gehalt (B,F) ist ein Aushärtungseffekt durch Cu-Ausscheidungen zu vermuten. Das ist besonders ausgeprägt bei der Legierung F mit hohem Ni-Gehalt. Wie Rizzini u.a. [19] an Fe-Cu- bzw. Fe-Cu-Ni-Legierungen zeigen konnten, verringert Ni die Stabilität der übersättigten Cu-Lösung im α -Fe und führt bereits zu einer teilweisen Entmischung während des Abkühlvorganges. Verglichen mit dem niedrigen Gehalt an Legierungselementen und der Grobkörnigkeit des Gefüges besitzt die Legierung A eine unerwartet hohe Festigkeit.

Bruch- und Gleichmaßdehnung verhalten sich tendenziell reziprok zu den Festigkeitswerten, sind allerdings bis auf die Cu-reichen Legierungen B und F wenig differenziert. Die deutlich niedrigeren Werte für diese Legierungen bestätigen die Vermutung, daß hier bereits eine Ausscheidungshärtung aufgetreten ist.

Das unterschiedliche Zähigkeitsverhalten bei Kerbschlagbiegebelastung wird in Abb. 20 veranschaulicht. Die Übergangstemperaturen der Ni-haltigen Legierungen liegen im Temperaturbereich von -47 bis -72 °C eng zusammen und bestätigen den bekannten zähigkeitsfördernden Effekt von Ni. Große Unterschiede zeigen die Ni-freien Legierungen, bei denen die Legierungen H und besonders A deutlich höhere Werte zeigen. Der höhere Wert für Legierung H kann aus dem hohen

Tabelle 5
Ergebnisse der Zugversuche

Legierung (Code)	unbestrahlt				bestrahlt ROVNO Fluenz: 1×10^{19} n/cm ²				ausgeheilt				bestrahlt KOLA Fluenz: 8×10^{19} n/cm ²			
	R _{p0.2} / MPa	R _m / MPa	A _m / %	A ₅ / %	R _{p0.2} / MPa	R _m / MPa	A _m / %	A ₅ / %	R _{p0.2} / MPa	R _m / MPa	A _m / %	A ₅ / %	R _{p0.2} / MPa	R _m / MPa	A _m / %	A ₅ / %
A	257	361	22,4	38,6	453	533	11,1	24,5	222	346	25,2	41,7	513	538	6,7	18,6
B	293	384	18,0	35,1	505	584	12,2	25,2	348	436	12,9	30,6	482	535	11,8	23,9
C	338	428	19,3	35,9	514	579	12,1	24,6	318	421	20,9	35,2				
D	317	423	21,1	37,6	519	589	11,9	24,7	306	421	19,8	34,5				
E	351	447	20,0	34,2	546	638	12,4	24,6	327	440	22,6	38,4				
F	388	475	16,1	29,6	489	581	12,4	25,0	431	526	15,4	30,6				
G	234	352	19,2	39,9			-				-		300	396	15,4	30,6
H	260	363	21,6	40,4									455	546	12,7	25,8

P-Gehalt resultieren, während der anomal hohe Wert bei Legierung A zumindest teilweise auf die höhere Korngröße zurückzuführen ist.

5.2 Einfluß der Bestrahlung

Bestrahlung führt in jedem Fall zu einer Erhöhung von Streckgrenze und Festigkeit, zu einem Anstieg der Übergangstemperatur und zu einem Abfall von Gleichmaß- sowie Bruchdehnung. Mit einer Ausnahme sinkt auch die Kerbschlagenergie in der Zähigkeitshochlage. In den Abbn. 21-24 sind beispielhaft diese Trends veranschaulicht. In Anlehnung an den russischen Standard [20] sind die Werte als 3. Wurzelfunktion der Fluenz dargestellt. Die eingezeichneten Verbindungslinien sind in erster Linie als Anschauungshilfe zu verstehen. Man erkennt das breite Streuband der bestrahlungsbedingten Eigenschaftsänderung. Offensichtlich können weder die Strahlenhärtung noch die Strahlenversprödung (bezogen auf die Übergangstemperatur) mit den hier vorliegenden Ergebnissen als 3. Wurzelfunktion der Fluenz beschrieben werden.

Das kann aus dem Einfluß unterschiedlicher Flußdichte (Flußeffect) resultieren. Die Flußdichte der Surveillancekanäle des vollbesetzten Kernes von KOLA-3 ist etwa um das 7,5-fache größer als der Kanäle des ROVNO-1-Kernes mit Leerkassetten am Rande. Messungen an Surveillance-Proben aus Schweißmetall in den Reaktoren ROVNO-1 (niedrige Flußdichte) und ARMENIA-2 (hohe Flußdichte) haben ergeben, daß im Fluenzbereich von $50 - 100 \cdot 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$), die Übergangstemperatur nach Bestrahlung mit niedriger Flußdichte um etwa $40 \text{ }^\circ\text{C}$ höher liegt als nach Bestrahlung mit hoher Flußdichte. Die Untersuchungen wurden dabei an artgleichem Material durchgeführt. Obgleich nicht ohne weiteres davon ausgegangen werden kann, daß der Flußdichteinfluß nicht ebenfalls materialspezifisch ist, würde ein Korrekturbetrag dieser Größe zumindest eine bessere Übereinstimmung mit der 3. Wurzelfunktion liefern. Um eine bessere Vergleichsbasis für die folgenden Auswertungen zu haben, werden die $\Delta T T$ -Werte für KOLA-3 um diesen Betrag korrigiert (Abb. 22).

Für die Festigkeits- und Dehnungskennwerte deuten die Ergebnisse auf einen ähnlichen Einfluß der Flußdichte hin. Da dazu keine verlässlichen Korrekturwerte vorhanden sind, wird auf eine Korrektur verzichtet.

5.3 Einfluß der Zusammensetzung auf Festigkeit und Zähigkeit nach Bestrahlung

Abb. 22 läßt auch den Einfluß der Zusammensetzung auf die Verschiebung der Übergangstemperatur sichtbar werden.

Die Verschiebung der Übergangstemperatur ist für Ni-reiche Legierungen (Code: C-F) deutlich stärker als für Ni-freie (Code A, B, G, H). Hohe Gehalte an Cu (F) oder P (E) wirken zusätzlich verstärkend. Innerhalb des untersuchten Ni-Bereiches von 1,10 - 1,98 % scheint der Ni-Einfluß konstant zu sein (Vergleich C-D). Für Ni-freie Legierungen bewirken hohe Gehalte an Cu (B) und an P (H) ebenfalls eine stärkere Verschiebung der Übergangstemperatur. Ein überraschend hoher Bestrahlungseffekt wird bei der nur Mn- und Si-haltigen Legierung A beobachtet.

Der Einfluß der chemischen Zusammensetzung kann deutlicher aus Abb. 25 erkannt werden. In dieser Darstellung ist der Flußeffect bereits korrigiert und alle Ergebnisse auf die gleiche Fluenz ($1 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ [$E > 0,5 \text{ MeV}$]) bezogen. Die Wirkung von Cu und P ist bei der Ni-freien und den Ni-haltigen Legierungen nahezu identisch. Ni bewirkt lediglich eine grundsätzliche Erhöhung der Anfälligkeit gegen Strahlenversprödung, ohne die schädigende Wirkung der Elemente Cu oder P zu reduzieren oder zu verstärken.

Dieser phänomenologische, scheinbar einfach überschaubare Befund ist bei detaillierterer Betrachtung jedoch schwer interpretierbar. Geht man von der Hypothese aus, daß Bestrahlung primär eine Härtung durch die Erzeugung von Strukturdefekten bewirkt, die die Versetzungen blockieren oder zumindest deren Bewegung erschweren, so müßte sich dieser Befund in einer gleichwertigen bestrahlungsbedingten Änderung der Streckgrenze bemerkbar machen. Wie Abb. 21 jedoch ausweist, wird dies nicht beobachtet. Weder zeigen die Ni-Legierungen eine höhere Bestrahlungsempfindlichkeit bezogen auf die Streckgrenzen- (oder Zugfestigkeits-)Änderung, noch tritt eine besonders starke Empfindlichkeit bei der stark Cu-(F) oder P-(E)haltigen Legierung auf. Besonders die Legierung F fällt durch eine auffallend geringe Strahlenhärtung vollkommen aus dem Trend heraus. Lediglich die Ni-freien Legierungen zeigen die mit dem Cu- oder P-Gehalt ansteigende Bestrahlungsempfindlichkeit, wenn man wiederum von der Legierung A absieht.

Dieser Befund legt zwei Schlußfolgerungen nahe:

1. Der Prozeß der Bestrahlungshärtung ist vielschichtig und kann nicht als ein singulärer Prozeß betrachtet werden, der lediglich zusätzlich die Bewegung der Gleitversetzungen erschwert.
2. Die Strahlenversprödung ist bei diesen Legierungsgruppen nicht nur eine Folge der Strahlenhärtung.

Der Zusammenhang zwischen Verschiebung der Übergangstemperatur und Strahlenhärtung ist aus Abb. 26 ersichtlich. Mit Vorbehalt sind 2 Korrelationen postulierbar, die zum einen der Ni-haltigen, zum anderen der Ni-freien Legierungsgruppe zuzuordnen sind. Aus diesem Trend fällt die Ni-haltige Legierung F mit hohem Cu-Gehalt heraus. Die Ni-haltigen Legierungen reagieren bei Bestrahlung stärker versprödend als härtend. Das läßt sich auch tendenziell anhand der Änderung der Kerbschlagarbeit USE in der Zähigkeitshochlage (Abb. 24), nicht aber an den typischen Duktilitätsparametern Gleich- oder Bruchdehnung ausweisen. Auch hier verhalten sich die Legierungen A und F anders.

Zum Verständnis der Ergebnisse sei auf die Komplexität der Mikroprozesse bei Bestrahlung hingewiesen. Primär werden durch die Stoßprozesse einzelne oder schwach agglomerierte Gitterfehlstellen in hoher Konzentration erzeugt, unter Umständen auch bereits ausgeschiedene Fremdatome wieder in Lösung gebracht. Die Fehlstellen können agglomerieren und auf diese Weise instabile (d.h. thermisch leicht auflösbare) oder stabile Matrixdefekte bilden. Zu letzteren gehören beispiels-

weise Versetzungsringe, die durch Kollabieren von Agglomeraten aus Leerstellen oder Zwischengitteratomen entstanden sind. Die hohe Fehlstellenkonzentration schafft aber auch die Voraussetzung für einen beschleunigten Ablauf von Diffusionsvorgängen und verändert darüber hinaus die thermodynamischen Eigenschaften des Systems. So können zum einen eingefrorene Ausscheidungsprozesse aktiviert, zum anderen können auch neue, im Gleichgewichtssystem nicht gefundene Spezies von Ausscheidungen auftreten. Die Legierungselemente sind in diesem Fall aktiver Verursacher der bestrahlungsbedingten Härtung. Sie verschwinden allerdings dabei aus der festen Lösung. Das kann eine Festigkeitsabnahme bewirken, die von Relevanz ist, wenn die ursprüngliche Festigkeit zu einem Großteil gerade auf den Effekt der Mischkristallhärtung zurückzuführen war. Bei den hier vorliegenden Testlegierungen, nicht aber bei den typischen Druckbehälterstählen, ist dies unbedingt zu berücksichtigen.

Die Legierungselemente können aber auch nur vergleichsweise indirekt wirken, indem sie in Wechselwirkungen mit den Gitterfehlstellen treten und somit Lebensdauer sowie Beweglichkeit der Gitterfehlstellen und so den Prozeß ihrer Agglomeration verändern. Dabei ist die Richtung ihrer Wirkung, d.h. die Strahlenhärtung erhöhend oder vermindern, nicht trivial vorausschaubar.

Zwei Beispielkonstruktionen sollen das veranschaulichen.

Abb. 27 zeigt den Verlauf der Fließspannung σ_F in einem unlegierten System und in zwei legierten Systemen bei Bestrahlung. Die Legierungselemente 1 und 2 bewirken dabei eine unterschiedliche Mischkristallhärtung um $\Delta\sigma_L$. Bestrahlung erhöht die Matrixfließspannung σ_{F_0} auf den Wert $\sigma_{F_0, irr}$ nach einer Bestrahlung bis zur Fluenz ϕ_1 . Im angenommenen Fall beteiligen sich die Legierungsatome der Elemente 1 und 2 an den bestrahlungsinduzierten Defekten, wobei eine für beide Legierungen vergleichbare, aber gegenüber dem unlegierten System höhere Strahlenhärtung durch diese Defekte angenommen wird. Gleichzeitig werden durch die Bindung an die Bestrahlungsdefekte die Fremdatome aus der festen Lösung entfernt und so die Mischkristallhärtung $\Delta\sigma_L$ reduziert. Im Schema wird angenommen, daß beide Elemente bei der gleichen Fluenz ϕ_2 vollständig aus der festen Lösung entfernt sind. Die Folge ist, daß in der im unbestrahlten Zustand höher festen Legierung 2 der bei der Fluenz ϕ_1 gemessene Bestrahlungseffekt $\Delta\sigma_{L2, irr}$ kleiner ist als der bei der Legierung 1 gemessene $\Delta\sigma_{L1, irr}$. Den größten Effekt zeigt das unlegierte System, obwohl die Härtungswirkung der Matrixschäden als geringer angenommen wurde.

Ein 2. Beispiel zeigt Abb. 28. Hier ist ein System mit Ausscheidungshärtung zugrunde gelegt, in dem Bestrahlung nur eine bestrahlungsinduzierte Beschleunigung des Ausscheidungsprozesses bewirkt. Im Falle einer Unterdrückung der Ausscheidung während der Vorbehandlung besitzt die Legierung im Ausgangszustand die Fließspannung σ_{MK} . Bestrahlung bewirkt je nach Fluenz eine Fließspannungszunahme von $\Delta\sigma_{irr1}$ oder $\Delta\sigma_{irr2}$, wobei bei ϕ_2 der Sättigungswert der bestrahlungsinduzierten Härtung erreicht ist. Ist durch die Vorbehandlung bereits teilweise eine Ausscheidung erfolgt (Voraushärtung), so kann der bestrahlungsinduzierte Effekt nur noch den Betrag von $\Delta\sigma_{Airr2}$ erreichen, der deutlich kleiner ist als die maximale Bestrahlungshärtung im ersten Fall und bereits bei einer niedrigeren Fluenz erreicht wird.

In der Realität werden die Vorgänge noch komplizierter, da sich die einzelnen Beiträge zur Härtung nicht unbedingt linear überlagern und weil auch die Fluenzabhängigkeit kompliziertere Zusammenhänge mit Inkubations- und Sättigungseffekten aufweisen wird.

In aller Regel kann folglich aus solch singulären Messungen nicht auf die Prozesse im Werkstoff geschlossen werden. Wie die Strukturuntersuchungen an bestrahlten Ni-Mn-haltigen Legierungen gezeigt haben, treten dort Bestrahlungsdefekte auf, die Fe, Ni und Mn enthalten und möglicherweise eine Ausscheidungsphase bilden, die im Gleichgewichtssystem nicht beobachtet werden kann [21]. Bei den Ni-haltigen Legierungen kann Bestrahlung folglich eine Reduktion der Mischkristallhärtung bewirken, die zu einer niedrigeren effektiven Strahlenhärtung führt. Andererseits verursacht ein hoher (gelöster) Ni-Gehalt eine Absenkung der Übergangstemperatur. Die bestrahlungsbedingte Ausscheidung des Ni aus dem Matrixgitter führt dann zwar zu vergleichsweise geringer Härtung, aber zu einer starken Erhöhung der Übergangstemperatur.

Bei der Cu-haltigen Ni-Legierung ist, wie die hohe Streckgrenze im Ausgangszustand nahelegt, Cu bereits teilweise nach der Vorbehandlung ausgeschieden. Bestrahlung erzeugt in diesem Fall keine so starke Härtung wie bei der Ni-freien Kupferlegierung, bei der der Prozeß der Voraushärtung noch nicht so weit fortgeschritten war.

5.4 Bewertung der Bestrahlungsversprödung nach russischem Regelwerk

Trotz der reduzierten Anzahl der Testproben, mit denen die Übergangstemperatur bestimmt werden konnte, werden die Anforderungen erfüllt [22], die im russischen Regelwerk [20] für die Bestimmung der Übergangstemperatur festgelegt sind. Für die Schweißverbindung im WWER-440-Druckbehälter wird im aktuellen russischen Regelwerk die folgende Gleichung für die Fluenzabhängigkeit der Verschiebung ΔT_{irr} der Übergangstemperatur T_o angegeben [23]

$$\Delta T_{irr} = T_{irr} - T_o = A_{irr} \cdot \sqrt[3]{\phi} \quad (2)$$

T_{irr} und T_o sind die Übergangstemperaturen (in der Regel bezogen auf eine Kerbschlagarbeit von 47 J) nach Bestrahlung bis zur Fluenz ϕ bzw. im Ausgangszustand, A_{irr} ein zusammensetzungsabhängiger Faktor, der die Strahlenempfindlichkeit des Materials charakterisiert und ϕ die Fluenz in 10^{18} n/cm² ($E > 0,5$ MeV). Der Bestrahlungsversprödungsfaktor A_{irr} ergibt sich aus

$$A_{irr} = 800 (c_p + 0,07 c_{cu}) \quad (3)$$

c_p und c_{cu} sind die Konzentrationen an P bzw. Cu in Masse-%.

Abb. 29 zeigt den Vergleich zwischen den auf diese Weise berechneten Werten für ΔT_{irr} mit den experimentell bestimmten. Eine konservative Abschätzung mit den Gleichungen des Regelwerkes wird nur für die Ni-freien Legierungen B, G und H im höher bestrahlten Zustand erhalten. Die reine Legierung A und die Ni-haltigen Legierungen C - F zeigen deutlich höhere Versprödung als nach der Berechnung zu

erwarten wäre. Auch für die Cu-reiche, Ni-freie Legierung B ist das Ergebnis für den niedrigen Fluenzwert nicht konservativ. Wie bereits in 5.2 diskutiert, kann das auf den Flußeffect zurückgeführt werden (Abb. 30). Eine Korrektur um 40 °C liefert dann auch für Legierung B eine konservative Vorausberechnung. Da die Gleichungen (2) und (3) für Schweißverbindungen im WWER-440-Reaktordruckbehälter entwickelt wurden, die sich sowohl in der Zusammensetzung als auch im Ausgangsgefüge deutlich von den hier untersuchten Testlegierungen unterscheiden, ist dieses Ergebnis nicht selbstverständlich. Es beweist, daß die Strahlenversprödung für die Ni-freien WWER-440-Stähle relativ unsensibel gegenüber zusätzlichen metallurgischen Einflüssen ist und vorzugsweise durch den Cu- und P-Gehalt bestimmt wird. Die gute Übereinstimmung mit der Bestimmung nach Regelwerk wird zusätzlich in den Abbn. 31 und 32 dokumentiert. Hier ist jeweils der Einfluß von P bzw. Cu bei konstantem (niedrigem) Gehalt der anderen Komponente gemäß der Regelwerkgleichung dargestellt und die Ergebnisse, die aus den Legierungen B, G und H gewonnen wurden, mit eingetragen. In beiden Fällen entspricht das experimentelle Ergebnis dem erwarteten Trend.

Eine Regressionsanalyse führt zu

$$\Delta T T_{irr} = 691 (c_p + 0,065 c_{Cu}) \phi^{1/3} \quad (4)$$

in guter Übereinstimmung mit einer Regressionsgleichung

$$\Delta T T_{irr} = 750 (c_p + 0,063 c_{Cu}) \phi^{1/3}, \quad (5)$$

die aus den Surveillanceergebnissen an dem Schweißmaterial der WWER-440-Reaktoren ermittelt wurde.

In dieses Ergebnis ordnet sich die Legierung A nicht ein. Das Verhalten von Legierung A ist vermutlich geprägt durch die Strahlenschädigung von α -Fe, wobei Bestrahlungsdefekte anderen Typs und anderer Härtungseffektivität produziert werden.

Der Ni-Einfluß auf die Strahlenversprödung wird im russischen Regelwerk nicht berücksichtigt. Einen solchen Einfluß schließen aber das US-amerikanische Regelwerk gemäß USRG 1.99, Rev. 2 und die neue FIS-Gleichung des französischen Verfahrens (zit. in [23]) ein. In beiden Fällen werden für die Bedingungen dieses Bestrahlungsexperimentes die Versprödung deutlich zu niedrig (USRG 1.99, Rev. 2) und die Trends falsch (FIS-Gleichung) abgeschätzt. Das deutet darauf hin, daß der Ni-Einfluß in starkem Maße auch vom metallurgischen Ausgangszustand abhängig ist.

5.5 Ausheilverhalten

Eine 100-h-Langzeitglühung bei 475 °C baut Strahlenhärtung und -versprödung weitestgehend oder vollständig ab. Die Kerbschlagenergie in der Zähigkeitshochlage wird in jedem Falle wieder reproduziert, z.T. liegt sie im ausgeheilten Zustand höher als vor der Bestrahlung. Vollkommene Ausheilung tritt bei den Legierungen mit niedrigem P- und Cu-Gehalt auf. Hoher Cu- und - weniger ausgeprägt - P-

Gehalt führen zu einer noch unvollständigen Reproduktion. Ein Ni-Einfluß ist dabei nicht erkennbar (Abb. 33).

Das Ergebnis ist nur partiell in Übereinstimmung mit Ergebnissen am Schweißmetall aus Ni-freien WWER-440- und Ni-haltigen WWER-1000-Surveillance-Proben. Für Ni-freies Schweißmetall bestimmt der P-Gehalt die verbleibende Restversprödung [5]. Ein Einfluß des Cu-Gehaltes konnte nicht nachgewiesen werden. Dafür scheint aber das zur Verfügung stehende Datenmaterial nicht geeignet gewesen zu sein (kleiner Variationsbereich des Cu-Gehaltes, P- und Cu-Gehalt variierten nicht unabhängig voneinander). Bei Ni-haltigem Schweißmaterial steigt die verbleibende Verschiebung der Übergangstemperatur mit dem Ni-Gehalt. Ein Einfluß des Cu- und des P-Gehaltes wird nicht ausgewiesen [24,25]. Allerdings sind die Streuungen der Ergebnisse groß und weder die Variationsbreite der Elementkonzentrationen noch deren statistische Unabhängigkeit sind ausreichend, um diese Schlußfolgerungen als gesichert gelten zu lassen.

Das Verhalten der Legierung A fällt wiederum heraus. Hier ist eine Art „Übererholung“ derart zu beobachten, daß sowohl die Übergangstemperatur als auch die Festigkeitswerte auf niedrigere Werte als vor der Bestrahlung abgesenkt werden. Das zeigt, daß für diese Legierung nicht nur die Erzeugung der Bestrahlungsdefekte, sondern auch ihr Ausheilen besonderen Gesetzmäßigkeiten folgt. Ist nach Bestrahlung der Übergangsbereich breiter und der Anstieg der Kerbschlagarbeit-Temperaturkurve flach, so zeigen alle Legierungen nach Erholung wieder den bereits im Ausgangszustand zu beobachtenden steilen Übergang von der Zähigkeitstief- zur -hochlage.

5.6 Bewertung der Meßunsicherheit

In Anbetracht der geringen Probenanzahl, die für eine Reihe der Kerbschlagarbeits-Temperatur-Kurven zur Verfügung standen, und der gelegentlichen, weit deplazierten Ausreißer, sind kritische Bedenken im Hinblick auf die Wertigkeit der Untersuchung naheliegend. Aus diesem Grunde ist jeder einzelne Meßwert sorgfältig beurteilt und eine ausführliche Ergebnisanalyse sowohl unter Ein- als auch Ausschluß der Ausreißer durchgeführt worden [22,26]. Als ein Beispiel dieser Bewertung ist die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für Legierung D, bestrahlt ROVNO-1 in Abb. 34 wiedergegeben. Hier lagen 8 Meßwerte vor. Der Meßpunkt 6 (150 °C / 48 J) ist als Ausreißer bewertet worden. Abb. 34a liefert die gemittelte Kurve mit ihrem 95%-Vertrauensbereich. Abb. 34b zeigt das Ergebnis unter Einschluß von Meßpunkt 6. In diesem Fall ergibt sich lediglich eine Absenkung der Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage, die Übergangstemperatur wird nicht verschoben. Werden die Meßpunkte 4 und 6 gemeinsam als Ausreißer bewertet, erhält man nach Abb. 34c wieder eine höhere Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage, aber eine Verschiebung der Übergangstemperatur von 117 °C auf 121 °C.

Betrachtet man in dieser Weise jede gemessene Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve, so zeigt sich, daß die Übergangstemperatur hinreichend genau bestimmt werden konnte, um einen signifikanten Einfluß der Versuchsstreuungen auf die im Experiment gefundenen Zusammenhänge auszuschließen.

6. Schlußfolgerungen

Der Einfluß von Kupfer, Phosphor und Nickel auf die Strahlenversprödung wurde an 8 quintären Eisenlegierungen untersucht. Die Legierungen enthielten Kupfer im Bereich von 0,015 - 0,42 %, Phosphor von 0,0002 - 0,039 %, Nickel von 0,01 - 1,98 %, ferner Silizium von 0,09 - 0,37 % und Mangan von 0,35 - 0,49 %. Der Kohlenstoffgehalt war sehr gering (0,01 %). Die Legierungen wurden auf Surveillance-Positionen unter typischen WWER-440-Bedingungen bei 2 verschiedenen Flußdichten (4×10^{11} bzw. 3×10^{12} N/cm² [$E > 0,5$ keV]) und bis zu 2 verschiedenen Fluenzen (1×10^{19} bzw. 8×10^{19} N/cm² [$E > 0,5$ keV]) bestrahlt. Kerbschlagbiege- und Zugversuche wurden im unbestrahlten, im bestrahlten und teilweise im bei 475 °C / 100 h ausgeheilten Zustand durchgeführt.

Die Legierungen haben im Ausgangszustand ein ferritisches Gefüge, dessen mechanisches Verhalten im wesentlichen durch Mischkristallverfestigung bedingt ist. Zusätzlich kann bei den Legierungen mit hohem Cu-Gehalt eine Ausscheidungshärtung angenommen werden. Außerdem ist ein Einfluß die Korngröße festzustellen. Bestrahlung erhöht die Festigkeit (Strahlenhärtung) und verschiebt die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve zu höheren Übergangstemperaturen und niedrigeren Sättigungswerten in der Zähigkeitshochlage (Strahlenversprödung). Der Effekt nimmt mit der Fluenz zu. Außerdem kann ein Flußdichteeffekt derart angenommen werden, daß eine niedrigere Flußdichte einen stärkeren Bestrahlungseffekt (Härtung, Versprödung) verursacht.

Die Strahlenversprödung wächst mit wachsendem Kupfer-, Phosphor- und Nickelgehalt. Im Bereich von 1,1 - 1,98 % Ni ist der Nickeleinfluß konstant und bewirkt eine vom Kupfer- oder Phosphorgehalt unabhängige Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Werten. Die Verschiebung beträgt bei einer Flußdichte von 4×10^{11} n/cm² ($E > 0,5$ MeV) und einer Fluenz von 1×10^{19} n/cm² ($E > 0,5$ MeV) ca. 120 °C. Ein synergistischer Einfluß von Nickel auf die durch einen hohen Kupfer- oder Phosphorgehalt bedingte Strahlenempfindlichkeit läßt sich nicht nachweisen.

Die Ergebnisse an den nickelfreien Legierungen sind konsistent mit Ergebnissen am Schweißmetall aus den Versprödungsüberwachungsprogrammen der WWER-440-Reaktoren. Das zeigt, daß für diese Legierungsgruppe die Strahlenempfindlichkeit dominant durch den Gehalt an Kupfer und Phosphor und nur wenig durch weitere metallurgische Parameter bestimmt wird. Für nickelhaltige Legierungen ist eine solche These nicht belegbar.

Eine Ausheilglühung bei 475 °C führt zum teilweisen oder vollständigen Abbau der Strahlenhärtung und -versprödung. Der Abbau ist unvollständig bei höherem Phosphor und - vor allem - hohem Kupfergehalt, Nickel hat keinen Einfluß.

Eine Legierung, die abgesehen von geringen Anteilen an weiteren Elementen nur Mangan und Silizium enthält, fällt völlig aus den erwähnten Trends heraus. Sie zeigt eine starke Strahlenhärtung und -versprödung und deren Überkompensation beim Ausheilen. Der Effekt ist nicht aus der Zusammensetzung erklärbar.

Es ist anzunehmen, daß bei Anwesenheit von Kupfer und Phosphor spezielle Bestrahlungseffekte entstehen. Nickel kann sich an der Bildung dieser Defekte beteiligen. Dabei wird nicht ihre Anzahl, aber ihre Effektivität erhöht.

Mikrostrukturuntersuchungen, die an diesen Legierungen noch durchgeführt werden sollen, könnten darüber Aufschluß geben.

Literatur

- [1] L.E. Steele "Critical Aspects of Neutron Irradiation Embrittlement of Pressure Vessel Steels and Welds", Symposium on the Technology of Pressure Retaining Steel Components, Vail Village, 1970, M.S. Wechsel (Ed.), Nuclear Metallurgy, Vol. 16, A.I.M.E., New York, 1970, pp 270
- [2] J.R. Hawthorne, E. Fortner, S.P. Grant "Radiation Resistant Experimental Weld Metals for Advanced Reactor Vessel Steels", Weld. J. Res. Suppl. 49 (1970) pp. 483
- [3] P. Petrequin, "A Review of Formules for Predicting Irradiation Embrittlement of Reactors Vessel Materials", AMES Report No. 6, Paris, 1996, EUR 16455 EN
- [4] A.D. Amayev, A.M. Kryukov, V.I. Levit, M.A. Sokolov, "Radiation Stability of WWER-440 Vessel Materials", in: "Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review", ASTM STP 1170, L.E. Steele (Ed.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 9
- [5] A.D. Amaev, A.M. Kryukov, V.I. Levit, P.A. Platonov, M.F. Rogov, M.A. Sokolov, "Radiation Damage and Recovery in WWER-440 Vessels Materials" PLEX 93, Zürich, 1993
- [6] P.A. Platonov, E.A. Krasikov, Ya. I. Strombach, "About Radiation Embrittlement Kinetics of Steels for Reactor Vessels", in: "Irradiation Embrittlement and Mitigation", Proc. of a Specialists Meeting on Irradiation Embrittlement and Mitigation, Espoo, 1995, IWG-LMNPP-95/5, Vol. I
- [7] G.R. Odette, G.E. Lucas, "Irradiation Embrittlement of Reactor Pressure Vessel Steels: Mechanisms, Models, and Data Correlations", in: "Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review", ASTM STP 909, L.E. Steele (Ed.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1986, pp. 206
- [8] G. Guionnet, B. Houssin, D. Brasseur, A. Lefort, D. Gros, R. Pedreau, "Radiation Embrittlement of PWR Reactor Pressure Vessel Weld Metals: Nickel and Copper Synergism Effects", in: "Effects of Radiation on Materials", Eleventh Conference, ASTM STP 782, H.R. Brager, J.B. Perrin (Eds.), American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 392
- [9] J.R. Hawthorne, "Significance of Nickel and Copper Content to Radiation Sensitivity and Postirradiation Heat Treatment Recovery of Reactor Vessel Steels", in "Effects of Radiation on Materials: Eleventh Conference", ASTM STP 782, H.R. Brager, J.S. Perrin (Eds.), American Society for Testing and Materials 1982, pp. 375

- [10] L.M. Davies, J.H. Venables, T.J. Williams, "Irradiation Embrittlement of a Variety of RPV Steel Plates and Weldments", IAEA Meeting, Vienna, 1979
- [11] M. Davies, A. Kryukov, C. English, Y. Nikolaev, "East/West Steels for Reactor Pressure Vessels", in: Irradiation Effects and Mitigation", Proc. of the IAEA Specialists Meeting, Vladimir (Russia), Sept. 1997, IWG-LMNPP-97/2, Vienna, 1997, pp. 42
- [12] O.M. Vishkarev, Yu.I. Zvezdin, V.K. Shamardin, G.A. Tulyakov, "Radiation Embrittlement of Soviet 1000-MW Pressurized Water Reactor Vessel Steel 15Kh2NMFAA", in: "Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review", ASTM STP 1170, L.E. Steele (Ed.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 218
- [13] T. Planman, R. Pelli, K. Törrönen, "Irradiation Embrittlement Mitigation", AMES-Report No. 1, Espoo, Sept. 1994, EUR 16072 EN
- [14] A. Amaev, A. Kryukov, V. Levit, P. Platonov, M. Sokolov, "Mitigation of Radiation Embrittlement of Pressure Vessel Steel by Annealing and Reembrittlement", paper on the 5th German Russian Seminar on Components Safety and Quality Assessment in Reactor Technology, Stuttgart, 1994
- [15] 3rd Interim Report „Cause of the Embrittlement of VVER-440-type Reactor Pressure Vessel Steel", Russian Research Center „Kurchatov Institute", Moscow, July 1997
- [16] Sicherheitstechnische Regeln des KTA, Überwachung der Strahlenversprödung von Werkstoffen des Reaktordruckbehälters von Leichtwasserreaktoren, KTA 3203, Köln 3/84
- [17] W. Oldfield, Int. J. Pres. Ves. & Piping, 6 (1978) 203-222
- [18] Werkstoffkunde Stahl, Bd. 1: Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Hrsg.), Berlin, 1984, S. 271
- [19] S. Pizzini, K.J. Roberts, W.J. Phythian, C.A. English, G.N. Greaves, Phil. Magazine Letters, 61 (1990), pp. 223
- [20] Strength Analysis Standards for Equipment and Piping at Nuclear Power Plants, PNAE GG-7-002-86, zit. in K. Walling, AMES Report No. 3, EUR 16279 EN, Brussels, 1995
- [21] G.R. Odette, Radiation Induced Microstructural Evolution in Reactor Pressure Vessel Steels, Materials Research Society, Vol. 373, 1995, 137
- [22] P.A. Platonov, A.M. Kryukov, Analyses of Impact Test Data, Fourth project report on „Cause of the Embrittlement of VVER-440-type Reactor Pressure Vessel Steel", Moscow, November 1997

- [23] K. Wallin, Comparison of the Scientific Basis of Russian and European Approaches for Evaluating Irradiation Effects in Reactor Pressure Vessels, AMES Report No. 3, EUR 16279 EN, Brussels, 1995
- [24] Yu.A. Nikolaev, A.V. Nikolaeva, A.M. Kryukov, V.I. Levit, Yu.N. Korolyov, J. Nucl. Mat. 226 (1995) 144
- [25] A.M. Kryukov, The state of the art of WWER type RPV: radiation embrittlement and mitigation, paper on the Specialists Meeting on Irradiation Effects and Mitigation, Vladimir (Russia), Sept. 1997
- [26] P.A. Platonov, A.M. Kryukov, Irradiation Embrittlement of Mock-up Alloys, Fifth report on the project „Cause of the Embrittlement of VVER-440-type Reactor Pressure Vessel Steel”, Moscow, May 1998

Verzeichnis der Abkürzungen

FZR	-	Forschungszentrum Rossendorf e.V.
KI	-	Russian Research Center „Kurchatov Institute“ Moscow
KKW	-	Kernkraftwerke
USRG	-	United states regulation guide
WWER	-	Russischer Bautyp des Druckwasserreaktors
A_{irr}	-	Koeffizient der Bestrahlungsempfindlichkeit
A_m	-	Gleichmaßdehnung
A_v	-	Kerbschlagarbeit
A_5	-	Bruchdehnung
LSE	-	Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitstieflage
n	-	Anzahl der geprüften Proben
R_m	-	Zugfestigkeit
$R_{P 0.2}$	-	Streckgrenze, 0,2 % Dehngrenze
TT_A	-	Übergangstemperatur nach Ausheilen
TT_{irr}	-	Übergangstemperatur nach Bestrahlung
ΔTT_{irr}	-	bestrahlungsbedingte Verschiebung der Übergangstemperatur
ΔTT_{Res}	-	Rest der bestrahlungsbedingten Übergangstemperaturverschiebung nach Ausheilen
TT_0	-	Übergangstemperatur im unbestrahlten Zustand
USE	-	Kerbschlagarbeit in der Zähigkeitshochlage
σ_F	-	Fließspannung

Verzeichnis der Abbildungen

- Abb. 1 Radiale Anordnung der Bestrahlungsgirlanden für das Bestrahlungsexperiment im Reaktor ROVNO-1
- Abb. 2 Radiale Anordnung der Bestrahlungsgirlanden für das Bestrahlungsexperiment im Reaktor KOLA-3
- Abb. 3 Axiale Anordnung der Bestrahlungsgirlanden für die Bestrahlungsexperimente in den Reaktoren ROVNO-1 und KOLA-3
- Abb. 4 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung A in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, bestrahlt in KOLA-3, ausgeheilt nach Bestrahlung in ROVNO-1)
- Abb. 5 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung B in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, bestrahlt in KOLA-3, ausgeheilt nach Bestrahlung in ROVNO-1)
- Abb. 6 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung C in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)
- Abb. 7 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung D in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)
- Abb. 8 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für die Legierung E in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)
- Abb. 9 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung F in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)
- Abb. 10 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für Legierung G in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in KOLA-3)
- Abb. 11 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für Legierung H in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in KOLA-3)
- Abb. 12 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung A
- Abb. 13 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung B
- Abb. 14 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung C
- Abb. 15 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung D

- Abb. 16 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung E
- Abb. 17 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung F
- Abb. 18 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung G
- Abb. 19 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung H
- Abb. 20 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierungen A-H im unbestrahlten Ausgangszustand
- Abb. 21 Streckgrenzenerhöhung $\Delta R_{p0.2}$ durch Bestrahlung
- Abb. 22 Verschiebung ΔTT der Übergangstemperatur TT_{47J} durch Bestrahlung (rot markierte Punkte: korrigierte Werte)
- Abb. 23 Abhängigkeit der Gleichmaßdehnung A_m von der Neutronenfluenz
- Abb. 24 Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit USE in der Zähigkeitshochlage von der Neutronenfluenz
- Abb. 25 Einfluß der Zusammensetzung auf die bestrahlungsbedingte Verschiebung ΔTT_{irr} der Übergangstemperatur TT_{47} für eine Fluenz $\phi = 10 \times 10^{18} \text{ N/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$) ($\phi = 4 \times 10^{11} \text{ n/cm}^2\cdot\text{s}$)
 □ Ni < 0.1 %, ● Ni: 1.1 - 2 % N
- Abb. 26 Korrelation zwischen der bestrahlungsbedingten Verschiebung ΔTT_{irr} der Übergangstemperatur TT_{47J} und der bestrahlungsbedingten Änderung $\Delta R_{p0.2}$ der Streckgrenze
- Abb. 27 Einfluß von Bestrahlung auf die Fließspannung σ_F für zwei Legierungssysteme mit unterschiedlicher Mischkristallhärtung (schematisch)
 ($\sigma_{or irr}$ - Fließspannung des unlegierten Systems, unbestrahlt bzw. bestrahlt; σ_{L1} , σ_{L2} - Fließspannung des mit dem Element 1 bzw. 2 legierten Systems, unbestrahlt, infolge Mischkristallhärtung um $\Delta\sigma_{L1}$ bzw. $\Delta\sigma_{L2}$; $\sigma_{L1 irr}$, $\sigma_{L2 irr}$ - Fließspannung nach Bestrahlung bis Fluenz ϕ_1 im System 1 bzw. 2; $\Delta\sigma_{L1 irr}$, $\Delta\sigma_{L2 irr}$ - effektive bestrahlungsbedingte Fließspannungserhöhung; $\Delta\sigma_{2 irr}$, $\Delta\sigma_{1 irr}$ - Zunahme der Fließspannung bei Bestrahlung infolge Bestrahlungsdefektbildung)
- Abb. 28 Einfluß von Bestrahlung auf die Fließspannung σ_F in einem Legierungssystemen mit Ausscheidungshärtung (schematisch)
 (σ_{Fo} - Fließspannung des unlegierten Systems, unbestrahlt; σ_{MK} - Fließspannung infolge Mischkristallhärtung, unbestrahlt; σ_A - Fließspannung nach teilweiser Aushärtung, unbestrahlt; σ_{irr1} , σ_{irr2} - Fließspannung nach Bestrahlung bis zu Fluenz ϕ_1 bzw. ϕ_2 im System ohne Voraushärtung; $\sigma_{A irr1}$, $\sigma_{A irr2}$ - Fließspannungserhöhung nach Bestrahlung bis zu Fluenz ϕ_1 bzw. ϕ_2 im System mit Voraushärtung; $\Delta\sigma_{irr1,2}$, $\Delta\sigma_{A irr1,2}$ - Fließspannungserhöhung durch Bestrahlung für verschiedene Fluenzen und Ausgangszustände)

- Abb. 29 Vergleich der experimentellen Werte für ΔT_{irr} mit den berechneten Werten nach den Gleichungen (2) und (3)
- Abb. 30 Vergleich des beobachteten mit dem vorausberechneten Verhalten für die Legierung B
- Abb. 31 Einfluß des P-Gehaltes auf die bestrahlungsbedingte Verschiebung ΔT_{irr} der Übergangstemperatur
Ergebnisse für Legierungen mit niedrigem Cu-Gehalt und nach Bestrahlung in KOLA-3
- Abb. 32 Einfluß des Cu-Gehaltes auf die bestrahlungsbedingte Verschiebung ΔT_{irr} der Übergangstemperatur
Ergebnisse für Legierungen mit niedrigem P-Gehalt und nach Bestrahlung in KOLA-3
- Abb. 33 Einfluß der Zusammensetzung auf das Ausheilen der Übergangstemperaturverschiebung
○ Ni < 0.1 %; • Ni: 1.1 - 2 %
- Abb. 34 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für Legierung D / bestrahlt ROVNO-1 - Einfluß der Ausreißer
a) Mittlere Kurve mit 95 % Vertrauensbereich ohne Ausreißer (Meßpunkt 6)
b) Kurvenverlauf bei Berücksichtigung aller Meßpunkte
c) Kurvenverlauf ohne Meßpunkte 4 und 6
(Tangenshyperbolicus-Fit jeweils für Meßpunkte mit Symbol ○)

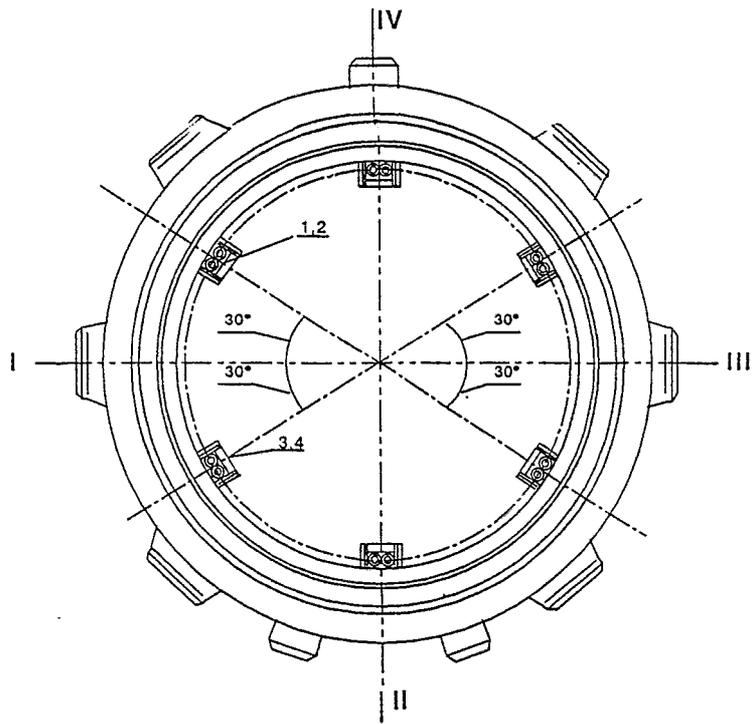


Abb. 1 Radiale Anordnung der Bestrahlungsgirlanden für das Bestrahlungsexperiment im Reaktor ROVNO-1

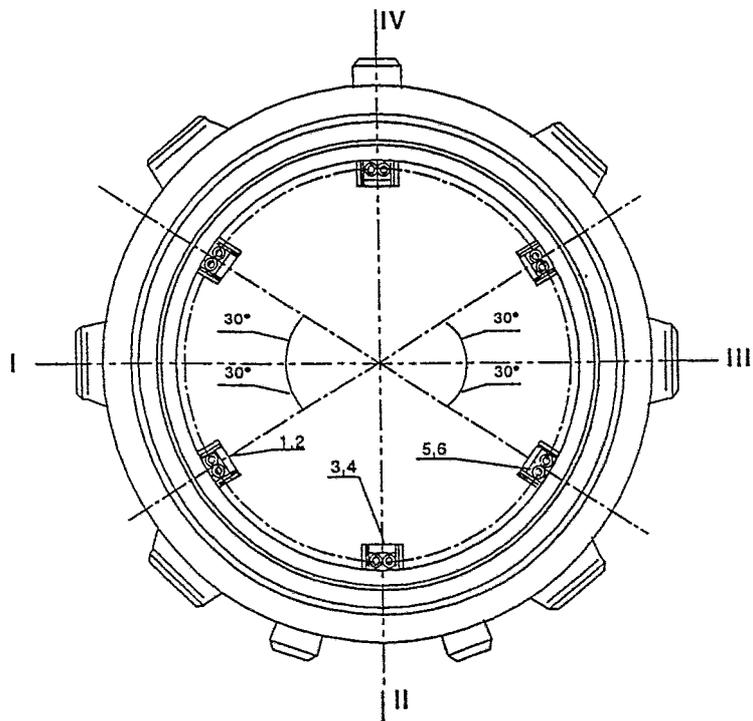


Abb. 2 Radiale Anordnung der Bestrahlungsgirlanden für das Bestrahlungsexperiment im Reaktor KOLA-3

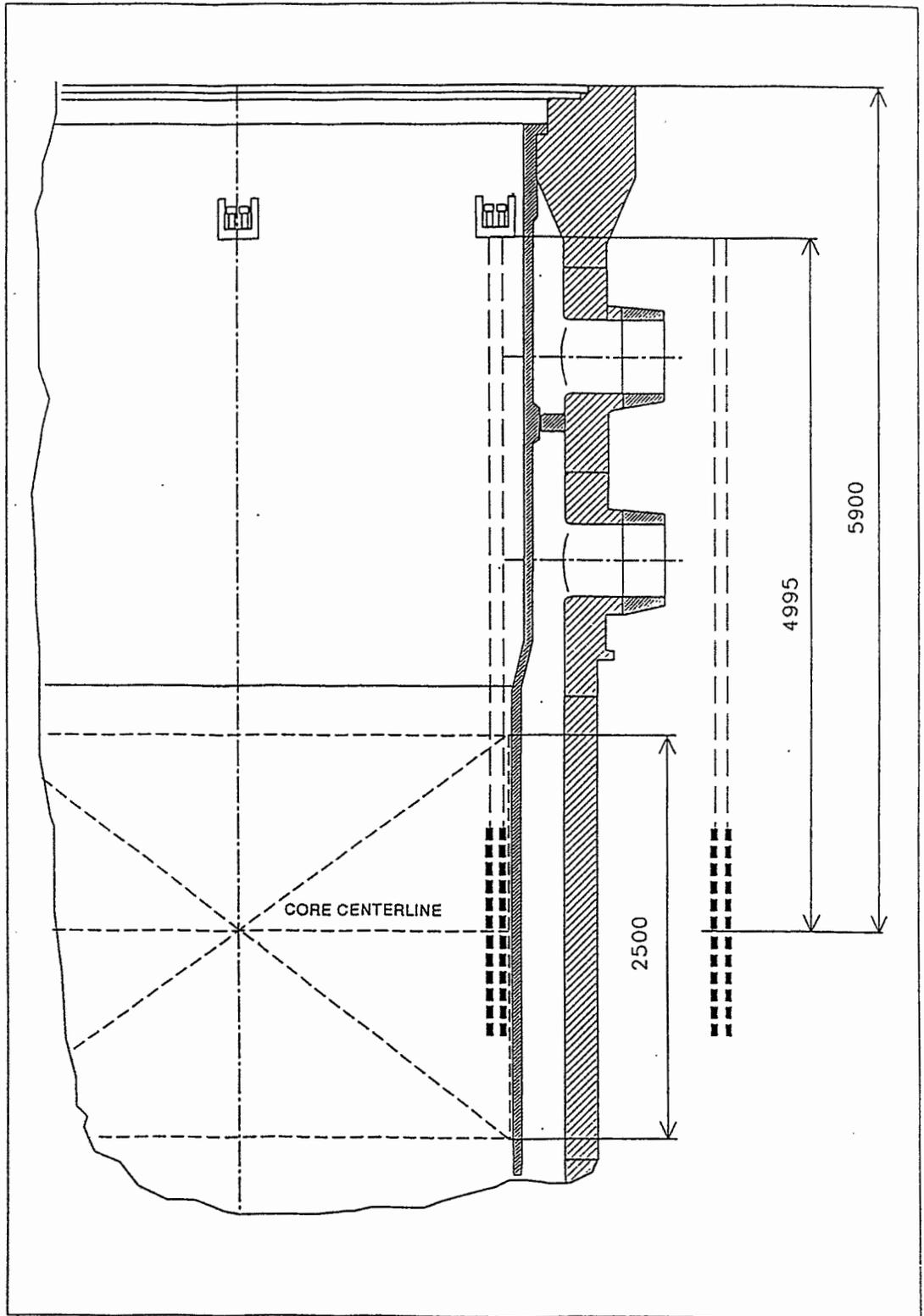


Abb. 3

Axiale Anordnung der Bestrahlungsgirlanden für die Bestrahlungsexperimente in den Reaktoren ROVNO-1 und KOLA-3.

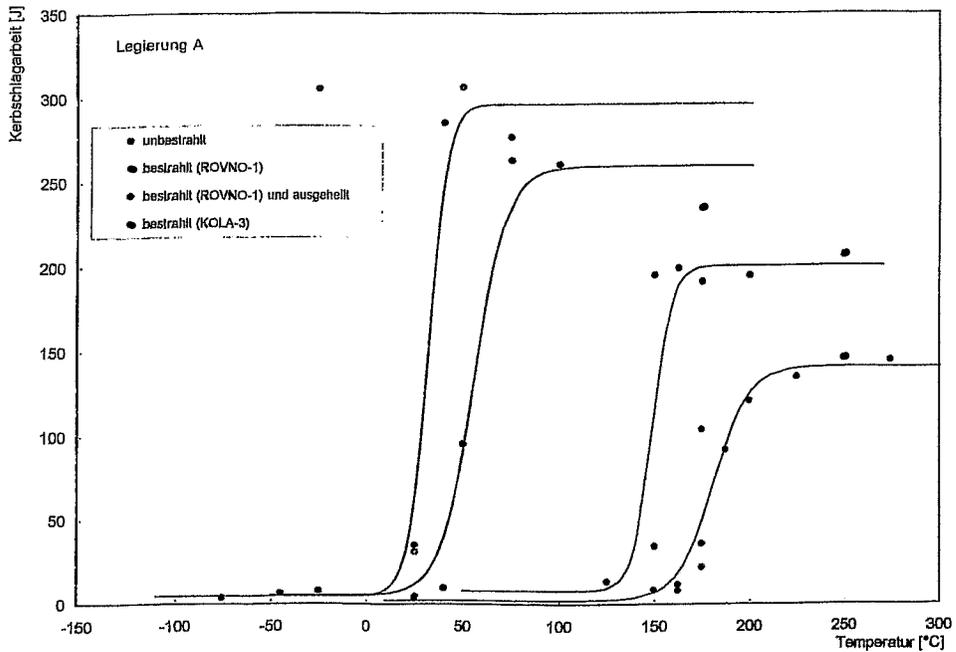


Abb. 4 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung A in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, bestrahlt in KOLA-3, ausgeheilt nach Bestrahlung in ROVNO-1)

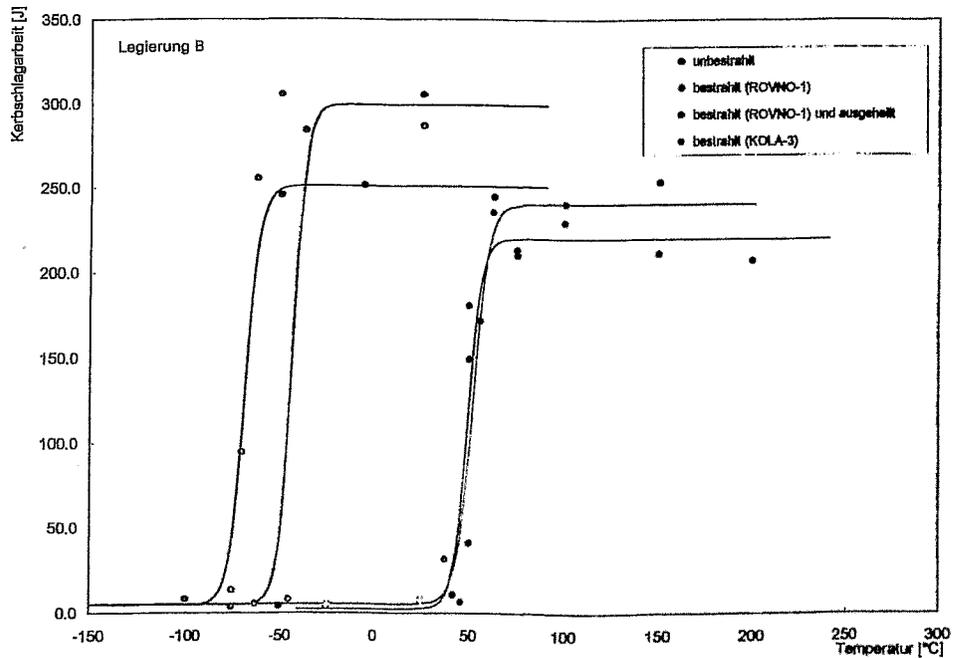


Abb. 5 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung B in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, bestrahlt in KOLA-3, ausgeheilt nach Bestrahlung in ROVNO-1)

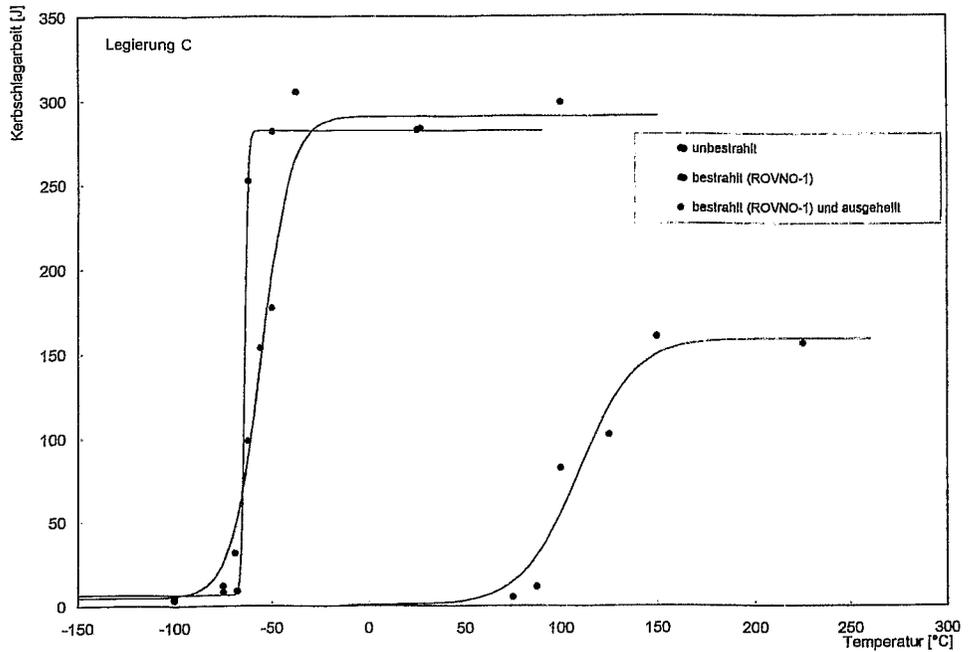


Abb. 6 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung C in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)

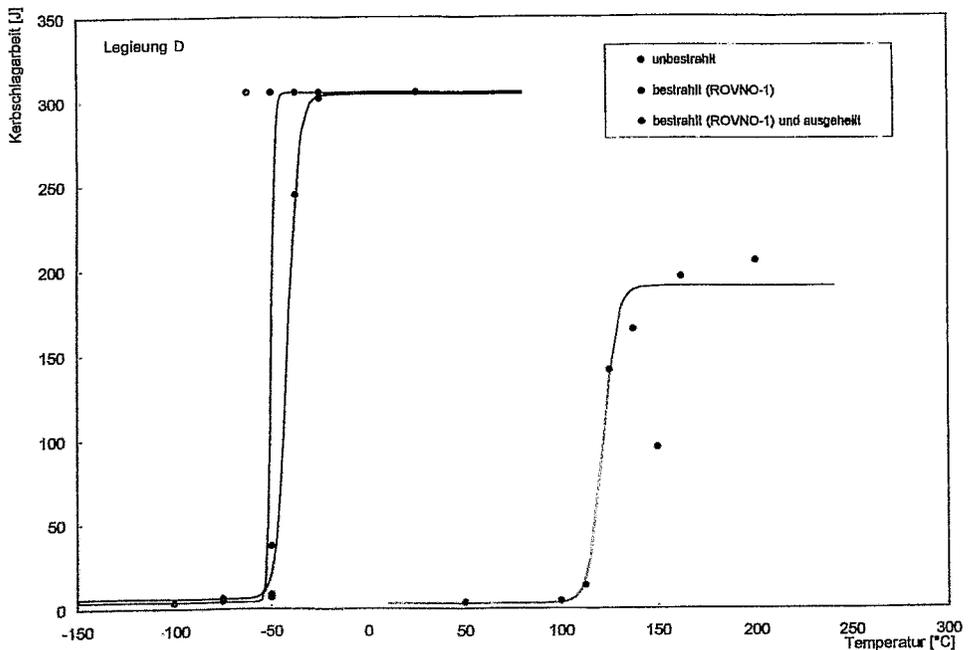


Abb. 7 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung D in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)

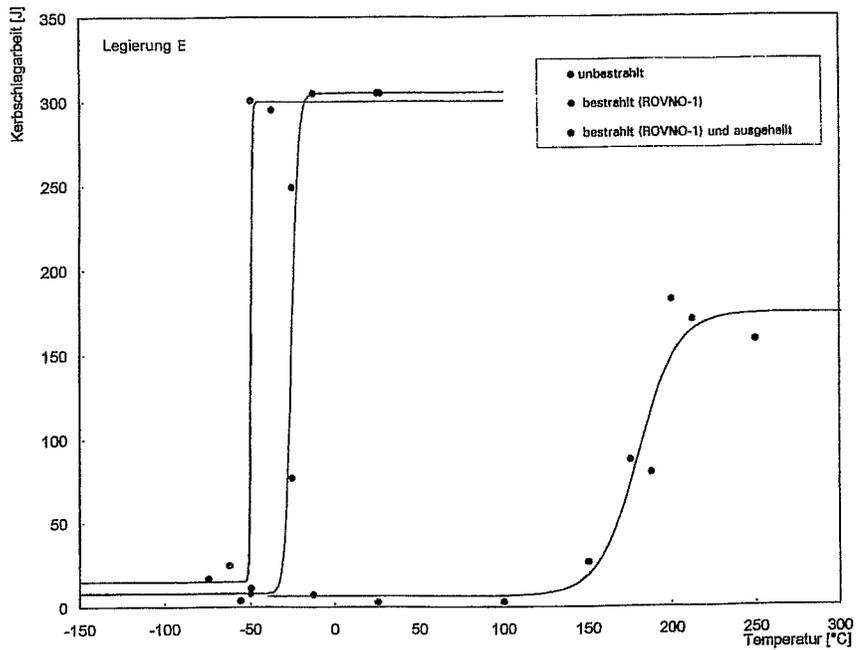


Abb. 8 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung E in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)

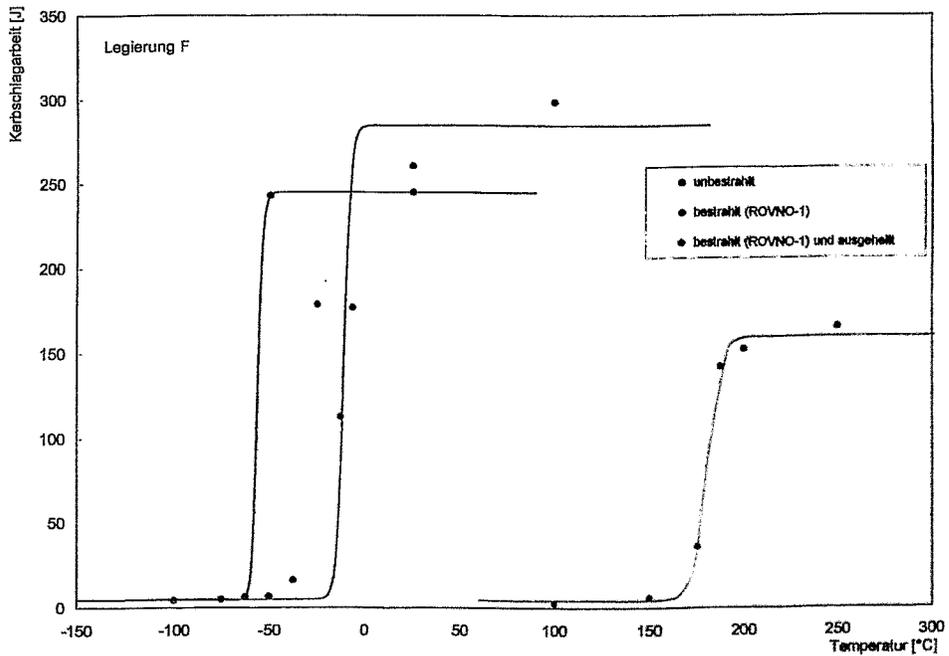


Abb. 9 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung F in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in ROVNO-1, ausgeheilt)

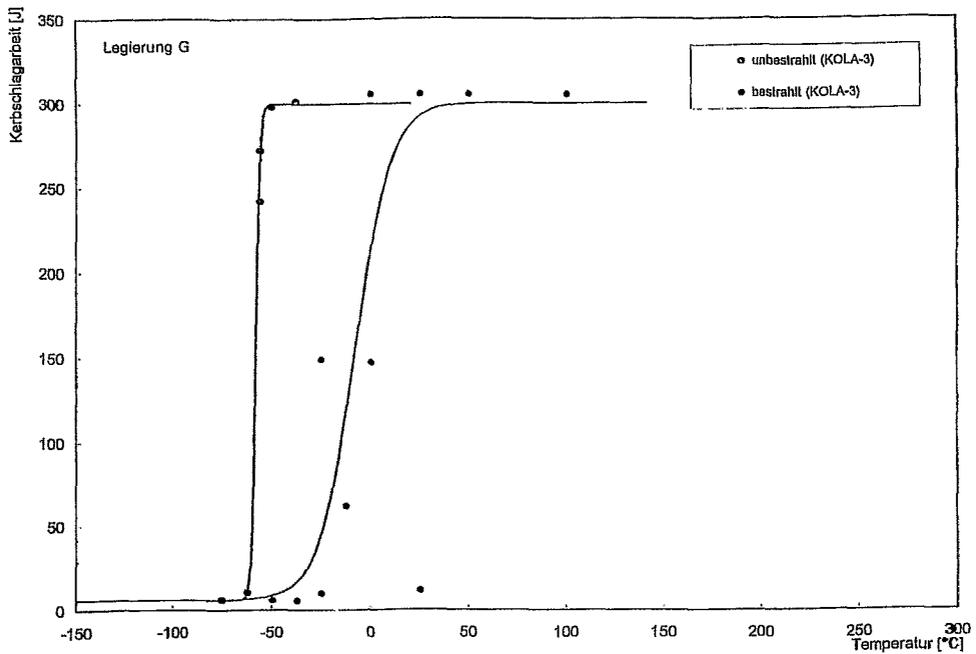


Abb. 10 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung G in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in KOLA-3)

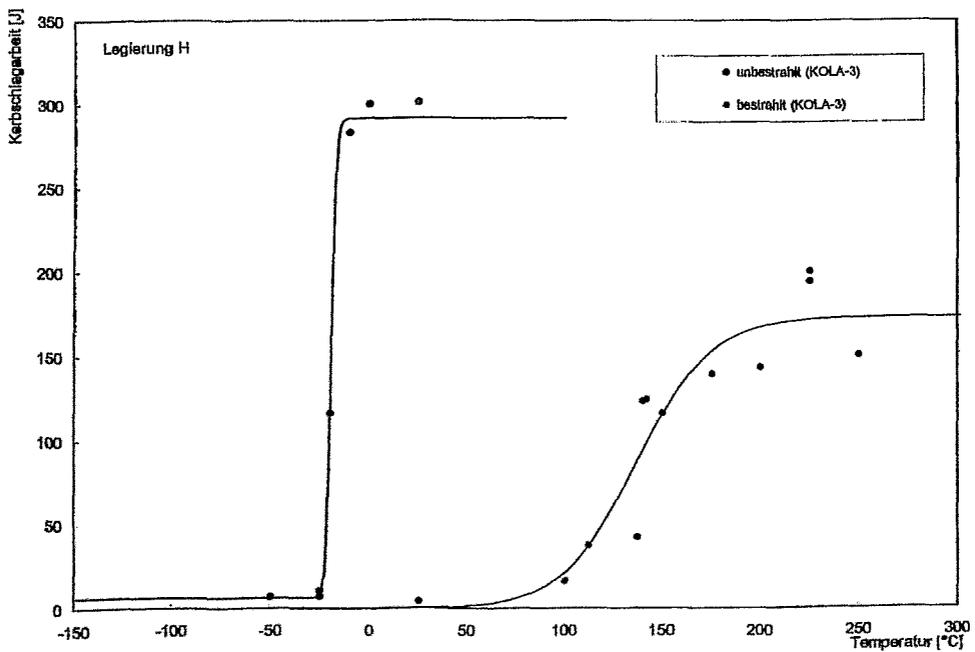


Abb. 11 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierung H in unterschiedlichen Zuständen (unbestrahlt, bestrahlt in KOLA-3)

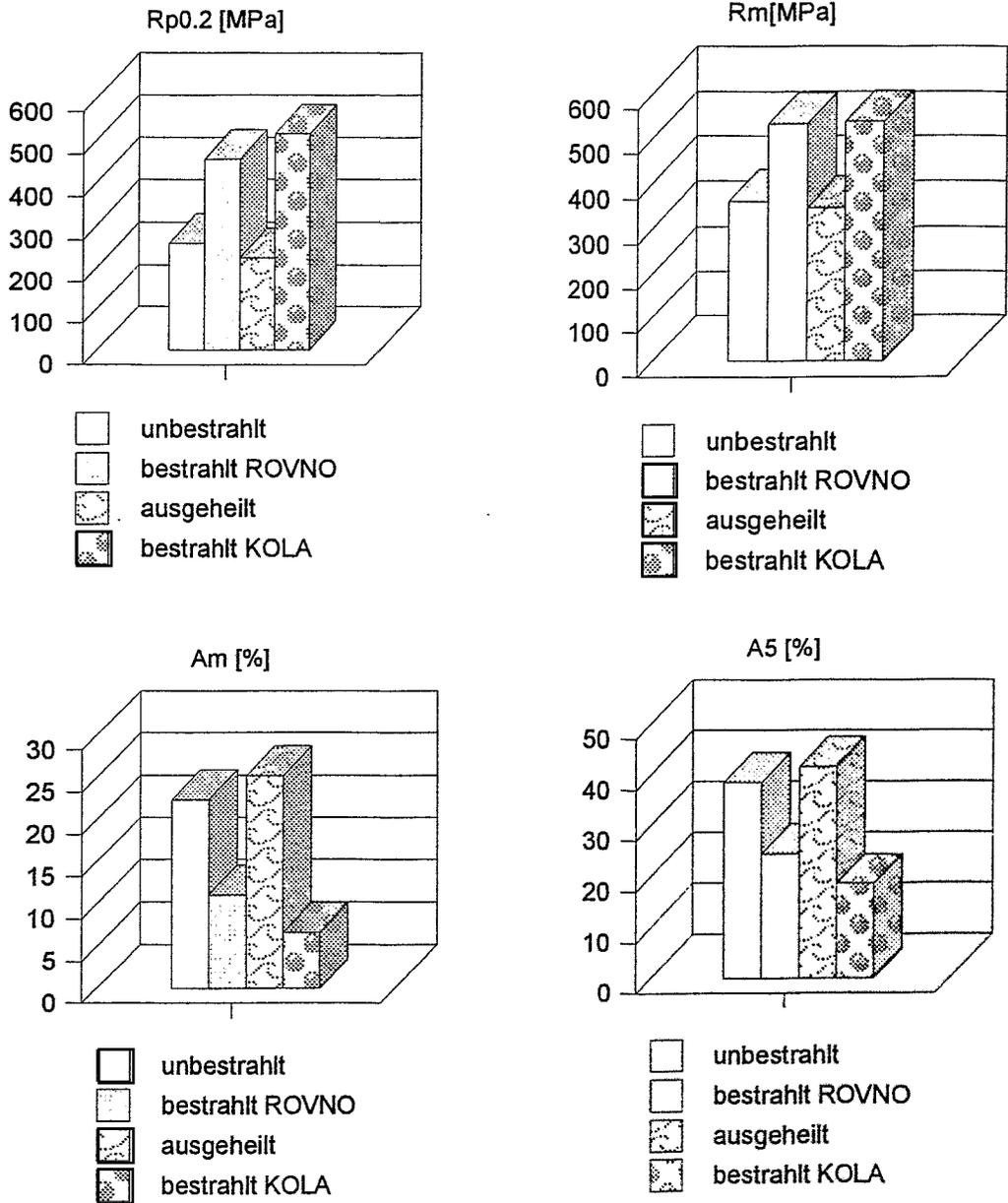


Abb. 12 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung A

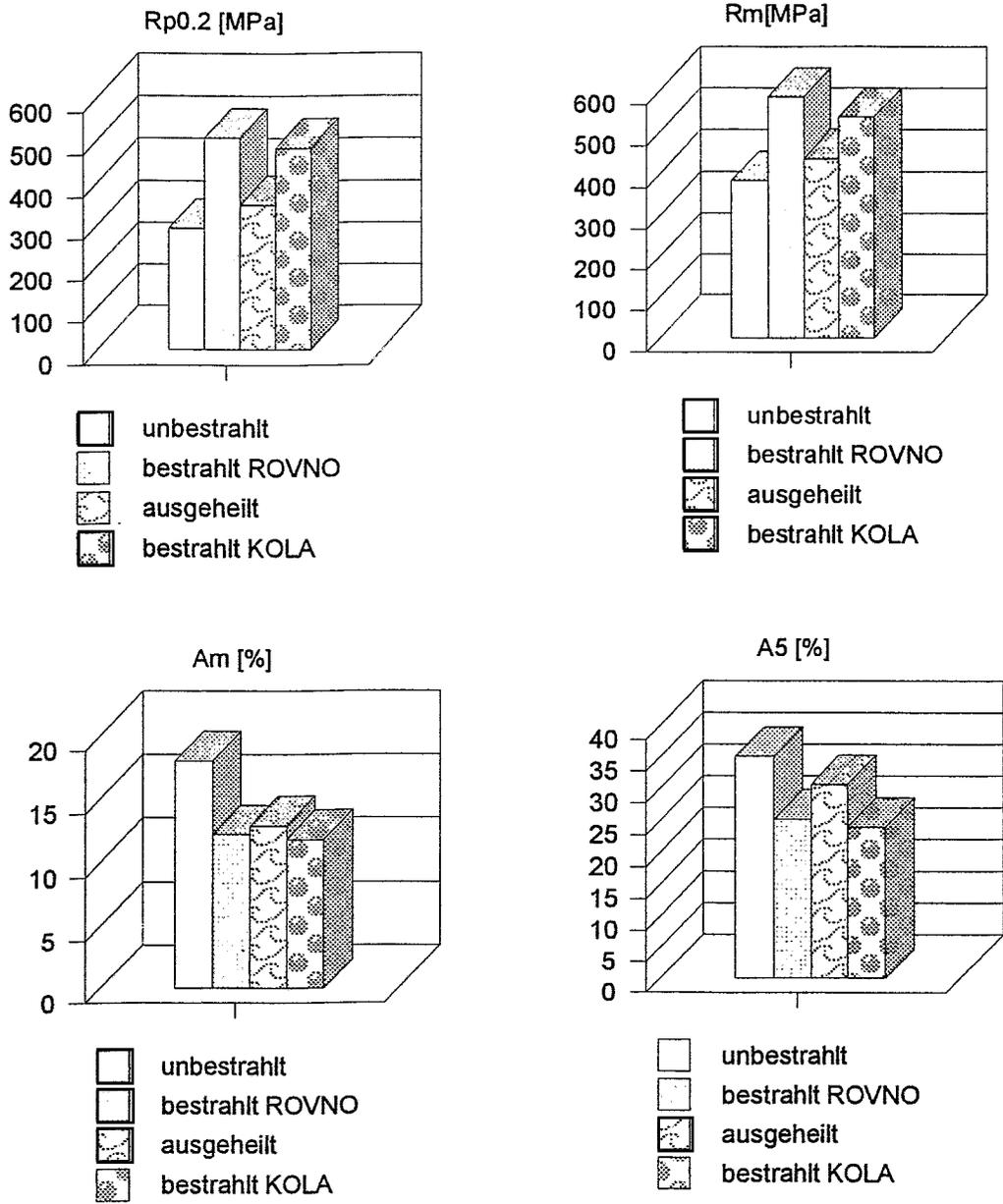


Abb. 13 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung B

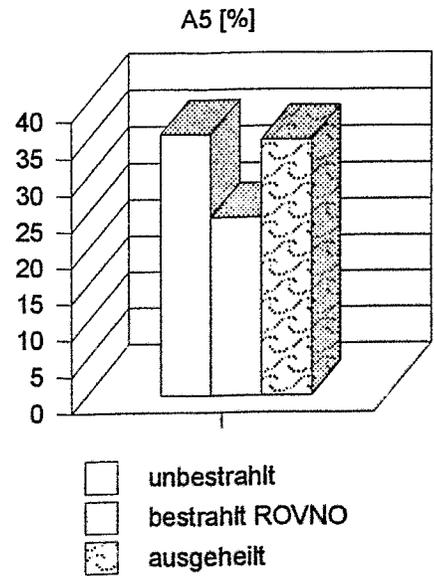
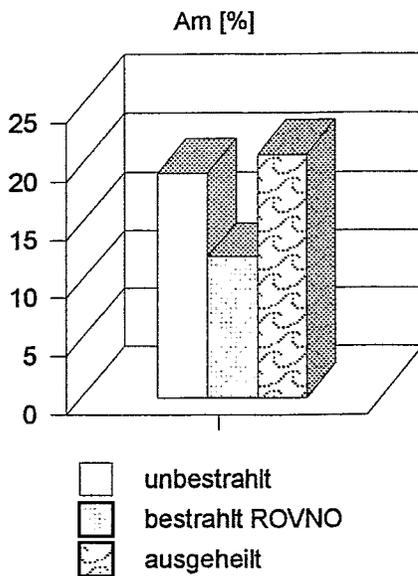
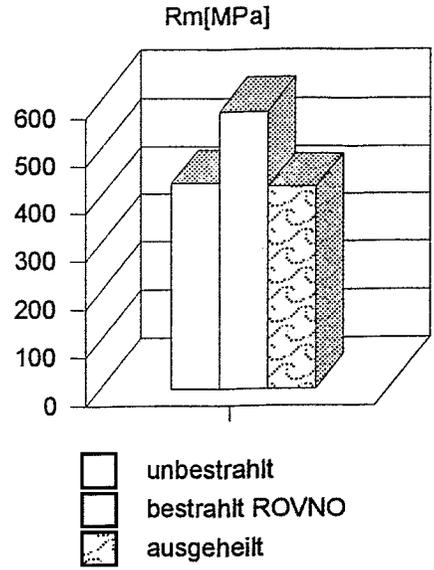
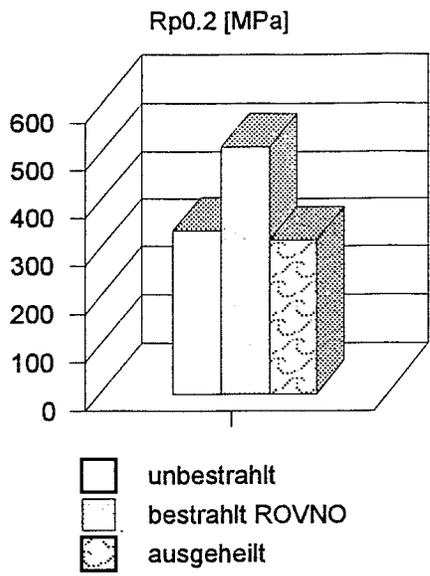


Abb.14 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung C

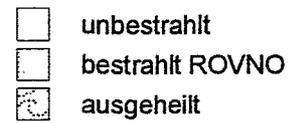
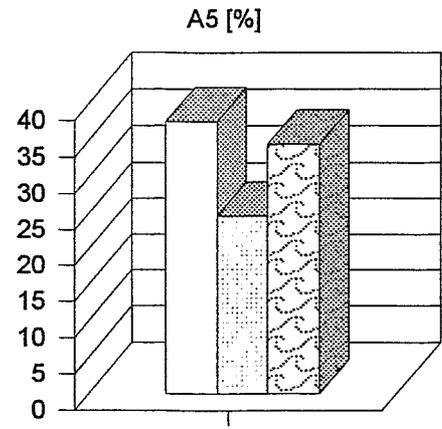
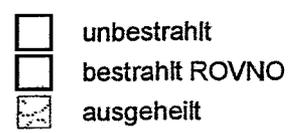
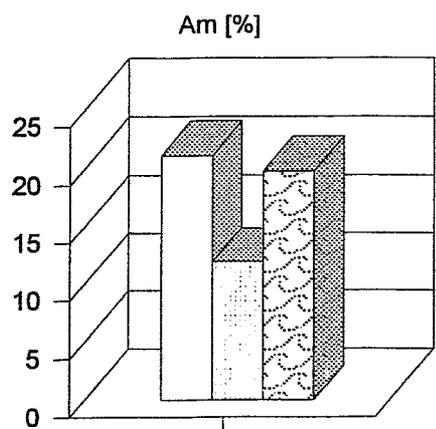
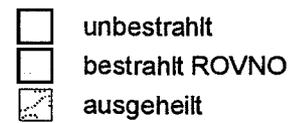
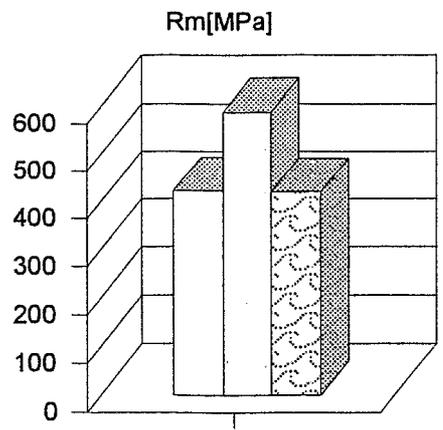
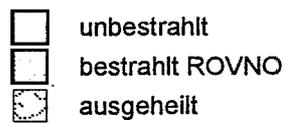
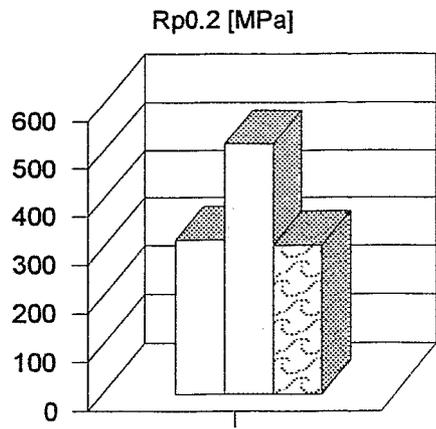


Abb. 15 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung D

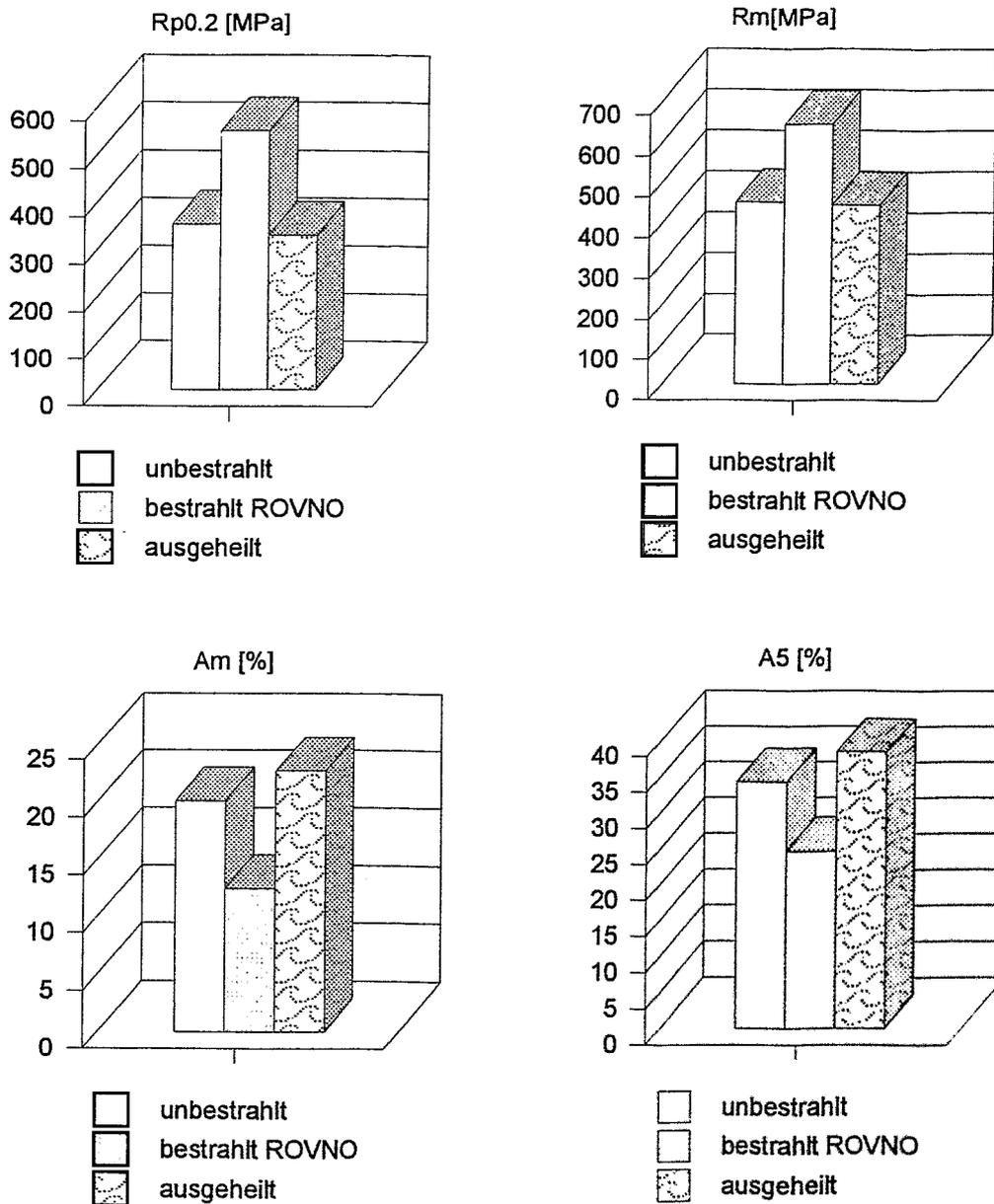


Abb. 16 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung E

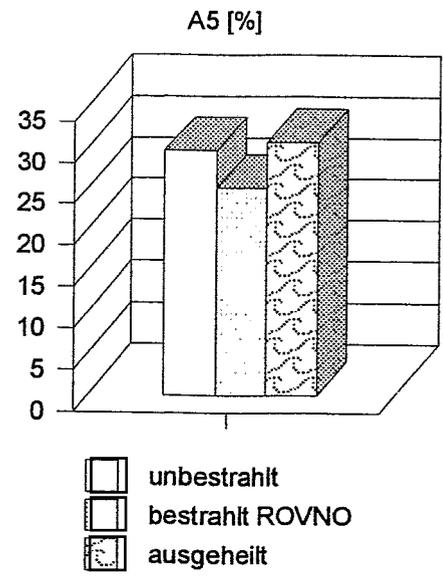
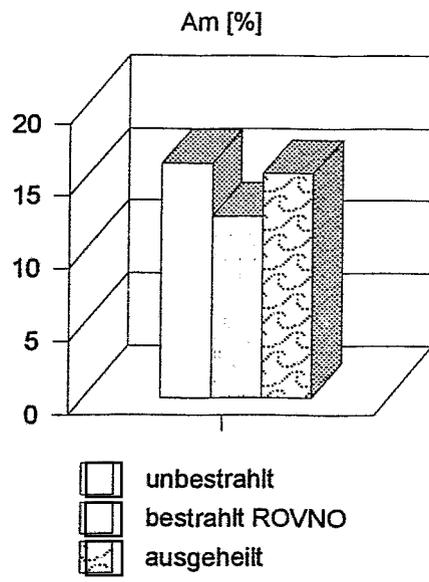
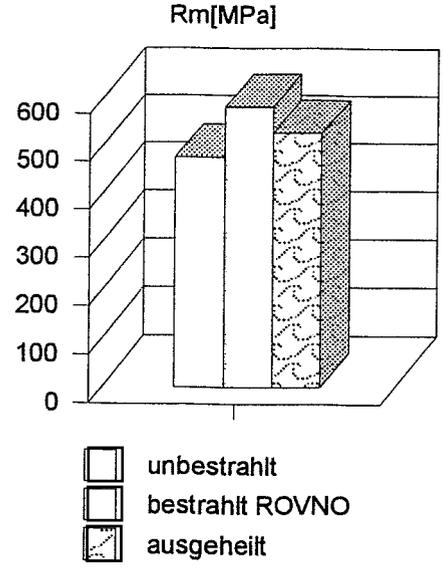
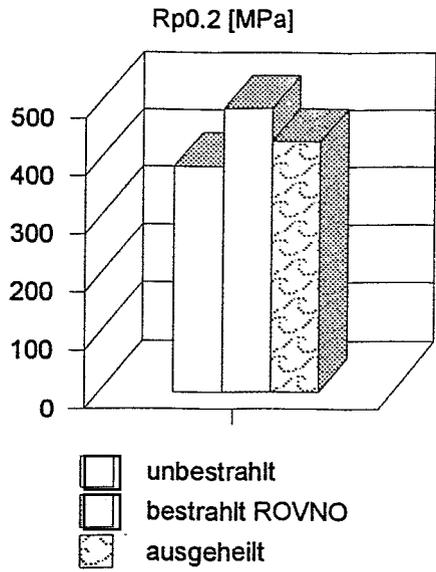


Abb. 17 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung F

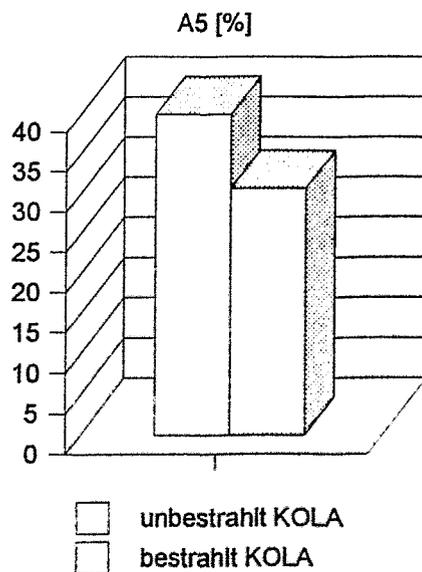
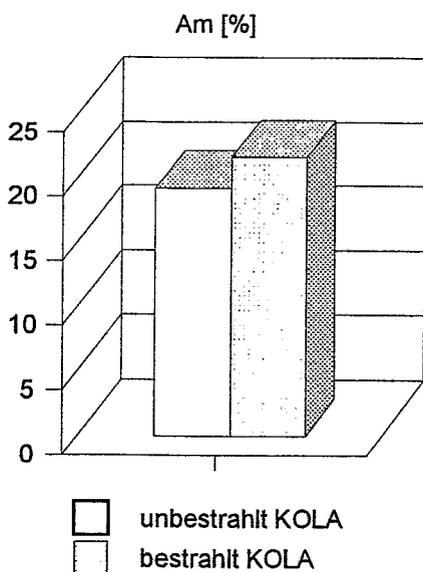
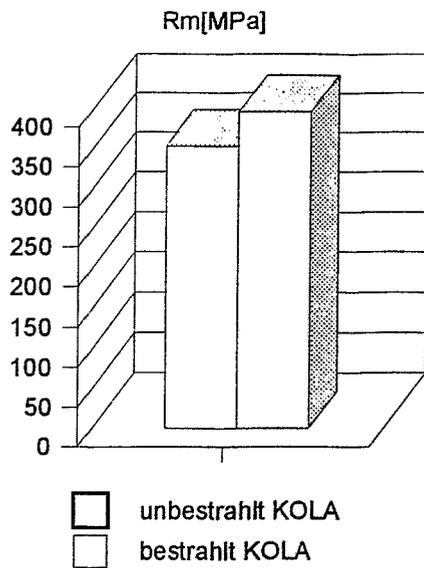
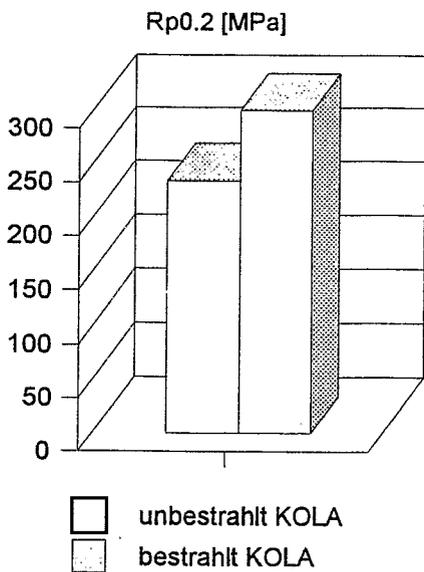


Abb. 18 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung G

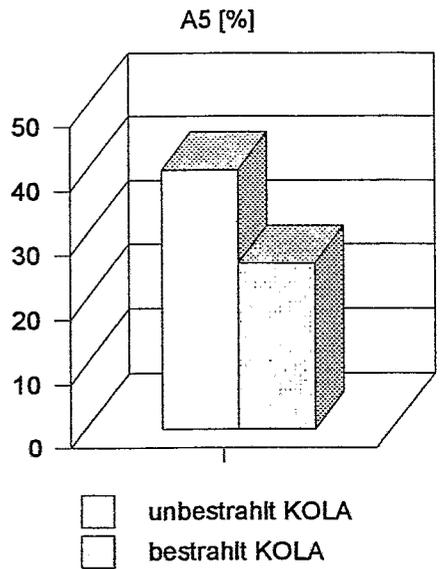
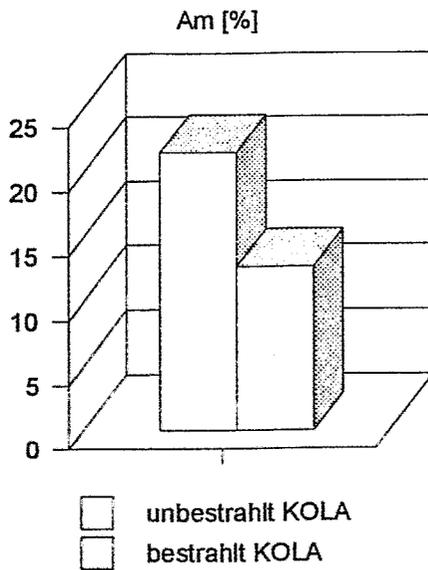
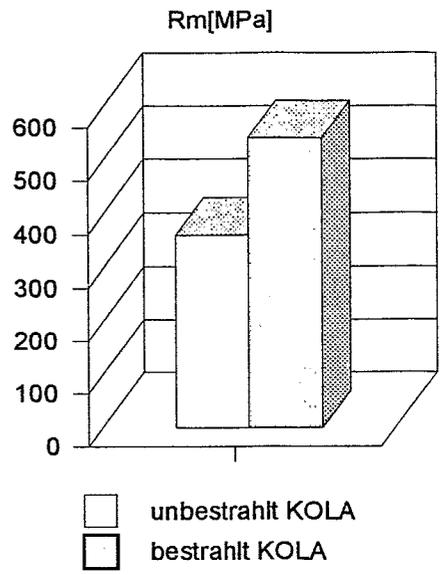
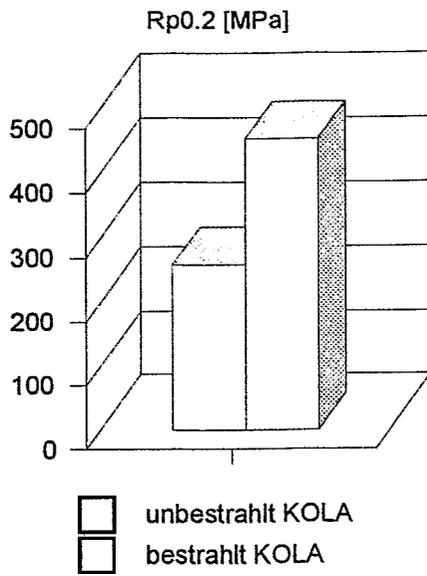


Abb. 19 Festigkeits- und Dehnungswerte für Legierung H

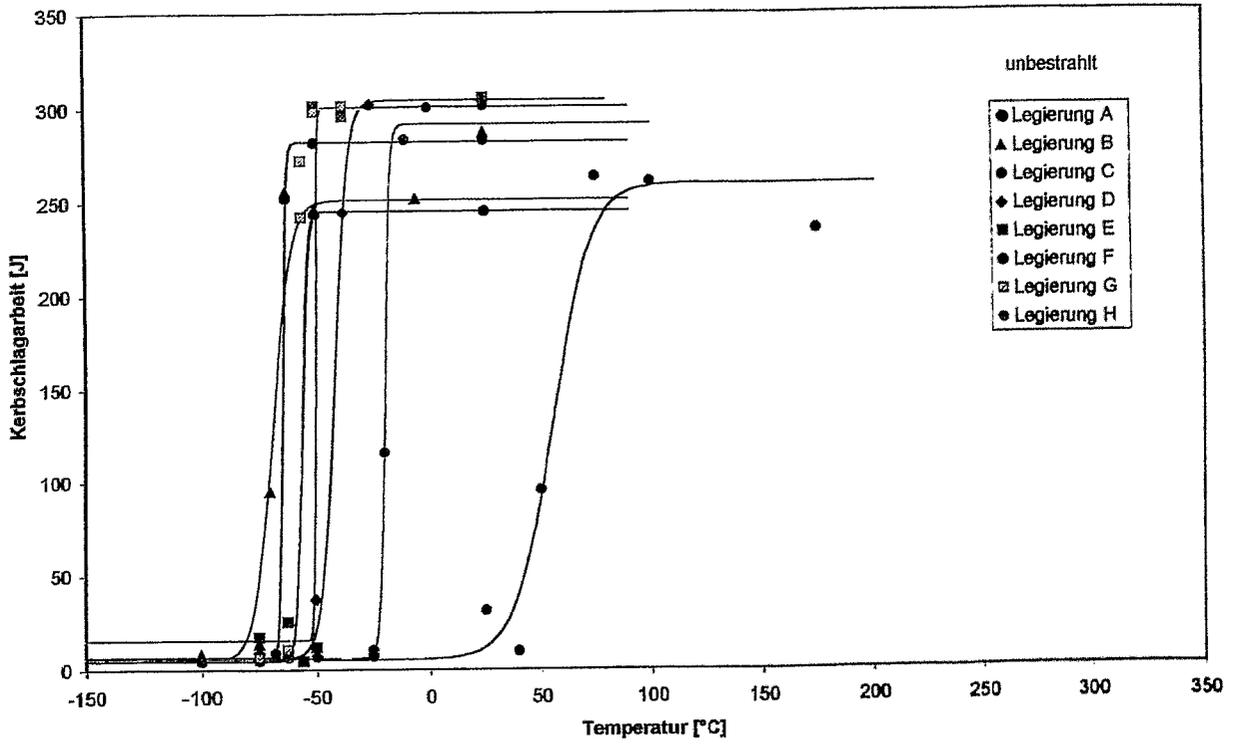


Abb. 20 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven für die Legierungen A-H im unbestrahlten Ausgangszustand

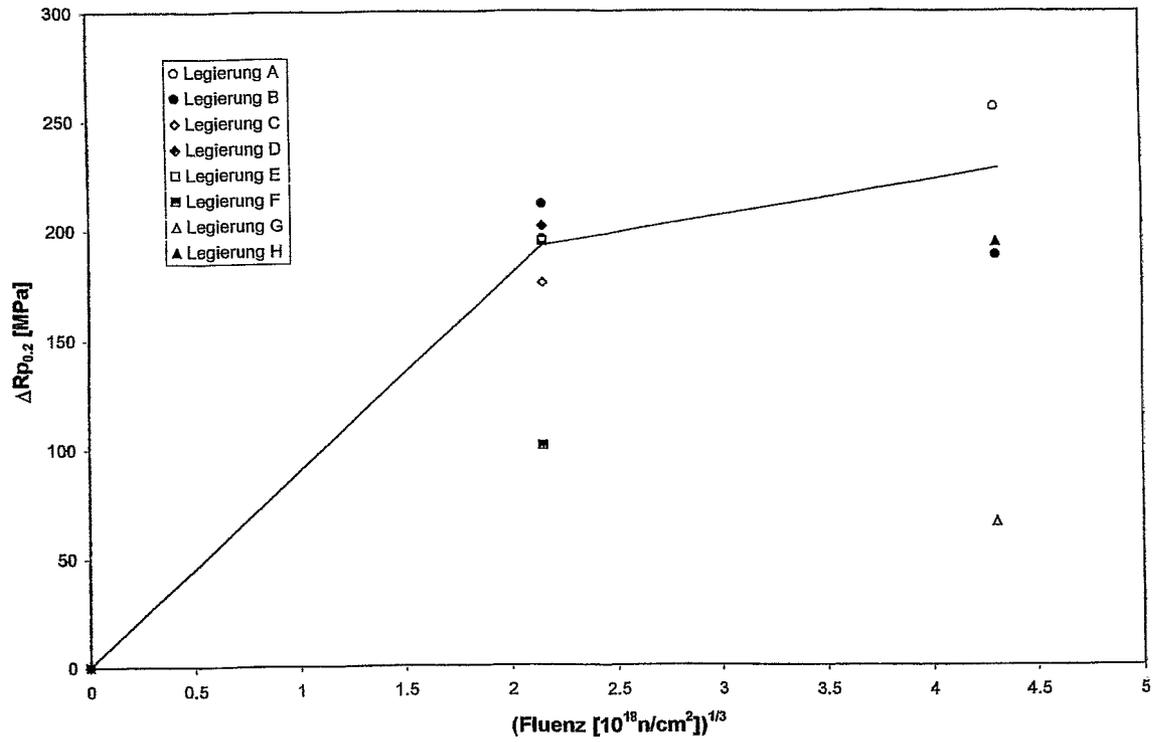


Abb. 21 Streckgrenzenerhöhung $\Delta R_{P0.2}$ durch Bestrahlung

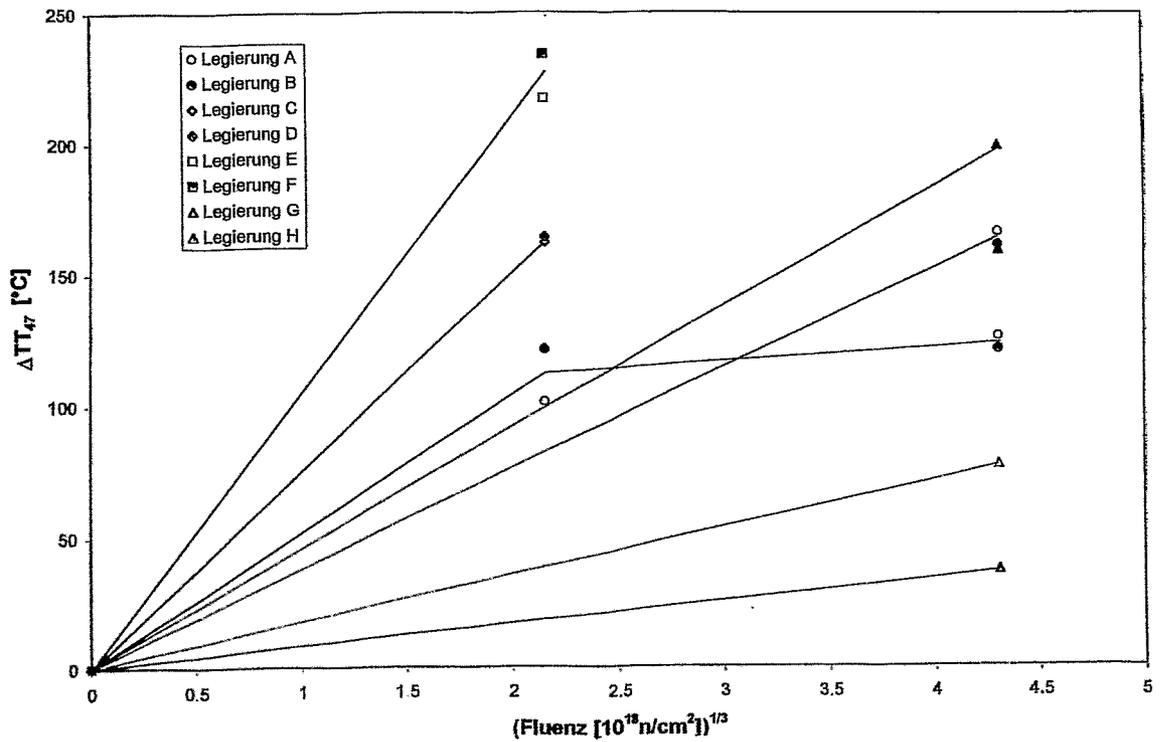


Abb. 22 Verschiebung ΔTT der Übergangstemperatur TT_{47J} durch Bestrahlung (rot markierte Punkte: korrigierte Werte)

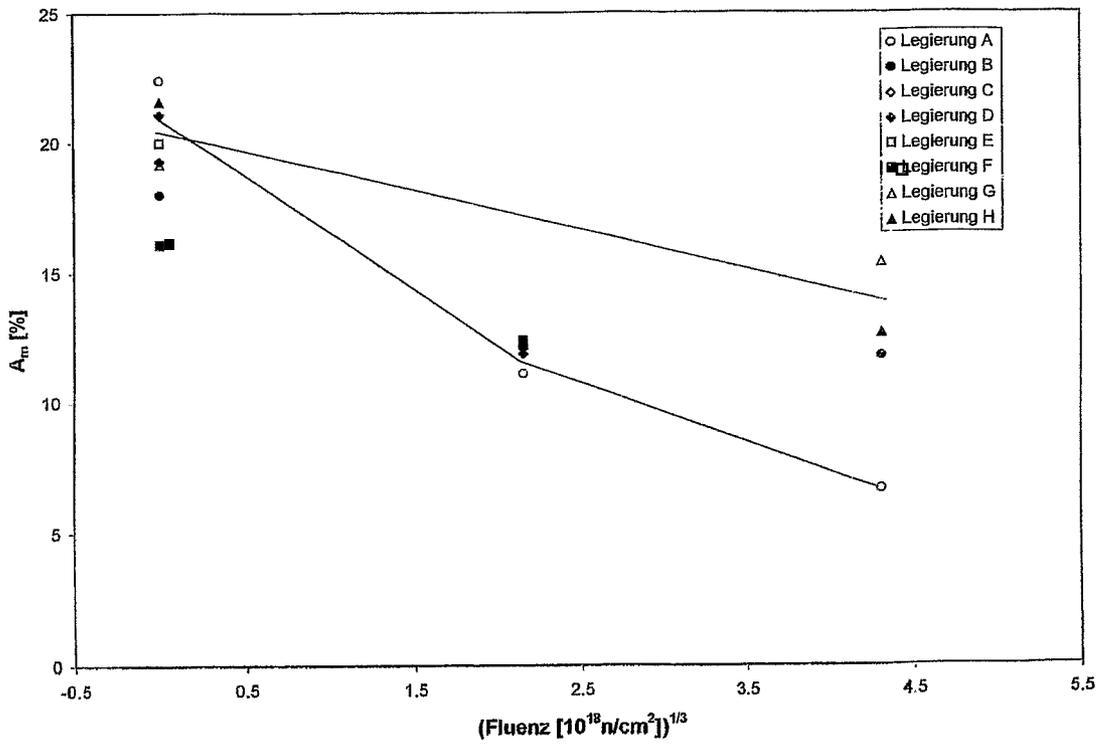


Abb. 23 Abhängigkeit der Gleichmaßdehnung A_m von der Neutronenfluenz

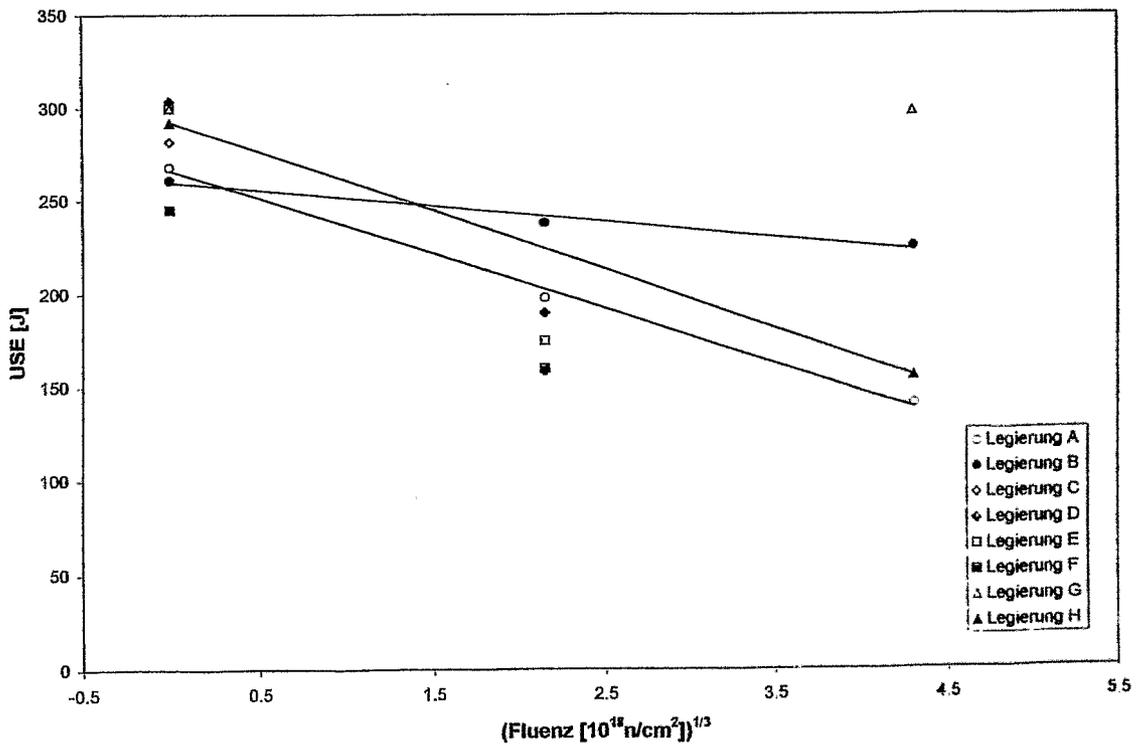


Abb. 24 Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit USE in der Zähigkeitshochlage von der Neutronenfluenz

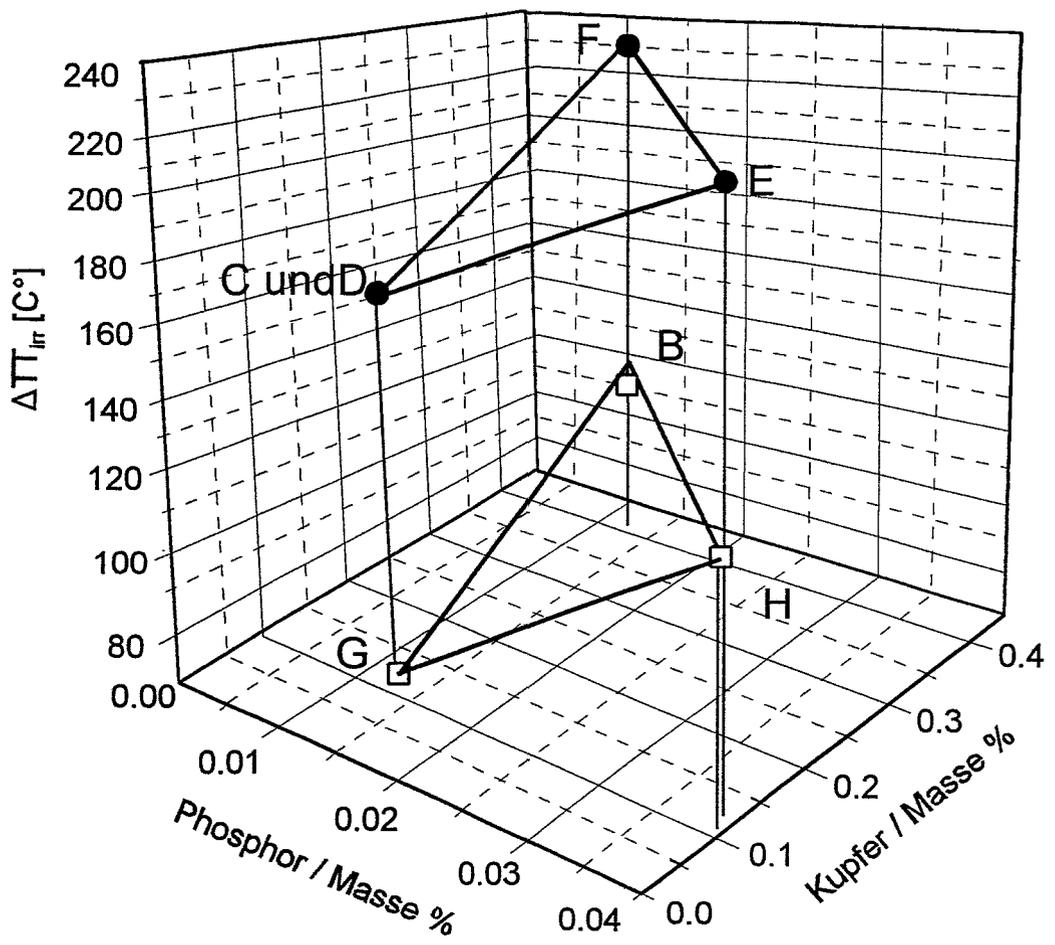


Abb. 25 Einfluß der Zusammensetzung auf die bestrahlungsbedingte Verschiebung ΔT_{irr} der Übergangstemperatur T_{47} für eine Fluenz $\phi = 10 \times 10^{18} \text{ N/cm}^2$ ($E > 0,5 \text{ MeV}$) ($\phi = 4 \times 10^{11} \text{ n/cm}^2 \cdot \text{s}$)
 □ Ni < 0.1 %, • Ni: 1.1 - 2 % N

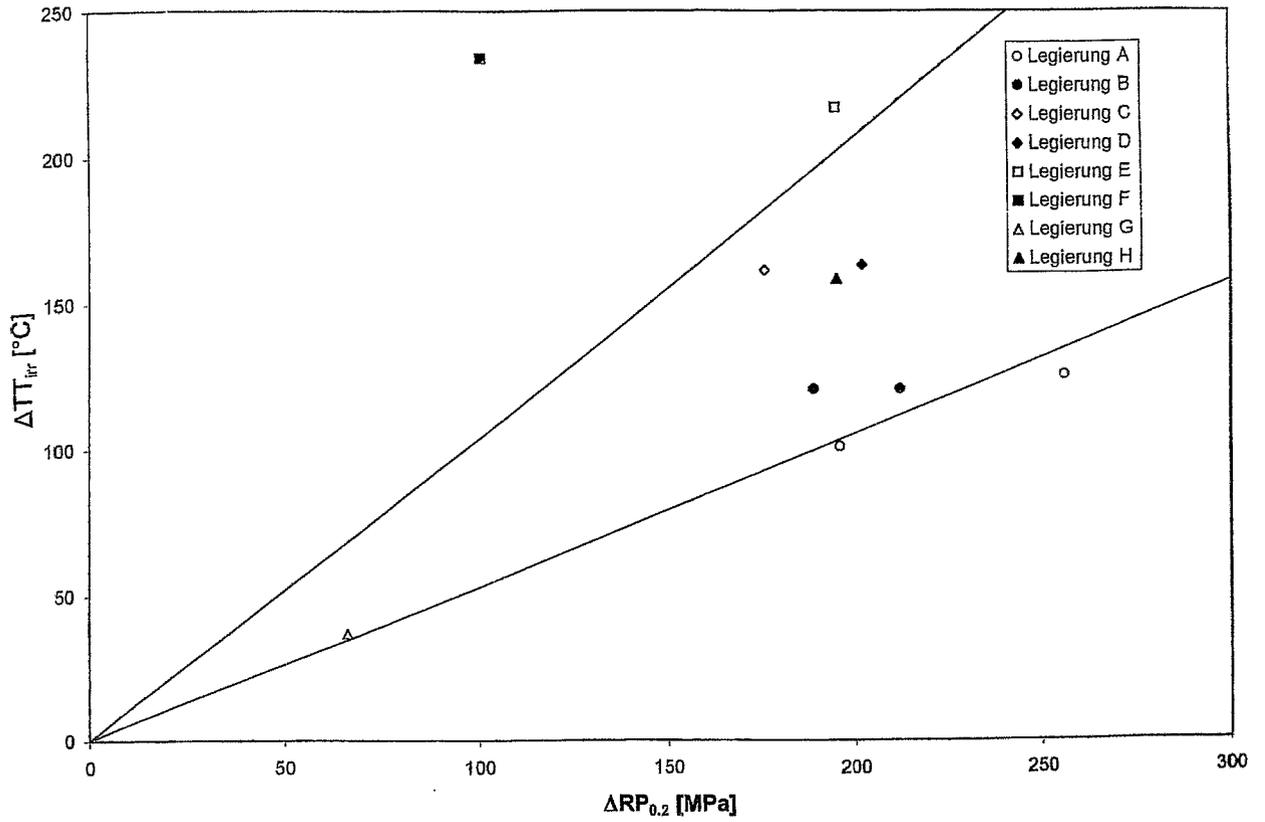


Abb. 26 Korrelation zwischen der bestrahlungsbedingten Verschiebung $\Delta T_{T_{irr}}$ der Übergangstemperatur $T_{T_{47J}}$ und der bestrahlungsbedingten Änderung $\Delta R_{P_{0.2}}$ der Streckgrenze

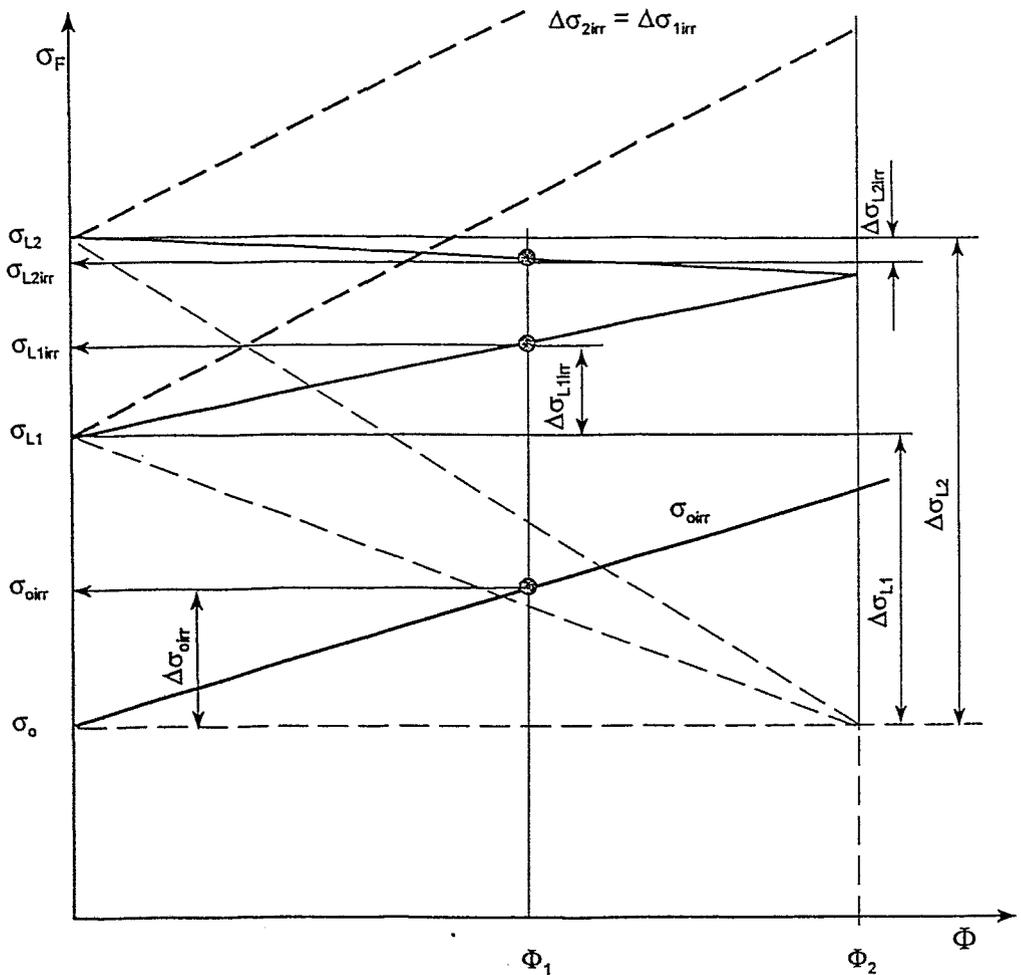


Abb. 27 Einfluß von Bestrahlung auf die Fließspannung σ_F für zwei Legierungssysteme mit unterschiedlicher Mischkristallhärtung (schematisch)

($\sigma_{o,irr}$ - Fließspannung des unlegierten Systems, unbestrahlt bzw. bestrahlt; σ_{L1} , σ_{L2} - Fließspannung des mit dem Element 1 bzw. 2 legierten Systems, unbestrahlt, infolge Mischkristallhärtung um $\Delta\sigma_{L1}$ bzw. $\Delta\sigma_{L2}$; $\sigma_{L1,irr}$, $\sigma_{L2,irr}$ - Fließspannung nach Bestrahlung bis Fluenz Φ_1 im System 1 bzw. 2; $\Delta\sigma_{L1,irr}$, $\Delta\sigma_{L2,irr}$ - effektive bestrahlungsbedingte Fließspannungserhöhung; $\Delta\sigma_{o,irr}$, $\Delta\sigma_{L1}$, $\Delta\sigma_{L2}$ - Zunahme der Fließspannung bei Bestrahlung infolge Bestrahlungsdefektbildung)

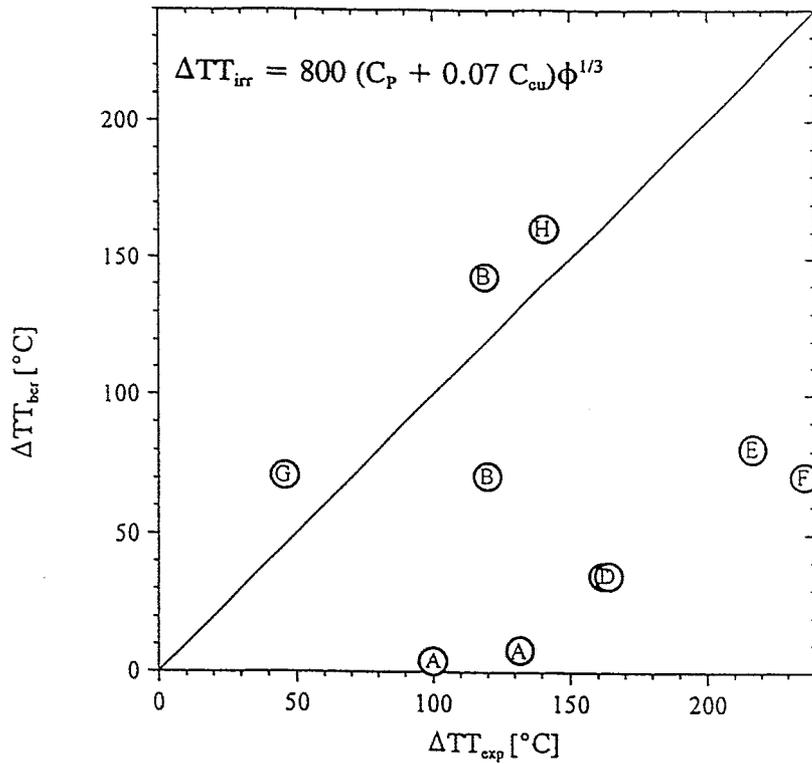


Abb. 29 Vergleich der experimentellen Werte für ΔTT_{irr} mit den berechneten Werten nach den Gleichungen (2) und (3)

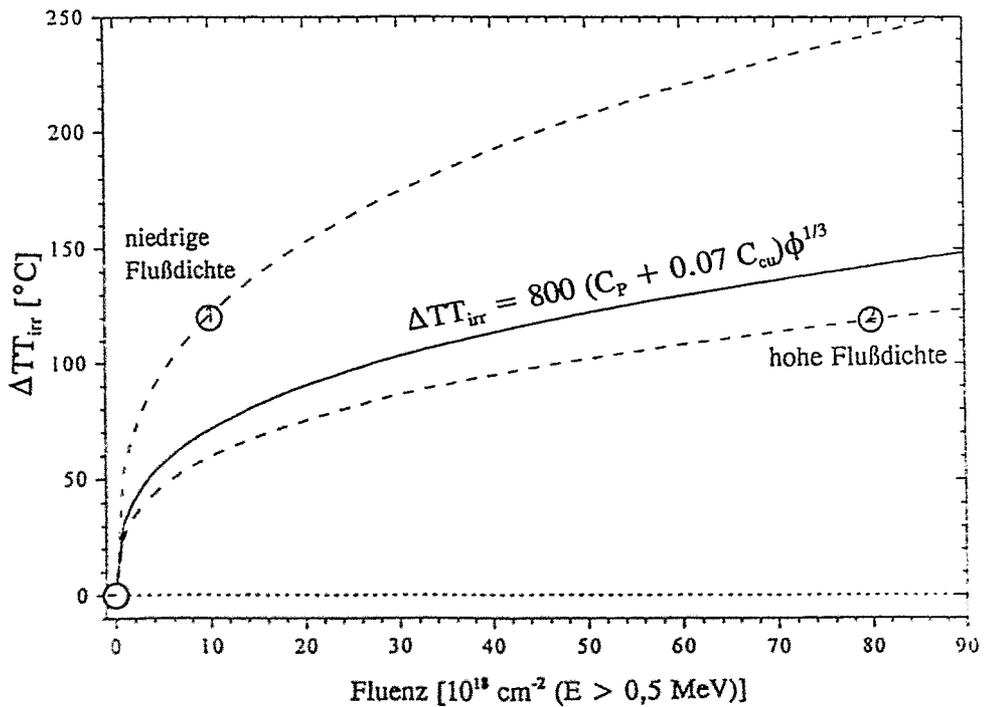


Abb. 30 Vergleich des beobachteten mit dem vorausberechneten Verhalten für die Legierung B

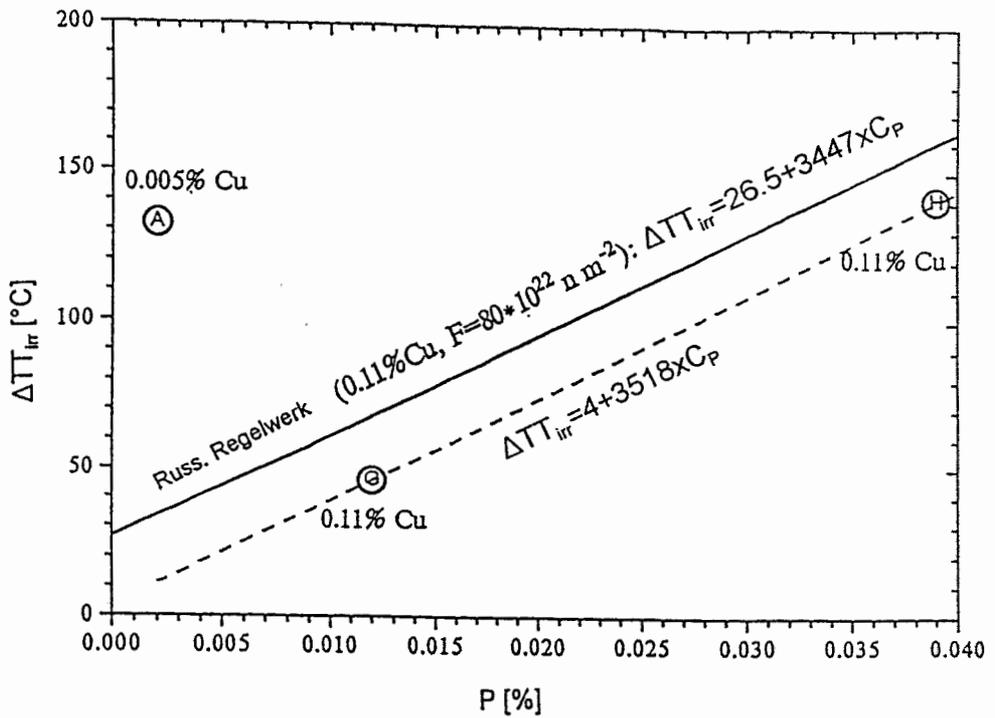


Abb. 31 Einfluß des P-Gehaltes auf die bestrahlungsbedingte Verschiebung ΔT_{irr} der Übergangstemperatur
Ergebnisse für Legierungen mit niedrigem Cu-Gehalt und nach Bestrahlung in KOLA-3

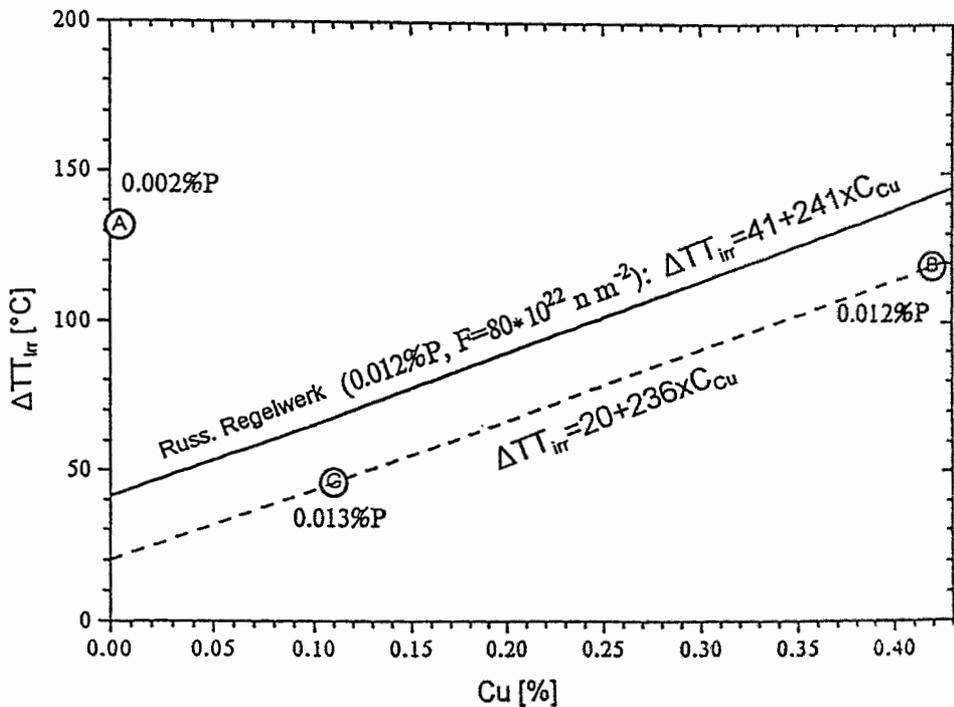


Abb. 32 Einfluß des Cu-Gehaltes auf die bestrahlungsbedingte Verschiebung ΔT_{irr} der Übergangstemperatur
Ergebnisse für Legierungen mit niedrigem P-Gehalt und nach Bestrahlung in KOLA-3

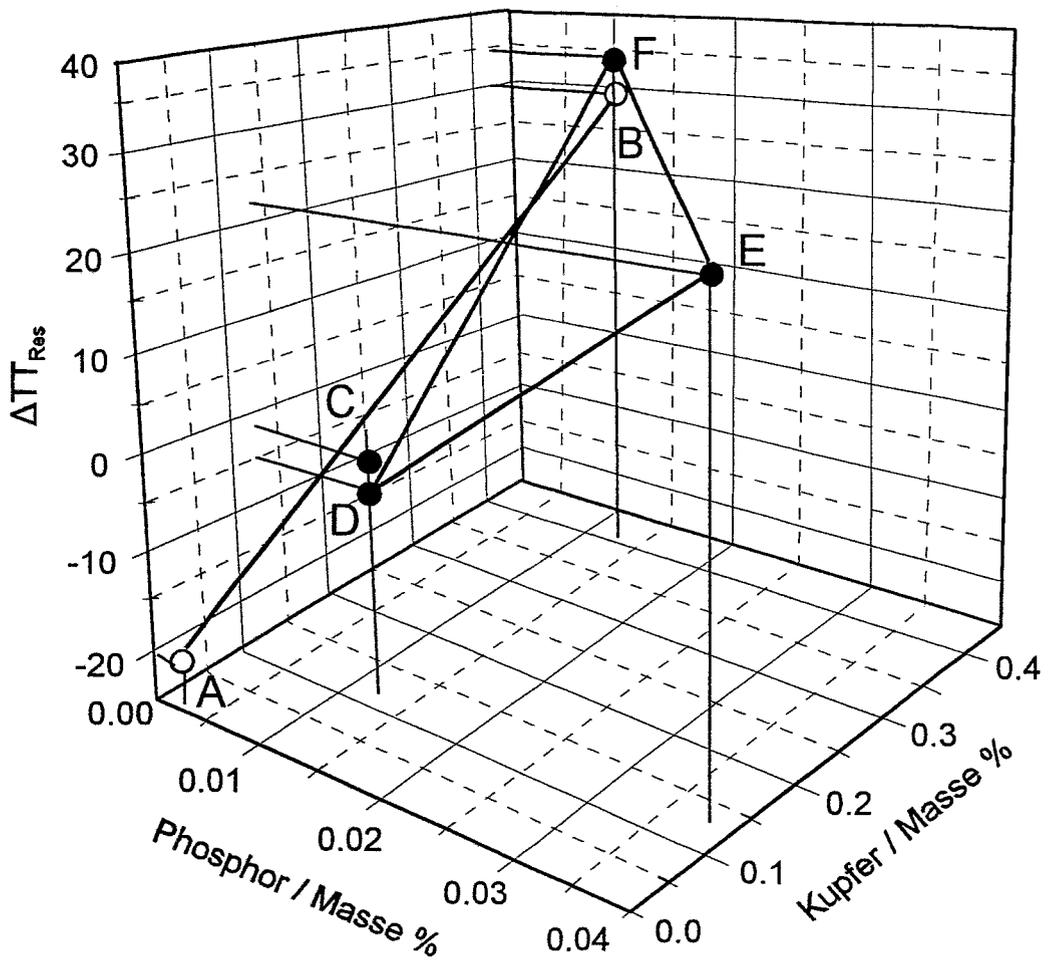


Abb. 33 Einfluß der Zusammensetzung auf das Ausheilen der Übergangstemperaturverschiebung
 ○ Ni < 0.1 %; • Ni: 1.1 - 2 %

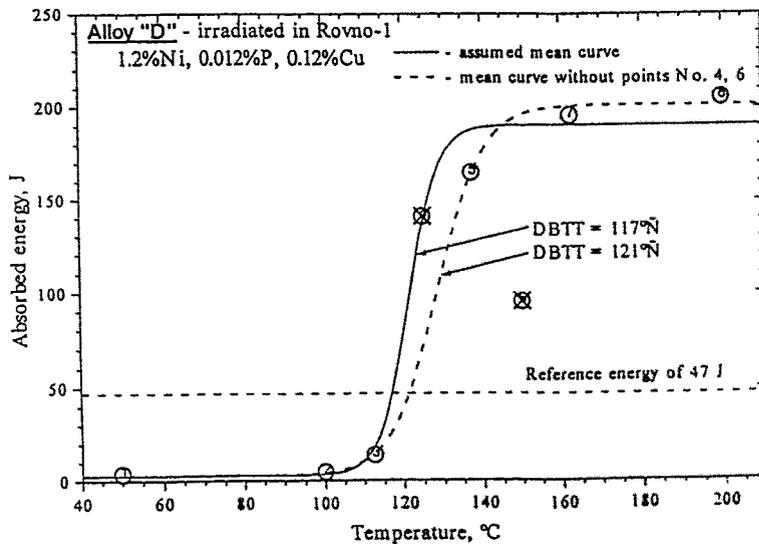
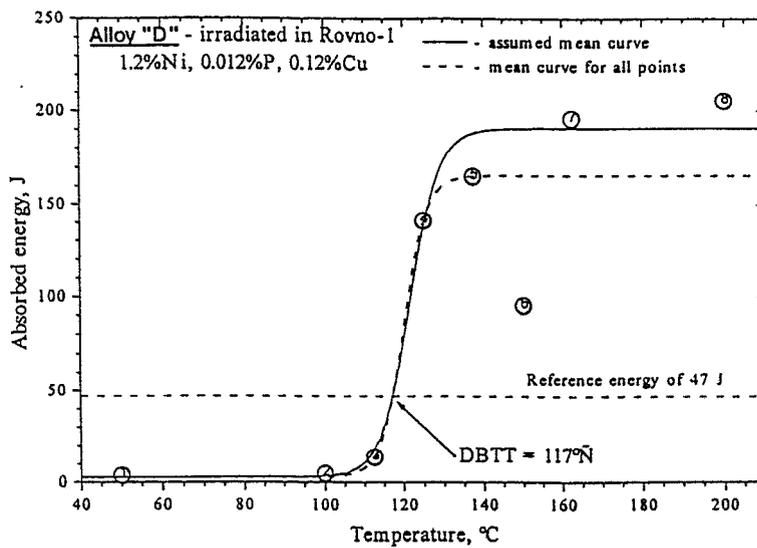
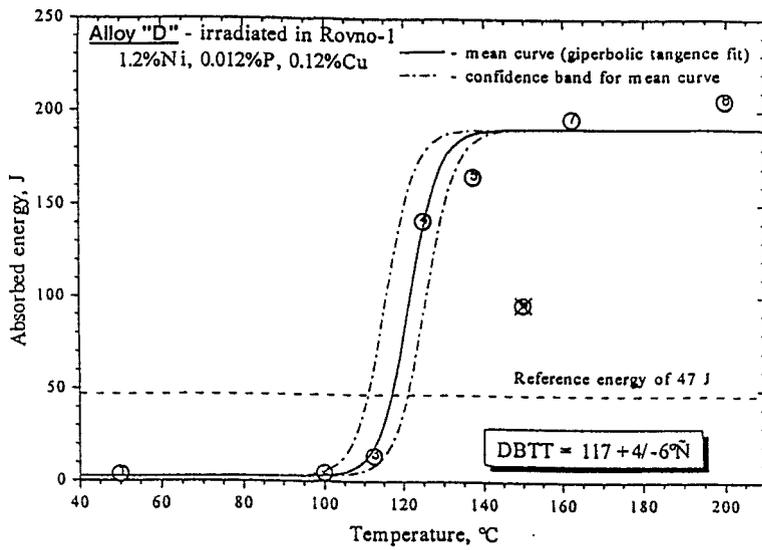


Abb. 34

Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für Legierung D / bestrahlt ROVNO-1 - Einfluß der Ausreißer

- a) Mittlere Kurve mit 95 % Vertrauensbereich ohne Ausreißer (Meßpunkt 6)
- b) Kurvenverlauf bei Berücksichtigung aller Meßpunkte
- c) Kurvenverlauf ohne Meßpunkte 4 und 6
(Tangenshyperbolicus-Fit jeweils für Meßpunkte mit Symbol ○)

Anhang

Gefügebildungen der Legierungen A - H

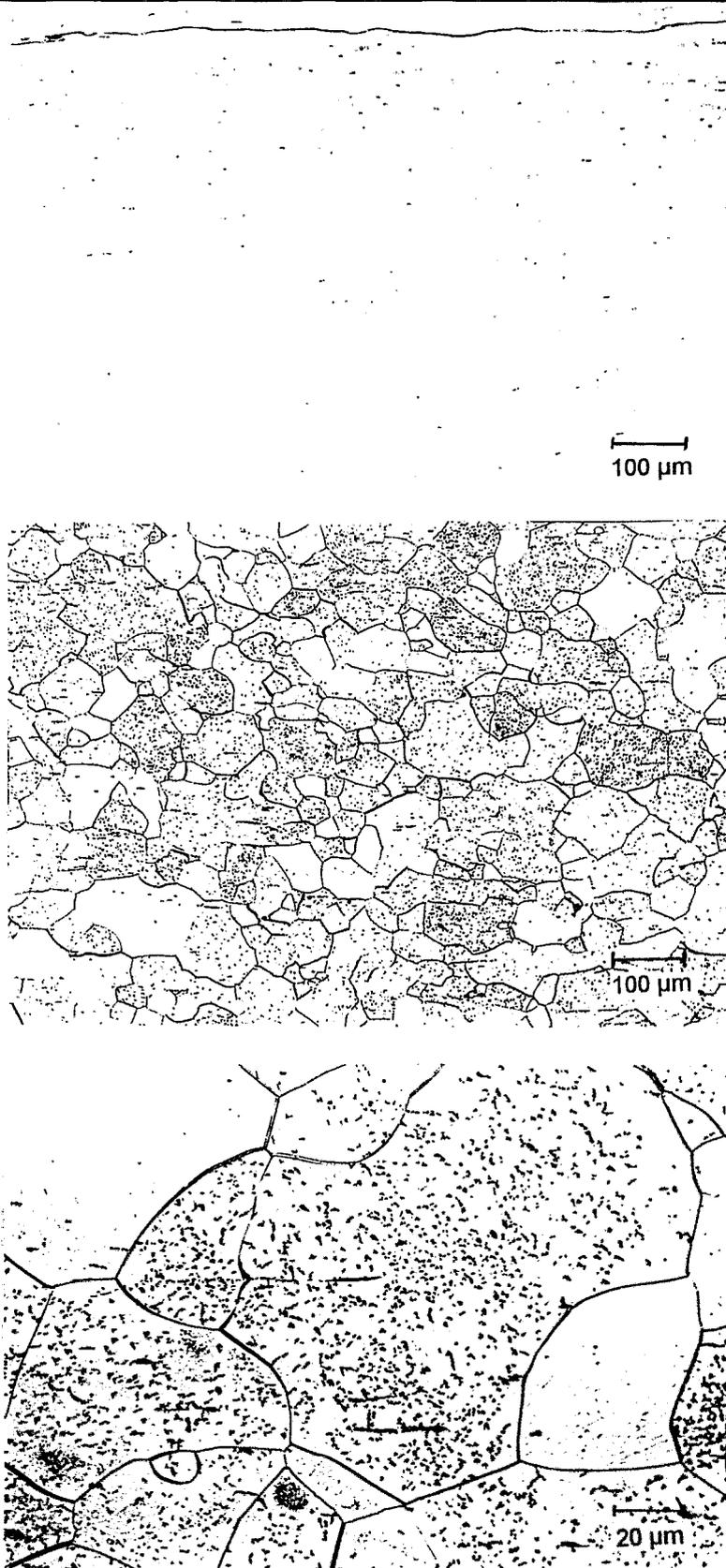


Abb. A1: Gefüge der Legierung A
oben: Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse, poliert, ungeätzt
Mitte und unten: Ferritgefüge, poliert, geätzt
Probenlängsrichtung: →

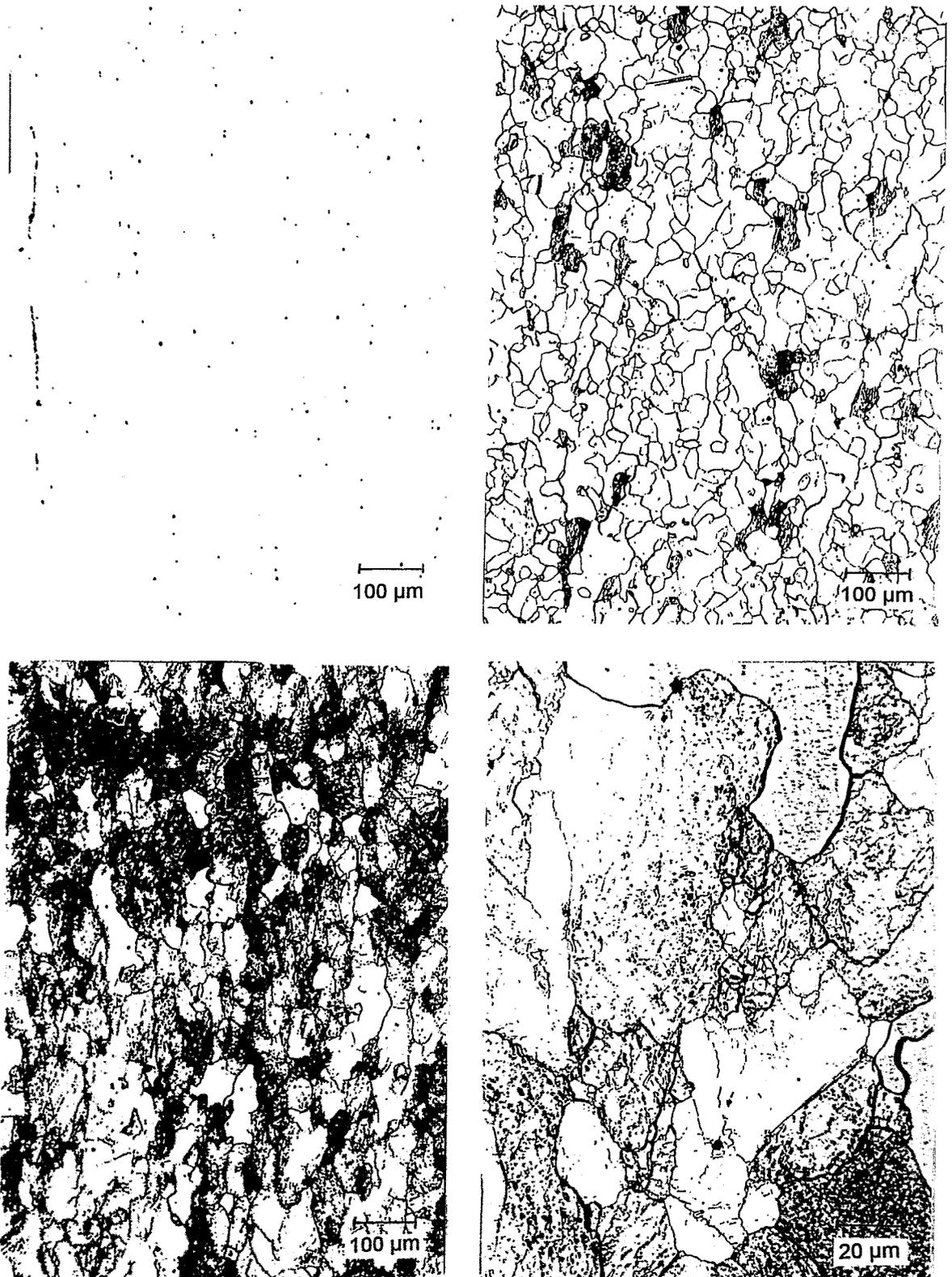


Abb. A2: Gefüge der Legierung B
 oben links: Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse, poliert, ungeätzt
 oben rechts: Gefügebereich mit unstrukturiertem Ferrit, poliert, geätzt
 unten links: Gefügebereich mit strukturiertem Ferrit, poliert, geätzt
 unten rechts: Ferritstruktur, Detail, poliert, geätzt
 Probenlängsrichtung: ↑

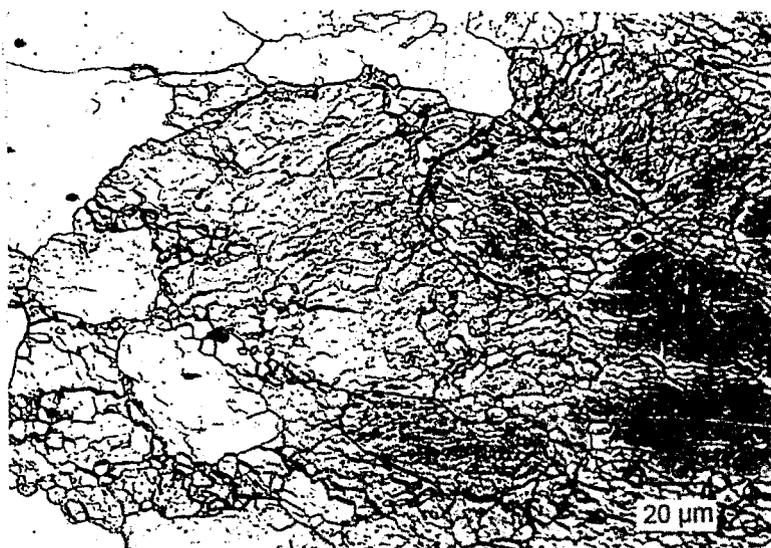
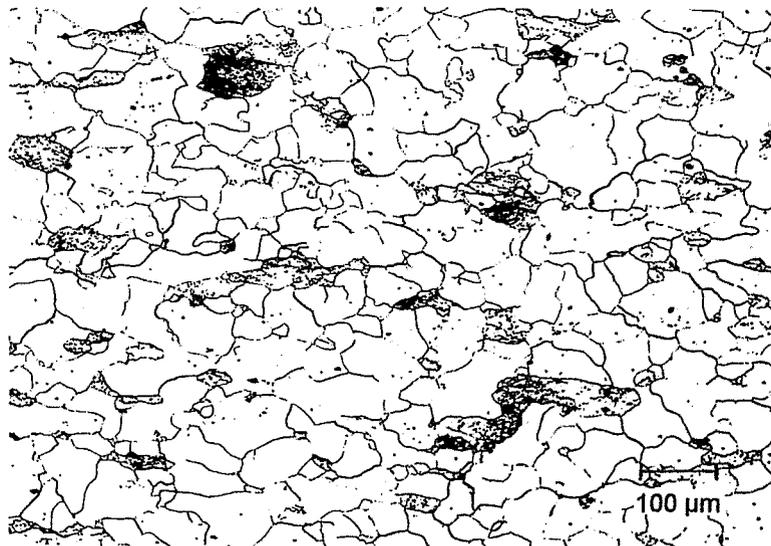
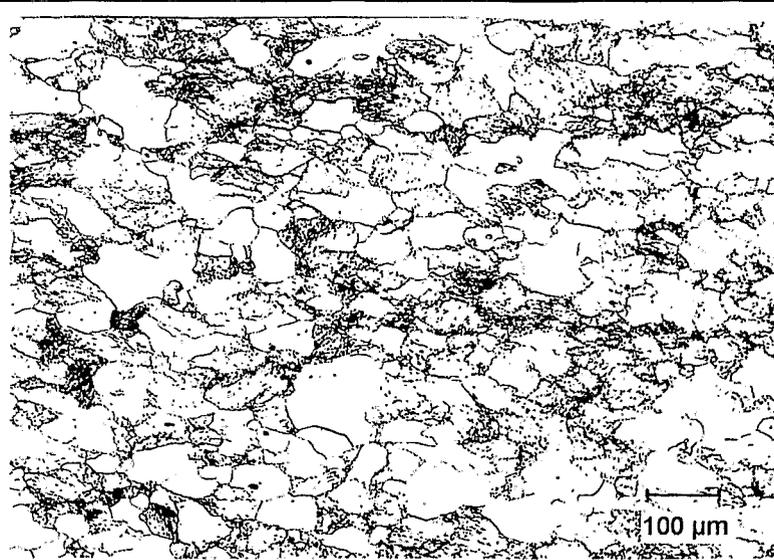


Abb. A3: Gefüge der Legierung G
oben: Gefügebereich mit strukturiertem Ferrit, geätzt
Mitte: Gefügebereich mit wenig strukturiertem Ferrit, geätzt
unten: Gefügebereich mit strukturiertem Ferrit (Detail), geätzt
Probenlängsrichtung: →

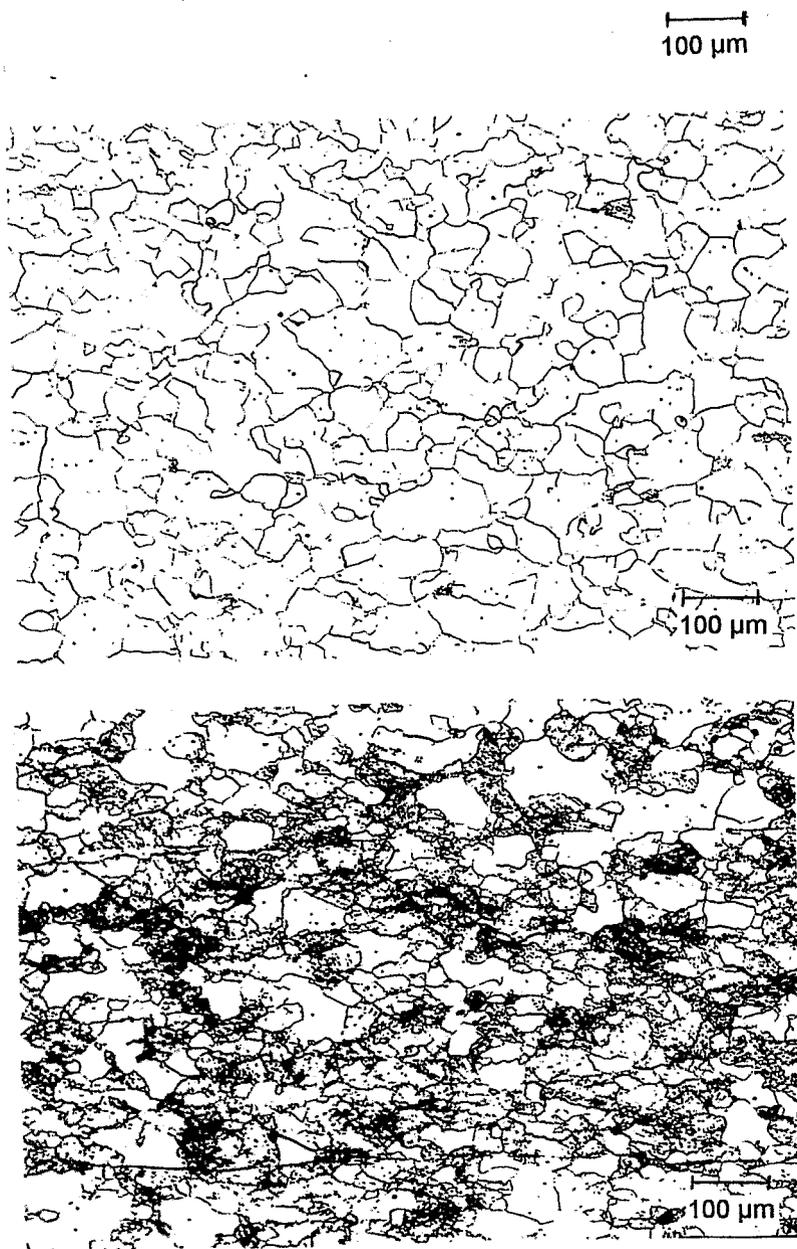


Abb. A4: Gefüge der Legierung H
oben: Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse, poliert, ungeätzt
Mitte: Gefügebereich mit unstrukturiertem Ferrit, poliert, geätzt
unten: Gefügebereich mit strukturiertem Ferrit, geätzt
Probenlängsrichtung: →

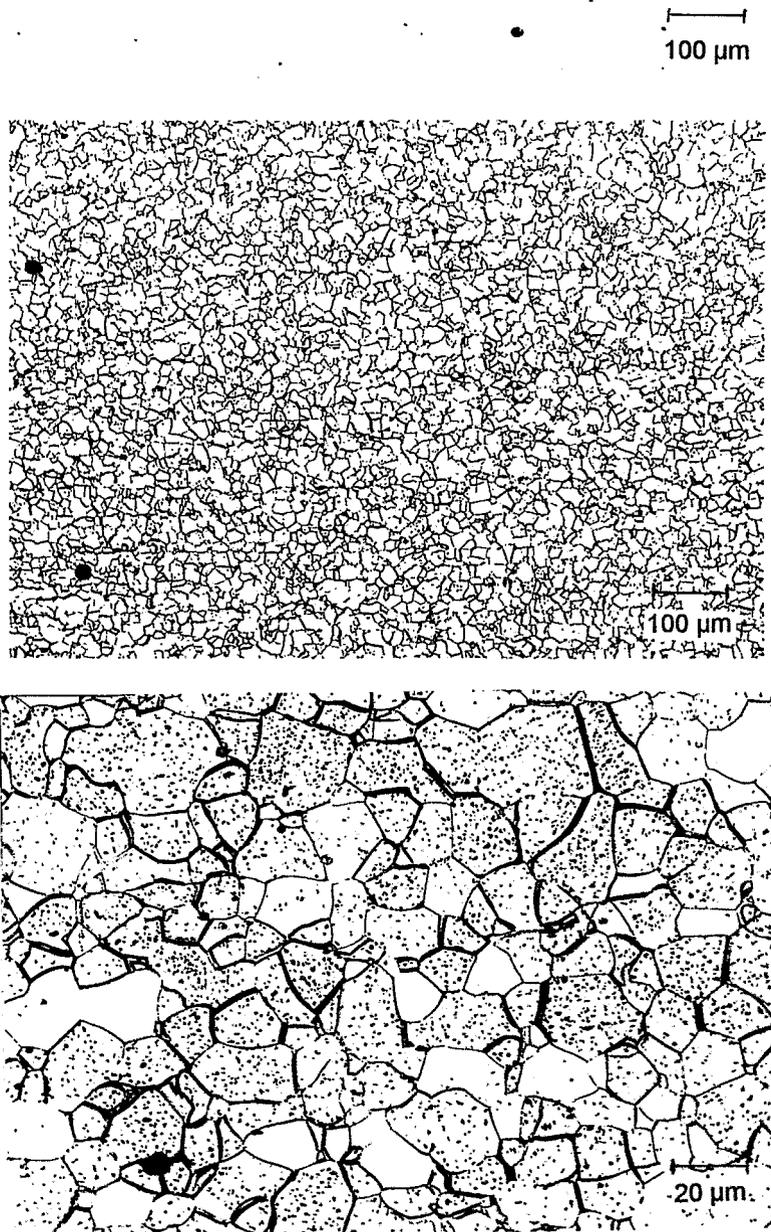


Abb. A5:

Gefüge der Legierung C

oben: Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse, poliert, ungeätzt

Mitte, unten: Ferritgefüge, poliert, geätzt

Probenlängsrichtung: →

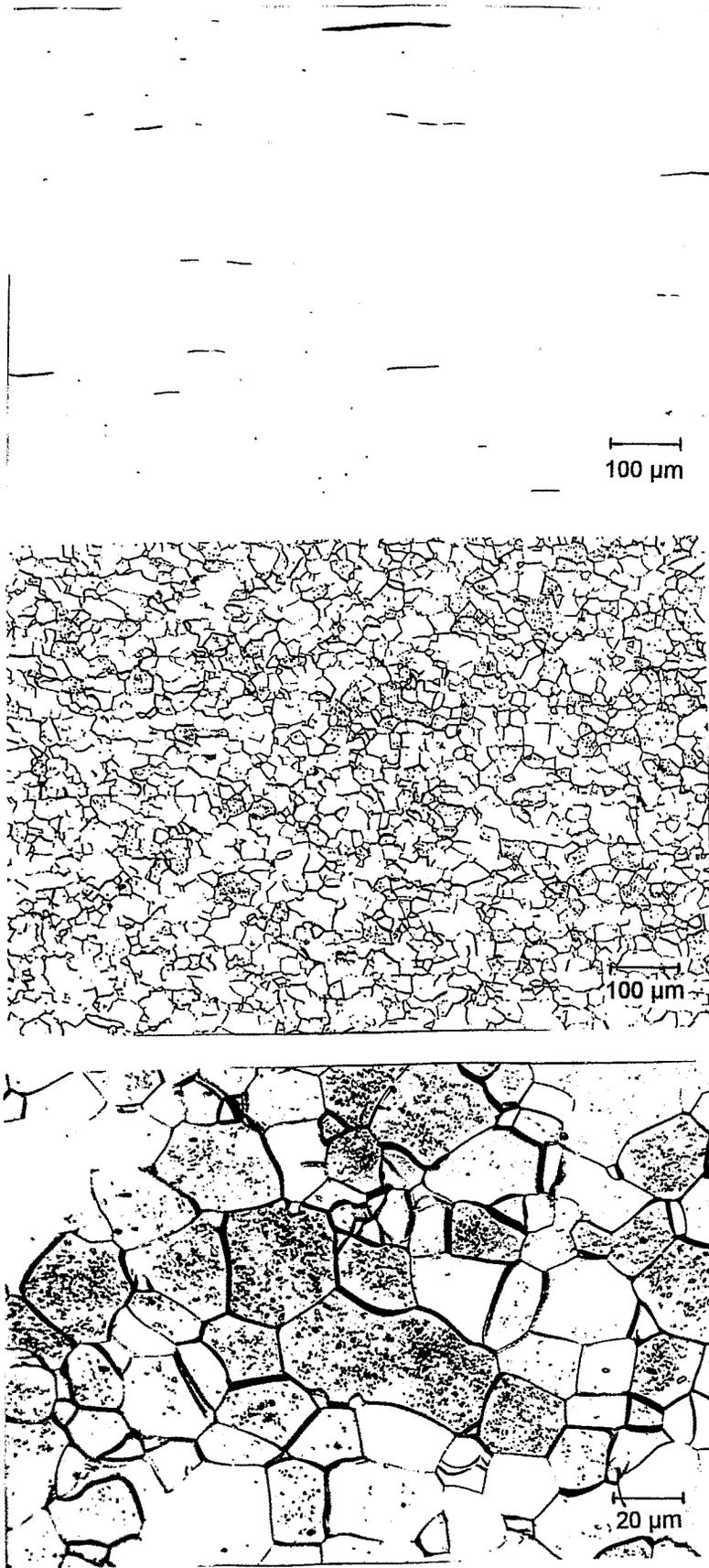


Abb. A6:

Gefüge der Legierung D

oben: Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse, poliert, ungeätzt

Mitte, unten: Ferritgefüge, poliert, geätzt

Probenlängsrichtung: →

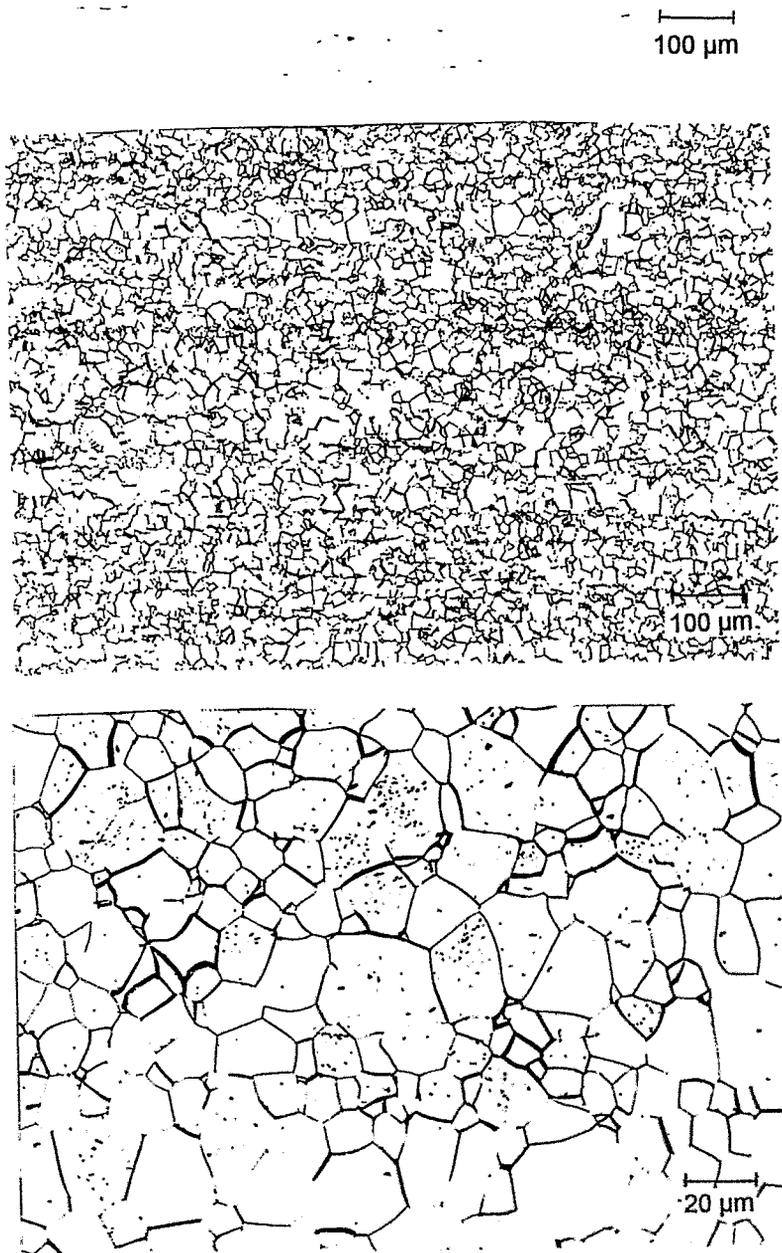


Abb. A7: Gefüge der Legierung E
 oben: Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse, poliert, ungeätzt
 Mitte, unten: Ferritgefüge, poliert, geätzt
 Probenlängsrichtung: →

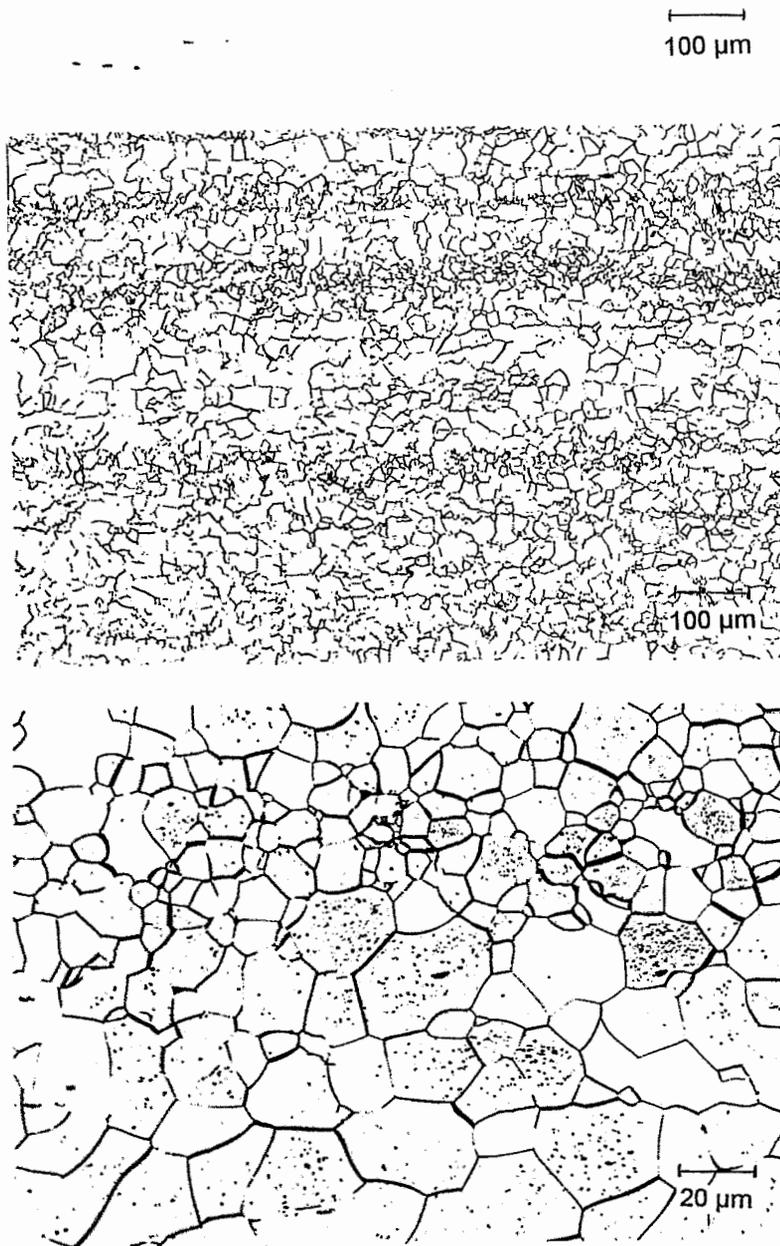


Abb. A8:

Gefüge der Legierung F

oben: Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse, poliert, ungeätzt

Mitte: Ferritgefüge, poliert, geätzt

unten: Ferritgefüge mit Übergang fein- in groberkörnige Zeile, poliert, geätzt

Probenlängsrichtung: →