

KfK 5245  
Oktober 1993

# **Zug- und Kerbschlageigenschaften des martensitischen Stahles MANET-II und deren Optimierung**

L. O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer  
Institut für Materialforschung  
Projekt Kernfusion

**Kernforschungszentrum Karlsruhe**



**Kernforschungszentrum Karlsruhe**

**Institut für Materialforschung  
Projekt Kernfusion**

**KfK 5245**

**Zug- und Kerbschlageigenschaften  
des martensitischen Stahles MANET - II  
und deren Optimierung**

**L.O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer**

**Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe**

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH  
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe

ISSN 0303-4003

## Kurzfassung

Im Rahmen der Förderprogramme der Europäischen Gemeinschaft zur Fusions-technologie wurde im Kernforschungszentrum Karlsruhe für die Erste Wand und Blanketstrukturen eines Demonstrationskraftwerkes ein martensitisch-ferritischer 10 % Chromstahl entwickelt und an die beteiligten europäischen Labors verteilt. Der vorliegende Bericht beschreibt die Arbeiten des IMF-II (KfK) zur Untersuchung der Zug- und Kerbschlageigenschaften des Stahles MANET-II. In den Zugversuchen wurde der Einfluß der Prüftemperatur, der Verformungsgeschwindigkeit, der Probenlage, der Charge, der Halbzeugabmessungen und anderer Parameter untersucht. Der Werkstoff hat eine gute Festigkeit (z.B.  $R_{p0,2}(500\text{ °C}) = 465\text{ MPa}$ ), eine ausreichende Duktilität (z.B.  $A > 10\%$ ) und eine gute Homogenität der Eigenschaften.

Die Kerbschlageigenschaften einiger Chargen des Stahls MANET-II wurden in instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und der Probenlage gemessen, bewertet und mit anderen Stählen verglichen. Die Festigkeit des Materials, gemessen an der Hochlage der Maximalkraft und der Reißfestigkeit, ist als sehr gut einzustufen. Die Verformbarkeit des Materials, gemessen an der Probendurchbiegung beim Spröbruch, ist gut. Die Zähigkeit des Materials, gemessen an der Hochlage der Schlagarbeit, der Energie bis zur Maximalkraft und dem J-Integral ist ebenfalls gut. Lediglich die Übergangstemperatur der Schlagarbeit bzw. die FATT sind mit  $0\text{ °C}$  bzw.  $+4\text{ °C}$  noch zu hoch. Ebenfalls zu hoch ist mit  $T_G = +50\text{ °C}$  die Grenztemperatur für das erst- bzw. letztmalige Auftreten vom Spröbruch.

Aus diesen Gründen wurde eine Optimierung der Austenitisierungs- und Anlaßtemperatur vorgenommen, wodurch neben einer Erhöhung der Warmstreckgrenze vor allem eine wesentliche Erniedrigung der Übergangstemperatur der Schlagarbeit auf etwa  $T = -30\text{ °C}$  erreicht wurde.

## Abstract

Tensile and impact properties of the steel MANET-II and their optimization.

In the frame of the Fusion Technology Programm of the European Community a martensitic-ferritic 10 %-chromium steel has been developed as a possible First Wall and Blanket Structural Material for a DEMO-reactor, and the material has been distributed to all european laboratories interested in this work. The submitted report describes the investigations concerning tensile and impact bending properties done in the IMF-II of the KfK. The tensile tests include the investigation of the parameters test temperature, deformation rate, specimen site, cast, dimensions of the semi finished products and other parameters. The material has an adequate strength (e.g.  $R_{p0,2}(500\text{ }^{\circ}\text{C}) = 465\text{ MPa}$ ), a sufficient ductility (e.g.  $A > 10\text{ }%$ ) and a good homogeneity of this properties. The impact bending properties of some heats of the MANET-II grade steel had been investigated using instrumented V-notch impact bending tests, and it has been compared with other steels. The strenght of the MANET-II grade steel, measured by the maximum load and the stress intensity factor, is very high. The ductility, measured by the specimen bending up to the cleavage fracture, is sufficient. The toughness of the material, measured by the upper shelf energy of the impact strength, by the energy up to the maximum load and by the J-integral, is adequate. Only the transition temperature of the impact energy (DBTT =  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) and the FATT ( $T = +4\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) are too high. The limiting temperature of the first or last appearance of cleavage fracture is too high, too. For that reason an optimization of the thermal treatment of the steel had been attempted. That leads to a higher yield strength at elevated temperature and to a lower DBTT =  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

# Inhalt

	<b>Seite</b>	
1.	Einleitung	1
2.	Versuchsmaterial und Meßmethoden	2
2.1	Der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch	3
3.	Versuchsergebnisse und Diskussionen	4
3.1	Instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche	4
3.1.1	Die Schlagarbeit $A_v$	4
3.1.2	Das J-Integral	5
3.1.3	Die Reißfestigkeit $K_{I_d}$	5
3.1.4	Der kristalline Fleck	5
3.1.5	Der Sprödbruch	6
3.1.6.	Die Verformbarkeit	6
3.1.7	Einfluß der Anlaßtemperatur	6
3.1.8	Datenübersicht	7
3.1.9	Diskussion	7
3.2.	Zugversuche	9
3.2.1	Einfluß der Prüftemperatur	9
3.2.2	Einfluß der Halbzeugdicke	9
3.2.3	Einfluß der Chargen	10
3.2.4	Einfluß der Probenlage	11
3.2.5	Einfluß der Probengröße	11
3.2.6	Einfluß des Prüflabors	12
3.2.7	Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit	12
3.2.8.	Einfluß einer Auslagerung	12
3.2.9	Einfluß der Anlaßtemperatur [5]	13
3.2.10	Bewertung	13
4.	Optimierung	14
4.1	Einleitung	14

4.2	Versuchsergebnisse	14
4.2.1	Zugversuche	14
4.2.2	Kerbschlagversuche	15
4.2.3	Kombination der mechanischen Eigenschaften	15
5.	Zusammenfassung	16
6.	Literaturangaben	17
7.	Nomenklatur, Tabellen und Bilder	18

## 1. Einleitung

Im Rahmen der EG-Programme zur Fusionstechnik (Strukturmaterialprogramm im Long Term Program) wird im Kernforschungszentrum Karlsruhe für die Erste Wand und Blanketstrukturen eines Demonstrationskraftwerkes ein martensitisch-ferritischer 10 %-Chromstahl entwickelt. Dieser Stahl stellt in einigen thermischen und Bestrahlungs-Eigenschaften eine Alternative zu dem bisher vorgesehenen austenitischen Stahl AISI 316L dar. Ausgangspunkt der Legierungs-entwicklung ist der handelsübliche 12 %-Chromstahl 1.4914, der vielfach für Hochtemperaturkomponenten in konventionellen Wärmekraftwerken und für Flugtriebwerke verwendet wird. Die erste Großschmelze (Chg. 53645) dieses für die Fusionstechnik angepaßten Stahles MANET-I ist inzwischen gründlich untersucht worden [1] [2] [3]. Da einige Materialeigenschaften noch verbessert werden mußten und die Materialvorräte weitgehend aufgebraucht waren, wurde vom NET-Team (Garching) nach einem Vorschlag des IMF-II (KfK) eine zweite Großschmelze, MANET-II, bestehend aus sechs Einzelchargen, bestellt. MANET-II unterscheidet sich von MANET-I im wesentlichen darin, daß der Zirkongehalt erniedrigt wurde, um die Kerbschlagzähigkeit zu verbessern, und, daß das Verhältnis von Stickstoff zu Aluminium stark erhöht wurde, um die Kriechinstabilität bei hohen Temperaturen bzw. langen Zeiten zu vermeiden [4] [5]. Ferner wurde wegen der besseren Schweißbarkeit der Kohlenstoffgehalt etwas reduziert. Eine der wichtigsten Anforderungen für Werkstoffe der Ersten Wand und des Blanketbereiches ist eine hohe Kerbschlagzähigkeit. In Fusionsreaktoren vom Tokamak-Typ können einige Komponenten durch Plasma-Abbruch, Druckwellen, Erdbeben und Handhabungsfehler schlagartig beansprucht werden. Die martensitischen Stähle sind aber unterhalb einer sogenannten Übergangstemperatur bei schlagartiger Belastung spröde und dort unbrauchbar. Daher wurde in Kerbschlagversuchen diese Belastung simuliert, und es wurde durch Variation der Prüftemperatur die Temperaturgrenze der Verwendbarkeit bestimmt. Da als Prüfmethode der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch angewandt wurde, ergaben sich darüber hinaus Hinweise über die Rißzähigkeit ( $K_{Ic}$  und J-Integral).

Eine weitere wichtige Anforderung an Werkstoffe der Ersten Wand und des Blanketbereiches ist eine hohe Warmstreckgrenze (z.B.  $R_{p0,2}(500\text{ °C}) \geq 370\text{ MPa}$  [6]. Diese Daten und alle übrigen im Zugversuch meßbaren Werkstoffkennwerte, wie Zugfestigkeit, 0,2-Dehngrenze, Bruchdehnung, Gleichmaßdehnung und Einschnürung werden in dieser Arbeit berichtet und in Abhängigkeit wesentlicher Parameter wie Prüftemperatur, Verformungsgeschwindigkeit, Halbzeugmessung, Schmelze, Probengröße und lage und Prüflabor dargestellt.

## 2. Versuchsmaterial und Meßmethoden

Die 8-Tonnen Großschmelze MANET-II wurde bei Fa. Saarstahl (Völklingen) in sechs Einzelchargen mit den Chargen-Nummern 50757/61 und 50803/4/5 und 6 im Vakuum-Induktionsofen erschmolzen und anschließend im Vakuum-Lichtbogenofen umgetropft. Die chemische Spezifikation, die chemischen Zusammensetzungen (Stückanalysen) und die Abmessungen des gelieferten Halbzeuges (B = Bleche, P = Platinen, S = Stangen, K = Knüppel) sind in Tabelle 1 enthalten. Alle Chargen liegen im Scheffler-Diagramm im Einphasengebiet des reinen Martensit nahe der Grenze zum Zweiphasengebiet Martensit-Deltaferrit. Das Nickeläquivalent ist mit etwa 5 Gew. % gegenüber dem optimalen Wert von etwa 6,7 Gew. % etwas niedrig. Trotzdem ist der Werkstoff durchgehend deltaferritfrei. Die Primärkarbidausscheidungen sind nach Anzahl und Größe gering [5]. Alles Halbzeug (bis auf den geschmiedeten 100 mm-Vierkant-Knüppel) war folgendermaßen wärmebehandelt: Homogenisieren bei 965 °C-2 h + austenitisieren bei 1075 °C-0,5 h + anlassen bei 750 °C-2 h. Das vom Hersteller erstellte Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild (Bild 1) zeigt einen erfreulich unkomplizierten rein martensitischen Stahl mit ausgezeichneter Durchhärtung auch bei langsamsten Abkühlgeschwindigkeiten und ohne zusätzliche Phasen wie Perlit, Bainit, Ferrit, Karbid oder ähnliches. Härteversuche zeigten eine gute Resistenz gegen Kornvergrößerung bis zu Härtetemperaturen von 1075 °C [5].

Die Zugversuche im IMF II wurden mit einer elektro-mechanischen Universal-Prüfmaschine, Instron 4505, durchgeführt. Die Probenformen sind in Bild 2 dargestellt. Die in den Abnahmezeugnissen enthaltenen Versuchsergebnisse des Herstellers wurden in die Auswertungen mit einbezogen. Sie wurden normgerecht mit 5d-Proben erzielt.

Die Kerbschlagproben sind ISO-Spitzkerbenproben entsprechend Bild 3a. Sie sind aus den über 10 mm starken Platinen der Chargen 50 803, 4, 5 und 6 hergestellt. Ihre Lage zur Walzrichtung ist gemäß Bild 3b mit TL bzw. LS zu bezeichnen. Bei der Charge 50806 sind die Richtungen der Kerben unbekannt. Die daraus resultierenden Unterschiede der Kerbschlageigenschaften dürften aber geringfügig sein. Die Chargen 50803, 4 und 5 wurden in instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen im IMF-II geprüft. Die Charge 50806 wurde in nicht instrumentierten Kerbschlagversuchen vom Stahlhersteller (Fa. Saarstahl/Völklingen) geprüft.

## 2.1 Der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch

Im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch (IKS) wird durch Dehnmeßstreifen in der Finne des Hammers die Kraft gemessen, die die Kerbschlagprobe der Hammerbewegung entgegensetzt. Das liefert, wie in Bild 4 dargestellt, ein Kraft-Weg-Diagramm mit mehr oder weniger starken Schwingungsamplituden. Wenn man die Schwingungen durch eine Mittelwertskurve glättet, lassen sich charakteristische Punkte definieren, die mit besonderen Werkstoff- oder Bruchzuständen korrelieren. In  $F_{gy}$  vermutet man eine vollständige Plastifizierung des Ligaments. Auf der Strecke zwischen  $F_{gy}$  und  $F_m$  ist im allgemeinen der Rißbeginn zu erwarten.  $F_m$  ist der Punkt mit der höchsten Kraft. In  $F_u$  beginnt und in  $F_a$  endet der instabile Spröbruch. Alle Kräfte und die aus ihnen ableitbare sogenannte Rißzähigkeit  $K_{Id}$  sind Festigkeitskennwerte. Allen diesen charakteristischen Punkten entsprechen Wege, die die Durchbiegung der Probe angeben. Die Durchbiegung  $S_u$  bis zum Beginn des Spröbruches kann am besten als Duktilitätsmaß des Werkstoffes dienen. Interessant wäre aber auch die noch unbekannte Durchbiegung bis zur Rißinitiierung. Integriert man die Kraft über dem Weg bis zu den charakteristischen Punkten, dann erhält man ebenso charakteristische Energien, die vorläufig nur durchnumeriert werden.  $E_I$  ist die Energie bis  $F_m$ ,  $E_{II}$  ist die Energie von  $F_m$  bis  $F_u$ ,  $E_{III}$  ist die Energie von  $F_a$  bis zum Ende und  $E_{tot}$  ist die Gesamtenergie, die identisch sein muß mit der aus der Steighöhe des Hammers berechneten Schlagarbeit  $A_v$ . Alle Energien und das aus ihnen ableitbare J-Integral geben Aufschluß über das Energieaufnahmevermögen, d.h. die Zähigkeit, des Werkstoffes.  $K_{Id}$  bzw. des J-Integral sollte man möglichst aus der Kraft bzw. der Energie beim Rißbeginn berechnen. Da der Punkt  $F_i$  hier noch unbekannt ist, werden solche Daten zunächst nur näherungsweise aus  $F_m$  und  $E_I$  berechnet, wobei  $K_{Id}$  etwas zu hoch und J deutlich zu hoch ausfallen kann. Die genormten Gültigkeitskriterien sind dabei auch nicht immer erfüllt. Es handelt sich bei diesen Daten also nur um ungefähre Anhaltswerte, die aber zum Materialvergleich gut geeignet sind. Von den in Bild 4 dargestellten charakteristischen Punkten im Kraft-Weg-Diagramm werden in dieser Arbeit nur diejenigen beachtet, die nach dem heutigen Kenntnisstand ausreichend genau bestimmbar sind und die technisch verwertbare Materialkennwerte liefern. Das sind vorläufig nur  $F_m$  und  $F_u$ . Näherungsweise aus  $F_m$  wird die Rißzähigkeit  $K_{Id}$  berechnet [7], [8].

$$K_{Id} = (F_m \cdot S/B \cdot W^{3/2} \cdot [2,9 (a_m/W)^{1/2} - 4,6 (a_m/W)^{3/2} + 21,8 (a_m/W)^{5/2} - 37,6 (a_m/W)^{7/2} + 38,7 (a_m/W)^{9,2}])$$

Darin bedeuten:

$F_m$  = Maximalkraft (anstelle der Kraft bei Rißbeginn)

$B, W, S$  = Probenbreite, Probenhöhe und Auflagerabstand  
 $a_m$  = Kerbtiefe

Die Gültigkeitskriterien (Bruch nach  $3\tau$ ; Bruch vor allgemeinem Fließen und ausreichende Schlagenergie) wurden nicht immer erfüllt.

Näherungsweise aus der bis zum Punkt  $F_m$  verbrauchten Energie  $E_I (F_m)$  wird das J-Integral berechnet [9]:

$$J = 2 \cdot E_I (F_M) / B (W - a_m)$$

Darin ist  $B \cdot (W - a_m)$  der Probenquerschnitt in der Bruchfläche. Die Gültigkeitskriterien ( $B > 25 J_Q / \sigma_y$ ; Init. Ligament  $> 25 \cdot J_Q / \sigma_y$ ) wurden nicht immer erfüllt.

Aus dem Punkt  $F_u$  wird die Probendurchbiegung  $S_u$  bis zum Einsetzen des Sprödbruches bestimmt. Die bekannteste Größe des Kerbschlagversuches ist die sogenannte Schlagarbeit  $A_v$ . Die wichtigste Abhängigkeit der Schlagarbeit ist ihre Temperaturabhängigkeit, aus der die sogenannte Übergangstemperatur  $T_{\ddot{u}}$  (Ductile-Brittle-Transition-Temperature = DBTT) bestimmt werden kann. Dazu wird der arithmetische Mittelwert der Schlagarbeit aus der Hochlage und der Tieflage berechnet und die zu diesem Wert gehörige Prüftemperatur als sogenannte Übergangstemperatur aus dem Schlagarbeit-Temperatur-Diagramm abgelesen. Der relative Kraftabfall  $\Delta F / F_m$  entspricht ungefähr dem kristallinen Fleck der gebrochenen Probe [10]. Er wird hier zur Bestimmung der Temperatur  $T_G$  benutzt, bei der erst - bzw. letztmals Sprödbruch auftritt.

### 3. Versuchsergebnisse

#### 3.1 Instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche

Sämtliche gemessenen Ausgangsdaten der Kerbschlagversuche sind in den Tabellen 2 bis 6 enthalten.

##### 3.1.1 Die Schlagarbeit $A_v$

Die Schlagarbeit  $A_v$  der vier untersuchten Chargen 50803, 4, 5 und 6 ist in Abhängigkeit von der Prüftemperatur in Bild 5 für die Probenlage TL und in Bild 6 für die Probenlage LS dargestellt. Die Hochlage der Schlagarbeit entspricht mit 155 J (TL) bzw. 175 J (LS) den Erwartungen an einen Stahl dieses Types. Ebenso ist die Übergangstemperatur der Schlagarbeit mit 0 °C (TL) bzw. - 12 °C (LS) als ausreichend anzusehen. Es ist eindeutig, daß bei der Probenlage TL die Meßwerte stärker streuen und natürlich ungünstiger liegen als bei der Probenlage LS. Das ist be-

sonders ausgeprägt bei Charge 50804, die in den beiden Probenlagen sehr unterschiedliche Hochlagen der Schlagarbeit und unterschiedliche Übergangstemperaturen zeigt. Eine mögliche Ursache dafür wird im Zusammenhang mit dem Einfluß der Chargen und der Probenlage diskutiert.

### 3.1.2 Das J-Integral

In den Bildern 7 und 8 ist für die beiden Probenlagen TL und LS als Maß für die Materialzähigkeit die Energie bis zur Maximalkraft  $E_I$  ( $F_m$ ) und das daraus berechnete J-Integral der Chargen 50803, 4 und 5 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Die in diesen Bildern ablesbare Werkstoffzähigkeit ist für den besonders sicherheitsbewußten Anwender wichtiger als die Daten der Schlagarbeit, denn hier wird die Leistungsfähigkeit der Werkstoffes nur nach seinem Verhalten bis zum Erreichen der maximalen Belastbarkeit beurteilt, und der folgende Instabilitätsbereich wird weggelassen, obwohl er ja auch noch eine gewisse Reserve enthält. Die Gültigkeit des J-Integrals ist wegen der Probengröße auf tiefe Temperaturen beschränkt. Die Hochlage des J-Integrals hat mit etwa  $1,2 \text{ MJ/m}^2$  einen guten Wert, und die Übergangstemperatur ist mit  $-40 \text{ °C}$  (TL) bzw.  $-35 \text{ °C}$  (LS) auch brauchbar. Die Werte der Probenlage TL streuen stärker als die der Probenlage LS. Alle Chargen sind in etwa gleichwertig.

### 3.1.3 Die Reißfestigkeit $K_{I_d}$

In den Bildern 9 und 10 ist für die beiden Probenlagen TL und LS als Maß für die Materialfestigkeit die Maximalkraft  $F_m$  und die daraus berechnete Reißfestigkeit  $K_{I_d}$  der Chargen 50803, 4 und 5 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Die Gültigkeit der Reißfestigkeit  $K_{I_d}$  ist wegen dem hier notwendigen Sprödbruch (vor allgem. Fließen) auf niedrige Temperaturen beschränkt. Die Festigkeit der Probenlage TL ist etwas höher als die der Probenlage LS. Der Effekt ist nur schwach ausgeprägt und bisher unerklärlich.

### 3.1.4 Der Kristalline Fleck

In den Bildern 11 und 12 ist für die beiden Probenlagen TL und LS als Maß für den Sprödbruch der Anteil des kristallinen Fleckes am Gesamtbruch für die Chargen 50803, 4, 5 und 6 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. In Bild 11 wird für die Probenlage TL bei einem Anteil des kristallinen Fleckes am Gesamtbruch von  $0,5$  die FATT (Fracture appearance transition temperature) mit  $+4 \text{ °C}$

abgelesen. Die Probenlage TL ist auch hier ungünstiger als die Probenlage LS. Ein Chargeneffekt ist allenfalls für die Charge 50806 bei tiefen Temperaturen sichtbar.

### 3.1.5 Der Sprödbruch

In den Bildern 13 und 14 ist für die beiden Probenlagen TL und LS als Maß des Sprödbruchumfanges der relative Kraftabfall  $\Delta F/F_m$  während des Sprödbruches für die Chargen 50803, 4 und 5 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Bei hohen Temperaturen verhalten sich die Proben aus der Probenlage TL deutlich spröder als diejenigen aus der Probenlage LS. Entsprechend ist die Grenztemperatur für das erst- bzw. letztmalige Auftreten von Sprödbruch bei Querproben  $T_G$  (TL)  $\approx + 60$  °C und bei Längsproben  $T_G$  (LS)  $\approx + 23$  °C. Die Ursache dafür ist die leichtere Rißausbreitung in Walzrichtung.

Die Korrelation zwischen dem kristallinen Fleck als eindeutigen Maß für den Sprödbruch und dem relativen Kraftabfall ist in den Bildern 15 und 16 gegeben. Danach ist der relative Kraftabfall ein fast gleichwertiges Maß für den Sprödbruch und ebenfalls zur Bestimmung von FATT geeignet. Genau besehen gibt es allerdings schwache Abhängigkeiten von der Probenlage und der Charge.

### 3.1.6 Die Verformbarkeit

In den Bildern 17 und 18 ist für die beiden Probenlagen TL und LS als Maß für die Verformbarkeit des Werkstoffes die Durchbiegung der Proben bis zum Sprödbruch bzw. bis zur Maximalkraft für die Chargen 50803, 4 und 5 in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Bei Temperaturen oberhalb - 20 °C hat die Probenlage TL gegenüber LS die geringere Verformbarkeit bis zum Sprödbruch. Die Verformungen bis zur Maximalkraft  $S_m$  dagegen sind gleich und mit etwa 2.5 mm nahezu konstant.

### 3.1.7 Einfluß der Anlaßtemperatur

An Querproben der Charge 50806, die bei 600°, 700° bzw. 750 °C/2 h angelassen worden waren, wurde vom Hersteller der MANET-II-Chargen (Fa. Saarstahl/Völklingen) in nichtinstrumentierten Kerbschlagversuchen die Abhängigkeit der Schlagarbeit von der Prüftemperatur gemessen [5]. Je höher die Anlaßtemperatur ist, desto höher ist die Hochlage der Schlagarbeit und desto tiefer ist

die Übergangstemperatur, wobei der Unterschied zwischen den Anlaßtemperaturen 700° und 750 °C gering ist.

### 3.1.8 Datenübersicht

In Tabelle 6 sind diejenigen der gemessenen Daten, die in besonderer Weise die Festigkeit, die Verformbarkeit und die Zähigkeit des untersuchten Stahls beschreiben, zusammengestellt, damit möglichst übersichtlich und vollständig das Kerbschlagverhalten mit anderen Stählen verglichen werden kann. Hier ist ein Vergleich mit den ähnlich gründlich untersuchten Stählen MANET-I und CETA in der Tabelle möglich. Danach ist der Stahl MANET-II nur in der Hochlage der Schlagarbeit den beiden anderen etwas überlegen, während er allgemein in der Zähigkeit, in der Festigkeit und in der Verformbarkeit eine Mittelstellung zwischen dem schlechteren MANET-I und dem etwas besseren CETA einnimmt.

### 3.1.9 Diskussion

Vergleicht man die Meßergebnisse der beiden Probenlagen miteinander, so stellt man fest, daß erwartungsgemäß die Ergebnisse der Probenlage TL schlechter als die der Probenlage LS sind. Die Ursache liegt darin, daß bei der Probenlage TL die Rißausbreitung in Walzrichtung erfolgt. Alle Gefügeinhomogenitäten und Segregationen sind aber in Walzrichtung gestreckt, wodurch die Rißausbreitung gefördert und die mechanischen Eigenschaften verschlechtert werden. Weshalb die Maximalkraft  $F_m$  und die aus ihr berechnete Reißfestigkeit  $K_{Id}$  hierzu eine Ausnahme bilden, ist bisher unbekannt.

In den Bildern mit der Probenlage LS liegen die Meßpunkte der verschiedenen Chargen dicht beieinander, so daß kein Chargeneinfluß sichtbar ist. Lediglich in der Schlagarbeit scheint die Charge 50806 bei höheren Temperaturen etwas ungünstiger zu sein. Da diese Proben aber bei der Fa. Saarstahl geprüft worden sind, könnte dies auch ein Laboreffekt sein. In den Bildern mit der Probenlage TL streuen die Meßpunkte stärker, und es ist stellenweise, insbesondere bei Prüftemperaturen von - 40 bis 0 °C, ein kleiner Chargeneffekt sichtbar. Da die vergleichbaren Chargen 50803, 4 und 5 sich nur im Zirkongehalt signifikant unterscheiden, wurden in Bild 19 die Schlagarbeit  $A_v$  als Maß für die Zähigkeit, die Durchbiegung  $S_u$  als Maß für die Verformbarkeit und die Maximalkraft  $F_m$  als Maß für die Festigkeit des Werkstoffes in Abhängigkeit von dem Zirkongehalt aufgetragen. Man sieht, daß insbesondere bei niedrigen Prüftemperaturen und Zirkongehalten um

100 ppm die Verformbarkeit des Werkstoffes und dadurch auch seine Zähigkeit durch Dotierung des Stahls mit Zirkon wesentlich verbessert wird. Die Ursache dafür liegt darin, daß Zirkon die normalerweise plattenförmigen Mangansulfidausscheidungen globuliert, wodurch die Rißausbreitung von ihnen weniger unterstützt wird und der Werkstoff besser verformbar ist. Der Einfluß auf die Festigkeit dagegen ist in dem hier untersuchten Bereich sehr schwach und zudem unerklärlicherweise negativ.

Ein Vergleich der Kerbschlageigenschaften nach Tabelle 6 zeigt, daß der Stahl MANET-II seinem Vorgängerstahl MANET-I in allen Belangen eindeutig überlegen ist. Die Hauptursache dafür ist die Reduzierung des viel zu hohen Zirkongehaltes von 530 ppm in MANET-I auf durchschnittlich 150 ppm in MANET-II. Dadurch konnte einerseits die Ausscheidung von sehr groben Zirkon-Primärkarbiden, die als starke Rißauslöser wirken, vermieden werden; und andererseits war der Zirkongehalt noch hoch genug, um die Mangansulfidausscheidungen zu globulieren. Es ist bisher noch unbekannt, welcher Zirkongehalt zwischen 530 ppm (MANET-I) und 80 ppm (MANET-II, Chg. 50804) bezüglich der Kerbschlageigenschaften optimal ist. Aus den Kerbschlageigenschaften des Bildes 19 und einigen metallografischen Untersuchungen [5] würde man aber auf etwa  $220 \pm 40$  ppm schließen.

Der Vergleich des Stahles MANET-II mit dem niedrig aktivierenden Stahl CETA zeigt, daß der Stahl CETA die etwas höhere Verformbarkeit und Festigkeit und bei ungefähr gleicher Hochlage der Zähigkeitskennwerte ( $A_V$ ;  $E_I$ ;  $J$ ) die günstigeren, d.h. niedrigeren Übergangs- und Grenztemperaturen hat. Da beide Stähle, obwohl sie zu einer Stahlklasse gehören, doch sehr unterschiedliche Legierungselemente mit unterschiedlichen Legierungsanteilen enthalten, ist es nicht ohne weiteres möglich, diesen Unterschieden die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften zuzuordnen. Am ehesten würde man noch annehmen können, daß der Stahl MANET-II zu wenig Molybdän bzw. Wolfram und zu viel Stickstoff [11] enthält. Vielleicht war auch wegen des geringen Aluminiumgehaltes die Desoxidation nicht ausreichend.

Da die Linie der MANET-Stähle nicht fortgesetzt wird, ist es wichtiger zu fragen, wie die CETA-Stähle verbessert werden können. Hauptpunkte sind dabei die Reduzierung der Gehalte an Kohlenstoff, Mangan, Vanadin und Tantal und die Erhöhung der Gehalte an Wolfram, Bor und Zirkon. Dies ist in einigen Variationen in den CETA-Nachfolgestählen berücksichtigt worden.

## 3.2 Zugversuche

Alle verfügbaren Meßdaten der Zugversuche an MANET-II sind in Tabelle 7 zusammengefaßt. Die Raumtemperatur-Meßdaten ohne Angabe der Gleichmaßdehnung stammen aus den Abnahmezeugnissen des Herstellers.

### 3.2.1 Einfluß der Prüftemperatur

Bild 20 zeigt die Zugfestigkeit und die 0,2-Dehngrenze der Chargen 50761 (S 12) und 50806 (B 8) in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. Die Werte liegen deutlich über der Spezifikation von  $R_{p0,2} (RT) \geq 450 \text{ MPa}$  und  $R_m (RT) \geq 600 \text{ MPa}$  und über den vorläufig angenommenen Anforderungen nach [6] aus Tabelle 13. Allerdings ist zunächst noch offen, ob dies auch für alle Chargen, Probenlagen und -größen und jede Halbzeugabmessung gilt. Zugfestigkeit und Streckgrenze liegen dicht beieinander, d.h. das Material verfestigt während der Verformung nur wenig. Bild 21 zeigt die Bruchdehnung und die Gleichmaßdehnung, sowie die Bruch-einschnürung der Chargen 50761 (S 12) und 50806 (B 8) in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. Die Bruchdehnung liegt deutlich über der Spezifikation von  $A (RT) \geq 10 \%$ . Möglicherweise kritisch ist das Duktilitätsminimum bei etwa  $300 \text{ }^\circ\text{C}$ , was in der Literatur als Blausprödigkeit bezeichnet wird, weil der Stahl bei diesen Prüf- oder Glühtemperaturen an Luft blau anläuft. Die Bruchdehnungswerte liegen mit 10 bis 13 % deutlich unter der vorläufigen Anforderung von  $A \geq 15 \%$  bei allen Temperaturen. Die Gleichmaßdehnung ist relativ gering, weil der Werkstoff bei Verformung nur wenig verfestigt. Möglicherweise sind hier noch Verbesserungen notwendig.

### 3.2.2 Einfluß der Halbzeugdicke

Wie aus Tabelle 1 zu entnehmen ist, wurden die sechs Chargen in insgesamt elf unterschiedlichen Abmessungen ausgeliefert. Sie werden hier mit den folgenden Abkürzungen bezeichnet:

757 (K 95); 761 (S 6); 761 (S 12); 761 (S 20); 761 (K 100); 803 (P 30); 804 (P 30); 805 (B6); 805 (P 20); 806 (B4); 806 (B 8); 806 (P12). Darin bedeutet die erste Zahl die um die Vorziffer 50 reduzierte Chargen-Nummer. Der Buchstabe in der Klammer bedeutet: K = Knüppel; S = Stange; B = Blech und P = Platine. Die Zahl in der Klammer gibt die Halbzeugdicke in mm an. Da für jede Abmessung des Halbzeuges mehr oder weniger unterschiedliche Herstellungsprozesse notwendig sind, können die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes auch unterschiedlich

sein. Bild 22 zeigt die Zugeigenschaften in Abhängigkeit von der Blech- bzw. Platinendicke. Beim Übergang von einer 30 mm starken Platine zu einem 4 mm starken Blech verändern sich die Zugeigenschaften etwa folgendermaßen:

Tabelle 8: Änderung der Zugeigenschaften (30 → 4 mm)

Größe	Dimension	RT	500 °C	650 °C
$\Delta R_m$	MPa	+ 20	+ 20	+ 15
$\Delta R_{po,2}$	MPa	+ 32	+ 25	+ 14
$\Delta A$	%	- 5,0	- 4,9	- 7,5
$\Delta A_g$	%	- 2,1	- 0,3	- 0,3

Mit abnehmender Halbzeugdicke nimmt bei Blechen und Platinen die Festigkeit zu und die Duktilität ab. Die Ursache sind wahrscheinlich verformungsbedingte höhere Versetzungsdichten und wärmebedingte höhere Ausscheidungsdichten. Deutlich anders sind die Verhältnisse bei Stangen und Knüppeln. Bild 23 zeigt die Zugeigenschaften bei Raumtemperatur in Abhängigkeit vom Durchmesser der Stangen bzw. Knüppel. In Anbetracht der geringen Unterschiede und der relativ dazu großen Streuungen der Meßwerte kann keine signifikante Abhängigkeit der Raumtemperaturzugeigenschaften vom Halbzeugdiameter festgestellt werden.

### 3.2.3 Einfluß der Chargen

Bild 24 zeigt die Zugeigenschaften in Abhängigkeit von der Charge. Zwangsläufig mit den Chargen sind meist auch die Halbzeugabmessungen unterschiedlich. Korrigiert man mit Hilfe der Daten aus Tabelle 8 alle Meßwerte auf eine Platindicke von 12 mm, so erhält man den in Bild 24 dargestellten reinen Chargeneinfluß. Die auffallendsten Unterschiede findet man in der Bruchdehnung. Es ist allerdings noch ungeklärt, was die Ursache des ungewöhnlich hohen Wertes von A (650 °C) = 38 % bei Chg. 804 ist, zumal diese hohe Duktilität bei 500 °C und Raumtemperatur nicht mehr existiert. Ansonsten liegen die Meßwerte relativ dicht beieinander, und sie streuen unsystematisch, so daß gesagt werden kann, daß alle Chargen in bemerkenswerter Weise übereinstimmende Zugeigenschaften besitzen.

### 3.2.4 Einfluß der Probenlage

Es werden zwei Probenlagen untersucht. Bei den sogenannten Längsproben liegt die Längsachse der Proben in der Hauptwalzrichtung des Halbzeuges, d.h. bei Blechen und Platinen in deren Längsrichtung. Bei den sogenannten Querproben liegt deren Längsachse quer zur Hauptwalzrichtung, d.h. zur Längsrichtung der Bleche und Platinen. Von Blechen und Platinen wurden Längs- und Querproben hergestellt. Von Stangen gibt es nur Längsproben und von Knüppeln wurden nur Längsproben angefertigt. Für einen Vergleich der Zugeigenschaften von Längs- und Querproben wurden deren Meßwerte einfach subtrahiert (s. Tabelle 9), und diese Differenzen wurden in Bild 25 in Abhängigkeit von der Blech- bzw. Platinendicke dargestellt. Man erkennt, daß es oberhalb einer Platinendicke von etwa 10 mm keinen signifikanten Einfluß der Probenlage gibt. Mit abnehmender Blechdicke steigt die Streckgrenze der Querproben stärker an als die der Längsproben, so daß deren Differenz ebenfalls ansteigt. Dies könnte ein Effekt der zunehmend ausgeprägten Walztexturen sein. In den übrigen Zugeigenschaften sind die Querproben nur geringfügig und nicht signifikant besser als die Längsproben. Warum aber überhaupt hier die Querproben bessere Eigenschaften als Längsproben haben, ist unbekannt. Die meisten Versuche wurden in dieser Arbeit mit Längsproben gemacht, so daß die Ergebnisse eher konservativ sind.

### 3.2.5 Einfluß der Probengrößen

Von den Probenabmessungen können zwei Größen einen Einfluß auf die Zugeigenschaften haben. 1.) Die Probenlängen und der Probenquerschnitt können bei Kleinstproben einen Einfluß haben, wenn sie in der Größenordnung des Korndurchmessers des Werkstoffes liegen. Das ist hier nicht der Fall. 2.) Das Verhältnis von Meßlängen zu Probendurchmesser beeinflusst die Einschnürdehnung und damit die Bruchdehnung. Die beiden vom IMF II verwendeten Probengrößen haben mit  $20 : 3 = 6,67$  und  $30 : 5 = 6,0$  sehr ähnliche Verhältnisse, so daß in etwa gleiche Bruchdehnungen zu erwarten sind. Ein Vergleich der Ergebnisse der beiden Probengrößen ist in Tabelle 10 enthalten. Man sieht, daß die Zugeigenschaften erwartungsgemäß innerhalb der natürlichen Streuungen gleich sind. Die von Fa. Saarstrahl verwendeten Proben haben ein Verhältnis von 5.0. Gegenüber den Proben des IMF II müßten sie also im Durchschnitt die größere Bruchdehnung aufweisen, was aber nicht der Fall ist. Das deutet auf einen zusätzlichen Labor-Effekt.

### 3.2.6 Einfluß des Prüflabors

In Bild 26 sind die Daten von vergleichbaren Zugversuchen des IMF II und des Herstellers Saarstrahl dargestellt. Bei Zugfestigkeit und Streckgrenze ist eine signifikante systematische Abweichung von der idealen Übereinstimmung festzustellen. Die Ursache ist noch unbekannt. Auch die Bruchdehnung scheint mit 4 gegen 2 Meßpunkte systematisch abzuweichen, allerdings in die entgegengesetzte Richtung wie es die unterschiedlichen Probengrößen erklären könnten. Da die Abweichung der hier insbesondere interessierenden Streckgrenzenwerte aber nur im Mittel 2 % beträgt, kann diese Ungenauigkeit hingenommen werden. Eine mögliche Ursache für die "Labor" - Abweichungen könnte auch darin liegen, daß die Proben an unterschiedlichen Stellen des Halbzeuges entnommen wurden, und daß die Zugeigenschaften nicht überall ganz gleich sind. Das aber wieder kann an jedem Einzelstück des Halbzeuges unterschiedlich sein und deswegen lohnt eine solche Untersuchung nicht, es sei denn es würden zufälligerweise interessante "Ausreißer" entdeckt.

### 3.2.7 Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit

In Tabelle 11 sind die Zugeigenschaften der Charge 50805 bei einer Prüftemperatur  $T = 300\text{ °C}$  enthalten, und in Bild 27 sind sie in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit dargestellt. Im Bereich von  $v = 10^{-3}\text{ mm/min}$  bis  $v = 3 \cdot 10^2\text{ mm/min}$  konnte kein Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit nachgewiesen werden. Erst bei  $v = 10^{-3}\text{ mm/min}$  steigen die Werte der Zugeigenschaften deutlich an. Außer den in Bild 27 dargestellten Experimenten wurden alle übrigen Experimente dieses Berichts im IMF II mit einer Verformungsgeschwindigkeit von 1 % min durchgeführt.

### 3.2.8 Einfluß einer Auslagerung

Das in Bild 21 dargestellte Minimum der Bruchdehnung bei  $300\text{ °C}$ , die sogenannte Blausprödigkeit, ist möglicherweise nicht nur von der Prüftemperatur, sondern auch von der Glüh- bzw. Auslagerungszeit abhängig. Um das zu untersuchen, wurden Zugproben der Chargen 50805 (P20) bei Temperaturen zwischen  $150$  und  $450\text{ °C}$  und über eine Zeit von 1,5 bis 384 Std. ausgelagert und anschließend bei der Auslagerungstemperatur zerrissen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 12 enthalten und in Bild 28 und 29 dargestellt. Bild 28 zeigt den erwarteten Abfall von Zugfestigkeit und 0,2-Dehngrenze mit zunehmender Temperatur und das Minimum

der Bruchdehnung bei 300 bis 350 °C, die sogenannte Blausprödigkeit. Bild 29 zeigt allerdings, daß es keine Abhängigkeit der Zugeigenschaften, insbesondere der Bruchdehnung, von der Glüh- bzw. Auslagerungszeit gibt. Das Bruchdehnungsminimum ist also ein reiner Prüftemperatur-Effekt, der bei einer Prüfung bei Raumtemperatur nicht gefunden werden kann [5].

### 3.2.9 Einfluß der Anlaßtemperatur [5]

Der Einfluß der Anlaßtemperatur (600, 700, 750 °C) auf die Zugeigenschaften wurde in einer gesonderten Arbeit im IMF I untersucht, die hier kurz zitiert werden soll. "Aus den Teilbildern 22a und b ist deutlich die Abnahme der Zugfestigkeit- und Streckgrenzenwerte mit ansteigender Anlaßtemperatur über den gesamten Prüftemperaturbereich erkennbar. Dieser Abnahme der  $R_m$ - und  $R_{p0,2}$ -Werte stehen steigende Bruchdehnungswerte gegenüber. Die Werte für die Gleichmaßdehnung  $A_g$  und die Brucheinschnürung  $Z$  werden dagegen durch die unterschiedliche Anlaßbehandlung nicht wesentlich beeinflusst".

### 3.2.10 Bewertung

Die vorläufigen Anforderungen an einen Stahl für Strukturkomponenten der Ersten Wand und des Brüter-Blankets bezüglich seiner Zugeigenschaften nach [6] sind in Tabelle 13 den Meßergebnissen der Charge 50806 (B8) aus Bild 20 und 21 gegenübergestellt.

Tabelle 13: Vergleich von Anforderungen A und Meßergebnissen M.

Prüftemperatur in °C	20°		250°		500°	
	A	M	A	M	A	M
Zugfestigkeit in MPA	≥ 660	787	≥ 560	674	≥ 430	504
0.2-Dehngrenze in MPa	≥ 540	677	≥ 455	594	≥ 370	471
Bruchdehnung in %	≥ 15	15.1	≥ 15	11	≥ 15	18.5

Man sieht, daß der Stahl den Festigkeitsanforderungen sehr gut gerecht wird, daß er aber bezüglich der Bruchdehnung im Bereich des Bruchdehnungsminimums bei etwa 300 °C noch verbesserungsbedürftig ist. Diese Verbesserungen

mums bei etwa 300 °C noch verbesserungsbedürftig ist. Diese Verbesserungen sind wahrscheinlich sowohl über eine veränderte Vergütungsbehandlung, als auch über eine Veränderung der chemischen Zusammensetzung erreichbar.

#### 4. Optimierung

##### 4.1 Einleitung

Die bisher beschriebenen Untersuchungen wurden an einem Werkstoff vorgenommen, der in folgendem Materialbehandlungszustand angeliefert worden war: Homogenisieren bei 965 °C /2h plus austenitisieren bei 1075 °C / 0,5 h plus anlassen bei 750 °C /2h. Durch Variation der Bedingungen beim Austenitisieren und beim Anlassen lassen sich auch die resultierenden mechanischen Eigenschaften verändern. Hier soll gezeigt werden, wie die Kerbschlagzähigkeit und die Warmstreckgrenze, die hier wahrscheinlich die beiden wichtigsten mechanischen Eigenschaften sind, optimiert werden können. Die grundsätzliche Schwierigkeit der Aufgabe besteht darin, daß Festigkeit ( $\approx$ Streckgrenze) und Verformbarkeit ( $\approx$ Kerbschlagzähigkeit) alternative Materialeigenschaften sind, die bei gegebener chemischer Zusammensetzung der Legierung nicht gleichzeitig verbessert, sondern nur gegenläufig verändert werden können, wobei allerdings eine Optimierung auch möglich ist.

##### 4.2 Versuchsergebnisse

Beim Austenitisieren und beim Anlassen werden Diffusionsvorgänge thermisch aktiviert, die mit temperaturabhängiger Geschwindigkeit ablaufen. Dadurch können gleiche Materialzustände durch Variation der Temperatur oder der Zeit erreicht werden. Aus Gründen der Arbeitersparnis werden hier nur die jeweiligen Temperaturen variiert. Zum Austenitisieren werden jeweils für  $t_{\text{au}} = 15$  min die Temperaturen  $T_{\text{au}} = 900; 950; 1000; 1050; (1075); 1100$  °C angewendet. Zum Anlassen werden jeweils für  $t_{\text{AN}} = 2$  h die Temperaturen  $T_{\text{AN}} = 650; 700; 750$  °C angewendet. Untersucht wurde die Charge Nr. 50803, die hier als repräsentativ für MANET - II gelten kann.

###### 4.2.1 Zugversuche

Die Ergebnisse der Warmzugversuche bei einer Prüftemperatur von  $T_p = 500$  °C sind in Tabelle 14 aufgelistet. in Bild 30 ist die 0,2 - Dehngrenze  $R_{p0,2}$  (500 °C) in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und der Anlaßtemperatur

dargestellt. Mit zunehmender Austenitisierungstemperatur nimmt die Warmstreckgrenze zu und mit zunehmender Anlaßtemperatur nimmt sie ab. Auffallend ist der große Abstand zwischen den Linien für die Anlaßtemperaturen von 700 °C und 750 °C, was darauf hindeutet, daß die Anlaßtemperatur von 750 °C für eine optimierte Streckgrenze schon etwas zu hoch ist.

#### 4.2.2 Kerbschlagversuche

Die große Zahl der einzelnen instrumentierten Kerbschlagbiegeversuche wird in einem gesonderten Bericht dokumentiert [12]. Hier ist in Tabelle 15 nur angegeben, bei welchen Austenitisierungs- und Anlaßtemperaturen sich welche Kerbschlagzähigkeit ergibt. Das verwendete Maß für die Kerbschlagzähigkeit ist die Prüftemperatur, bei der die Schlagarbeit den Wert von  $A_v = 90$  J erreicht. Je niedriger diese Temperatur ist, desto zäher ist der Werkstoff. Diese Temperatur dürfte sehr nahe bei der sogenannten Übergangstemperatur der Schlagarbeit liegen, die hier zu optimieren ist. In Bild 31 ist die Temperatur für eine Schlagarbeit von  $A_v = 90$  Joule in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und der Anlaßtemperatur dargestellt. Mit beiden Temperaturen nimmt die „Übergangstemperatur“ zu, wird also ungünstiger. Auffallend und wichtig ist hier, daß bei einer Austenitisierungstemperatur von  $T_{AU} = 900$  °C die Anlaßtemperaturen von  $T_{AN} = 750$  °C und 700 °C sehr ähnliche „Übergangstemperaturen“ erzeugen.

#### 4.2.3 Kombination der mechanischen Eigenschaften

Eine zunehmende Austenitisierungstemperatur ist für die Streckgrenze vorteilhaft und für die Übergangstemperatur nachteilhaft. Umgekehrt wirkt die Anlaßtemperatur. In jedem Fall sind die Wirkungen der Temperatur auf Streckgrenze und Übergangstemperatur, wie erwartet, gegenläufig. In Bild 32 ist die 0,2-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  (500 °C) in Abhängigkeit von der „Übergangstemperatur“  $T$  ( $A_v = 90$  J) dargestellt, wobei die verschiedenen Symbole die unterschiedlichen Austenitisierungs- und Anlaßtemperaturen bezeichnen. Man sieht anhand der Geraden für die Anlaßtemperatur  $T_{AN} = 750$  °C, daß mit zunehmender Austenitisierungstemperatur die Streckgrenze und die „Übergangstemperatur“ zunehmen. Dies gilt auch für die anderen Anlaßtemperaturen, allerdings liegt hier nur jeweils ein Meßpunkt vor. Ebenso ist für die Austenitisierungstemperatur  $T_{AU} = 900$  °C erkennbar, daß mit zunehmender Anlaßtemperatur sowohl die Streckgrenze als auch die „Übergangstemperatur“ abnehmen. Je nach Anforderungen

des Anwenders können nun unterschiedliche Kombinationen von Streckgrenze und Übergangstemperatur angeboten werden. Nach den bisher bekannten Anforderungen der Designer eines Fusionsreaktors [6] und den vorliegenden Optimierungsvorversuchen ist u.E. der optimale Materialzustand:

$$900\text{ °C} / 0,5\text{h} + 700\text{ °C} / 2\text{h}$$

Er kombiniert eine gute „Übergangstemperatur“ von  $T(A_V = 90\text{ J}) = -32\text{ °C}$  mit einer hervorragenden Warmstreckgrenze von  $R_{p0,2}(500\text{ °C}) = 518\text{ MPa}$ .

Verglichen mit den diesbezüglichen Werkstoffdaten des bisherigen Referenzzustandes ( $1075\text{ °C} / 0,5\text{h} + 750\text{ °C} / 2\text{h}$ ), die bei  $T(A_V = 90\text{ J}) = +4\text{ °C}$  und  $R_{p0,2}(500\text{ °C}) = 468\text{ MPa}$  liegen, ist dies eine wesentliche Verbesserung des Werkstoffzustandes.

## 5. Zusammenfassung

Vom Stahl MANET-II wurden alle im Zugversuch meßbaren Eigenschaften untersucht. Dabei wurden folgende Parameter erfaßt: Prüftemperatur, Auslagerungstemperatur, Auslagerungszeit, Verformungsgeschwindigkeit, Charge, Halbzeugabmessung, Probenlage, Probengröße, Prüflabor. Der Einfluß der Anlaßtemperatur ( $600, 700, 750\text{ °C}$ ) wurde in einer gesonderten Arbeit [5] untersucht und wird hier nur kurz zitiert. Der Einfluß der Charge, der Verformungsgeschwindigkeit und der Probengröße sind nicht sehr ausgeprägt. Dagegen ist bei dünnen Blechen gegenüber dicken Platinen die Festigkeit erhöht und die Duktilität erniedrigt. Bezüglich der Probenlage ist nur zu sagen, daß Querproben aus Blechen eine etwas höhere Streckgrenze aufweisen als Längsproben. Im Gebiet der Blausprödigkeit hat die Bruchdehnung ein Minimum und liegt etwas unterhalb der Anforderungen. Eventuell ist dort eine geringfügige Materialverbesserung notwendig. Alle übrigen Zugeigenschaften sind sehr zufriedenstellend.

Die Kerbschlageigenschaften einiger Chargen des Stahls MANET-II wurden in instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und der Probenlage gemessen, bewertet und mit anderen Stählen verglichen. Die Festigkeit des Materials, gemessen an der Hochlage der Maximalkraft und der Reißfestigkeit, ist als sehr gut einzustufen. Die Verformbarkeit des Materials, gemessen an der Probendurchbiegung beim Spröbruch, ist gut. Die Zähigkeit des Materials, gemessen an der Hochlage der Schlagarbeit, der Energie bis zur Maximalkraft und dem J-Integral ist ebenfalls gut. Lediglich die Übergangstemperatur der Schlagarbeit bzw. die FATT sind mit  $0\text{ °C}$  bzw.  $+4\text{ °C}$  noch zu hoch. Ebenfalls zu hoch ist mit  $T_G = +50\text{ °C}$  die Grenztemperatur für das erst- bzw. letztmalige Auftreten vom Spröbruch.

Aus diesen Gründen wurde eine Optimierung der Austenitisierungs- und Anlaßtemperatur vorgenommen, wodurch neben einer Erhöhung der Warmstreckgrenze vor allem eine wesentliche Erniedrigung der Übergangstemperatur der Schlagarbeit auf etwa  $T = -30\text{ °C}$  erreicht wurde.

## 6. Literaturangaben

- [1] M. Schirra et al.: Untersuchungen zum Vergütungsverhalten, Umwandlungsverhalten und der mechanischen Eigenschaften am martensitischen Stahl 1.4914. (NET-Chg. MANET-I) KfK 4561 (1989).
- [2] L.O. Schäfer; Werkstoffkennwerte des Stahls MANET-I aus instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchen.  
Jahrestagung Kerntechnik '92 in Karlsruhe, KTG und Deutsches Atomforum, S. 449-452
- [3] E. Materna-Morris, M. Schirra und K. Ehrlich: Das Bruchverhalten von Kerbschlagproben an Varianten des X 18 CrMoVNb 121.  
DVM, 13. Vortragsveranstaltung des AK „Rastermikroskopie in der Materialprüfung“ (1988) München, S. 323-332.
- [4] M. Schirra and K. Anderko: Anomalies in creep-curves of martensitic 9-14 % chromium steels under long-term loading. Steel research 61 (1990) No. 6, p. 242-250.
- [5] M. Schirra et al: MANET-II, Untersuchungsergebnisse zum Umwandlungs- und Vergütungsverhalten und Prüfung mechanischer Eigenschaften, KfK-Bericht 5177 (1993)
- [6] D. R. Harries: Development of Low or Reduced Activation Martensitic Steels. (Jan. 10., 1990, Wantage, GB)
- [7] ASTM E 24.03.03: „Proposed Standard Method of Test for Instrumented Impact Testing of Precracked Charpy Specimens of Metallic Materials“, ASTM, Philadelphia, PA, 1981.
- [8] ASTM E 399: „Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials“. Annual Book of ASTM Standards, Part 10, ASTM, Philadelphia, PA.
- [9] ASTM E 813-81: „Standard Test Method for  $J_{IC}$ , a Measure of Fracture Toughness“. Annual Book of ASTM Standards, Part 10, ASTM Philadelphia, PA.
- [10] K. Anderko, K. Ehrlich, L. Schäfer, M. Schirra: CETA, ein Entwicklungsschritt zu einem schwach aktivierenden martensitischen Chromstahl. KfK-Bericht 5060 (1993)

- [11] L.O. Schäfer: Zum Einfluß von Kohlenstoff und Stickstoff auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit von martensitischen 10,5 %-Cr-Stählen.  
Tagungsbericht Jahrestagung Kerntechnik '93, 25.-27. Mai 1993 in Köln, KTG und Deutsches Atomforum, S. 397-400
- [12] L. Schäfer, W. Meyer, H. Kempe: KfK-Primärbericht, interner Bericht, in Vorbereitung

## 7. Nomenklatur, Tabellen und Bilder

### Nomenklatur:

A	[%]	Bruchdehnung
A <sub>g</sub>	[%]	Gleichmaßdehnung
A <sub>v</sub>	[J]	Schlagarbeit
a <sub>m</sub>	[mm]	Kerbtiefe
B	[mm]	Probenbreite
CETA		<u>C</u> er und <u>T</u> antal (im Stahl)
DBTT	[°C]	Ductile-Brittle-Transition-Temperature (= T <sub>ü</sub> )
E <sub>I</sub> (F <sub>m</sub> )	[J]	Bis F <sub>m</sub> verbrauchte Energie
E <sub>II</sub>	[J]	Von F <sub>m</sub> bis F <sub>u</sub> verbrauchte Energie
E <sub>tot</sub>	[J]	Gesamtenergie
E <sub>III</sub>	[J]	Nach F <sub>u</sub> verbrauchte Energie
FATT	[°C]	Temperatur mit 50 % Sprödbbruch
F <sub>m</sub>	[kN]	maximale Kraft
F <sub>u</sub>	[kN]	Kraft bei Beginn des Sprödbrechens
F <sub>a</sub>	[kN]	Kraft nach Reißstopp
F <sub>gy</sub>	[kN]	Kraft bei Beginn des allgemeinen Fließens
F <sub>i</sub>	[kN]	Kraft bei Reißbeginn
Hochl.		Hochlage
IKS		Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch
J	[MJ/m <sup>2</sup> ]	J-Integral
K <sub>Id</sub>	[MN/m <sup>3/2</sup> ]	Reißfestigkeit
kr. Fl.		Anteil des <u>k</u> ristallinen <u>F</u> leckes am Gesamtbruch
LS		<u>L</u> ongitudinale Probenlage, Reißausbreitung in Dickenrichtung
MANET		<u>M</u> artensitischer Stahl für <u>N</u> ET
n <sub>AU</sub>		Anzahl der Austenitisierungsglühungen
R <sub>m</sub>	[MPa]	Zugfestigkeit
R <sub>p0,2</sub>	[MPa]	0,2-Dehngrenze (Streckgrenze)

RT	[°C]	Raumtemperatur
S	[mm]	Auflagerabstand der Proben
S <sub>m</sub>	[mm]	Probendurchbiegung bis zur Maximalkraft
S <sub>u</sub>	[mm]	Probendurchbiegung bis zum Sprödbruch
SEP		Stahl Eisen Prüfblatt
T <sub>AN</sub>	[°C]	Anlaßtemperatur
t <sub>AN</sub>	[°C]	Anlaßzeit
T <sub>AU</sub>	[°C]	Austenitisierungstemperatur
t <sub>AU</sub>	[°C]	Austenitisierungszeit
T <sub>G</sub>	[°C]	Grenztemperatur für den Sprödbruch
T <sub>p</sub>	[°C]	Prüftemperatur
T <sub>ü</sub>	[°C]	Übergangstemperatur (= DBTT)
TL		<u>T</u> ransversale Probenlage, <u>l</u> ongitudinale Rißausbreitung
W	[mm]	Probenhöhe
Z	[%]	Einschnürdehnung
ΔF	[kN]	Kraftabfall beim Sprödbruch
ΔF/F <sub>m</sub>		Relativer Kraftabfall
σ <sub>y</sub>	[kN]	Streckgrenze
∅	[mm]	Durchmesser

**Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung gemäß Abnahmeprüfzeugnis (Stückanalyse)**

	Spezifikation vom 22.11.88	Chg. 50757	Chg. 50761	Chg. 50803	Chg. 50804	Chg. 50805	Chg. 50806
C	0.10-0.12	0.11	0.11	0.11	0.11	0.10	0.10
Si	0.10-0.30	0.28	0.27	0.18	0.19	0.14	0.18
Mn	1.00-1.25	0.96	0.94	0.85	0.78	0.75	0.76
Cr	10.0-1.08	10.3	10.3	10.3	10.3	10.3	10.37
Ni	0.50-0.70	0.65	0.62	0.65	0.68	0.65	0.65
Mo	0.50-0.65	0.57	0.56	0.58	0.61	0.57	0.58
V	0.15-0.25	0.21	0.20	0.19	0.20	0.19	0.21
Nb	0.10-0.20	0.15	0.15	0.14	0.14	0.14	0.16
B	0.007-0.009	0.0085	0.0089	0.0072	0.0073	0.0075	0.0075
N	0.03-0.04	0.027	0.030	0.030	0.031	0.031	0.032
Al	<0.02	0.009	0.006	0.012	0.004	0.004	0.007
Co	<0.01	0.010	0.006	0.006	0.005	0.007	0.005
Cu	<0.01	0.015	0.007	0.010	0.010	0.010	0.010
P	<0.005	0.007	0.005	0.005	0.003	0.005	0.004
S	<0.005	0.004	0.004	0.004	0.004	0.0045	0.005
As	<0.01	0.008	0.010	0.010	0.010	0.010	0.010
Sb	<0.003	0.0002	0.0002	0.0004	0.0002	0.0004	0.0002
Sn	<0.01	0.001	0.001	0.001	0.001	0.001	0.001
Zr	0.015-0.035	0.007	0.009	0.014	0.008	0.028	0.008
Abmessung		Rundknüppel Ø 95 mm	Stäbe Ø 6; 12; 20 mm 4-Kant-Knüppel 100 mm	Platine 30 mm	Platine 30 mm	Platine u. Blech 20; 6 mm	Platine u. Blech 12; 8; 4 mm

**Tabelle 2:** Instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche an ISO-V-Normproben aus dem martensitischen Chromstahl MANET-II, Chg. 50803;  
Zustand: 1075 °C/0,5 h, L + 750 °C/2 h; L (300 J-Hammer, V = 5,5 m/sec).

Probenlage	Proben-Nr.	T <sub>p</sub> in °C	A <sub>v</sub> in J	E <sub>l</sub> (F <sub>m</sub> ) in J	S <sub>m</sub> in mm	S <sub>u</sub> in mm	F <sub>m</sub> in kN	$\frac{\Delta F}{F_m}$	kr. Fl. in %
TL	6	-60	11,5	9,4	0,45	0,45	31,9	1	100
TL	16	-40	29,7	24,5	1,26	1,26	29,0	0,84	94
TL	7	-40	42,1	40,7	1,90	1,90	26,8	0,91	89
TL	15	-20	52,6	50,3	2,31	2,31	26,4	0,77	80
TL	5	-20	48,3	46,5	2,20	2,20	26,9	0,79	84
TL	14	-10	64,9	58,6	2,75	2,75	24,9	0,67	71
TL	9	-10	68,4						69
TL	13	0	66,1	43,7	2,79	2,79	23,5	0,61	65
TL	8	0	130						33
TL	17	0	83	44,4	2,32	3,55	23,2	0,54	59
TL	12	+20	144	51,6	2,71	6,85	22,5	0,24	21
TL	1	22	144	43,6	2,48	6,6	21,3	0,25	21
TL	11	40	149	49,7	3,01	6,7	20,7	0,21	14
TL	10	40	160						14
TL	4	60	182	43,2	2,70		20,1	0	0
TL	2	100	173						0
TL	3	200	179	38,4	2,67		17,8	0	0
LS	57	-40	17,2	11,3	0,84	0,84	27,1	1	98
LS	56	-20	57,0	50,4	2,48	2,68	24,3	0,91	78
LS	55	-10	70,8	41,0	2,15	3,18	23,5	0,80	70
LS	54	0	133	46,5	2,61	6,63	21,5	0,43	36
LS	51	RT	156						16
LS	58	+40	165	40,7	2,46		19,9	0	0
LS	59	60	171	39,9	2,50		19,2	0	0
LS	52	60	173						0
LS	60	100	168	37,6	2,57		18,6	0	0
LS	53	100	174						0
LS	61	200	171	36,4	2,47		17,7	0	0

**Tabelle 3:** Instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche an ISO-V-Normproben aus dem martensitischen Chromstahl MANET-II, Chg. 50804;  
Zustand: 1075 °C/0,5 h, L + 750 °C/2 h; L (300 J-Hammer, V = 5,5 m/sec).

Probenlage	Proben-Nr.:	T <sub>p</sub> in °C	A <sub>v</sub> in J	E <sub>l</sub> (F <sub>m</sub> ) in J	S <sub>m</sub> in mm	S <sub>u</sub> in mm	F <sub>m</sub> in kN	$\frac{\Delta F}{F_m}$	kr. Fl. in %
TL	7	- 40	11.5	6.9	0.45	0.45	30	1	96
TL	6	- 20	46.2	44.4	2.03	2.03	26.9	0.91	84
TL	5	- 10	31.5	27.8	1.34	1.34	26.7	0.87	80
TL	4	0	57.0	51.4	2.2	2.53	23.9	0.77	
TL	1	RT	112	-	-	-	-		25
TL	8	40	149	40.1	2.84	8.29		0.19	0
TL	9	60	141	36.7	2.23	-	20.1	0	0
TL	2	60	132						0
TL	10	100	138	36.0	2.32		19.3	0	0
TL	3	100	134				-		0
LS	33	- 40	29.7	25.5	1.31	1.31	28.0	1	94
LS	32	- 20	50.4	45.5	2.19	2.30	23.7	0.86	75
LS	31	- 10	135	41.6	2.29	6.56	22.1	0.41	38
LS	30	0	149	45.9	2.57	7.27	21.4	0.30	26
LS	27	RT	178						0
LS	34	40	182	41.0	2.51	-	19.9	0	0
LS	35	60	173		2.38	-	19.8	0	0
LS	28	60	181	38.3					0
LS	29	100	183						0
LS	36	100	179	39.8	2.49	-	19.4	0	0

**Tabelle 4:** Instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche an ISO-V-Normproben aus dem martensitischen Chromstahl MANET-II, Chg. 50805;  
Zustand: 1075 °C/0,5 h,L + 750 °C/2 h; L (300 J-Hammer, V = 5,5 m/sec).

Probenlage	Proben-Nr.:	T <sub>p</sub> in °C	A <sub>v</sub> in J	E <sub>l</sub> (F <sub>m</sub> ) in J	S <sub>m</sub> in mm	S <sub>u</sub> in mm	F <sub>m</sub> in kN	$\frac{\Delta F}{F_m}$	kr. Fl. in %
TL	7	- 40	36.2	35.1	1.66	1.66	26.2	1	91
TL	6	- 20	61.5	53.9	2.55	2.74	24.8	0.85	74
TL	5	- 10	85.5	46.5	2.43	3.72	22.7	0.63	58
TL	4	0	103	46.5	2.45	4.54	22.7	0.49	69
TL	1	RT	141	-	-	-	-	-	16
TL	8	40	163	41.2	2.45	-	20.3	0	0
TL	9	60	165	41.5	2.59	-	20.0	0	0
TL	2	60	168	-	-	-	-	-	0
TL	10	100	173	40.5	2.49	-	19.6	0	0
TL	3	100	165	-	-	-	-	-	0
LS	31	- 40	18.8	17.2	0.82	0.82	30.9	1	94
LS	30	- 20	61.5	52.5	2.56	2.71	24.6	0.80	75
LS	29	- 10	130	43.9	2.36	5.85	22.2	0.53	38
LS	28	0	152	42.9	2.37	7.46	21.8	0.29	23
LS	25	RT	162	-	-	-	-	-	11
LS	32	40	182	40.8	2.47	14.4	19.7	~ 0	0
LS	33	60	179	42.8	2.67	-	19.6	0	0
LS	26	60	187	-	-	-	-	0	0
LS	34	100	179	41.4	2.61	-	19.1	0	0
LS	27	100	183	-	-	-	-	0	0

**Tabelle 5:** Instrumentierte Kerbschlagbiegeversuche an ISO-V-Normproben aus dem martensitischen Chromstahl MANET-II, Chg. 50806; Zustand: 1075 °C/0,5 h, L + 750 °C/2 h; L (300 J-Hammer, V = 5,5 m/sec).

Probenlage	Proben-Nr.	T <sub>p</sub> in °C	A <sub>v</sub> in J	kr. Fl. in %
T	Q1	- 80	12	95
	Q2	- 60	19	90
	Q3	- 40	36	85
	Q4	- 20	60	70
	Q5	0	78	55
	Q15	0	83	55
	Q6	+ 20	131	15
	Q16	RT	128	20
	Q8	40	139	0
	Q9	60	154	0
	Q10	80	150	0
	Q11	100	156	0
	Q13	150	160	0
L	L1	- 80	8	95
	L2	- 60	19	90
	L3	- 40	41	85
	L4	- 20	67	66
	L5	0	138	30
	L14	0	90	50
	L6	+ 20	155	0
	L15	RT	131	15
	L7	40	163	0
	L8	60	159	0
	L9	80	160	0
	L10	100	165	0
L12	150	169	0	

aus [5]

**Tabelle 6:** Vergleich der Materialkennwerte aus Kerbschlagbiegeversuchen für die Stähle MANET-I + II und CETA (1075 °C/0,5 h + 750 °C/ 2 h; ISO-V-Normproben, TL)

Mechanische Eigenschaft	Meßgröße	Dimension	MANET-		CETA (L)
			I	II*	
Zähigkeit	A <sub>v</sub> (Hochlage)	J	145	156	144
	T <sub>ü</sub> (A <sub>v</sub> )	°C	+ 27	0	- 10
	FATT	"	+ 25	+ 4	- 9
	T <sub>G</sub> (A <sub>v</sub> )	"	+ 60	+ 40	+ 20
	T <sub>G</sub> (ΔF/F <sub>m</sub> )	"	-	+ 50	+ 10
	E <sub>I</sub> (Hochlage)	J	40	48	48
	J (Hochlage)	MJ/m <sup>2</sup>	1	1.2	1.2
	T <sub>ü</sub> (E <sub>I</sub> ; J)	°C	- 20	- 40	- 57
	T <sub>G</sub> (E <sub>I</sub> ; J)	"	+ 10	- 25	- 26
Festigkeit	F <sub>m</sub> (Hochlage)	kN	23	32	36
	K <sub>Id</sub> (Hochlage)	MN/m <sup>3/2</sup>	105	150	170
	T <sub>ü</sub> (F <sub>m</sub> ; K <sub>Id</sub> )	°C	- 30	-	-
	T <sub>G</sub> (F <sub>m</sub> ; K <sub>Id</sub> )	"	+ 30	-	-
Verformbarkeit	S <sub>m</sub> (RT)	mm		2.8	
	S <sub>u</sub> (RT)	"	3	6	8

\* = Mittelwerte mehrerer Chargen

Tabelle 7:

Zugversuche an MANET-II

Schmelze Nr.	Halbzeug -Abm. <sup>1</sup>	Proben-		Prüftemp. in °C	R <sub>p0,2</sub> in MPa	R <sub>m</sub> in MPa	A <sub>g</sub> in %	A in %	Z in %
		-lage <sup>2</sup>	-abm. <sup>3</sup>						
50757	K95			RT	693	796		16.7	67.9
50761	S 6	längs		RT	687	789		16.7	67.8
"	S 12	"		RT	679	791		16.7	67.8
"	"	"	5 x 30	RT	655	766	7.0	18.6	69.5
"	"	"	"	150	611	704	6.5	15.7	68.4
"	"	"	"	200	607	694	6.2	15.7	69.5
"	"	"	"	250	608	683	5.4	14.0	70.6
"	"	"	"	300	602	674	5.3	13.7	64.9
"	"	"	"	350	569	648	5.2	13.3	68.4
"	"	"	"	400	548	621	5.4	16.1	69.5
"	"	"	"	450	522	568	4.0	20.6	70.6
"	"	"	"	500	465	502	3.6	21.7	74.8
"	"	"	"	550	406	426	2.0	30.6	78.7
"	"	"	"	600	344	355	2.0	28.4	83.0
"	"	"	"	650	261	277	2.3	29.5	84.7
"	"	"	"	700	194	211	2.3	36.8	88.3
"	S20			750	110	124	3.0	38.3	91.5
50803	P30	längs	5 x 30	RT	685	803		17.3	70.1
"	"	"	"	RT	653	761	7.6	17.9	65.1
"	"	"	"	500	456	497	3.4	24.9	70.7
"	"	"	"	650	242	264	2.4	29.5	89.1
"	"	quer		RT	659	789		18.0	71.0
50804	"	längs	5 x 30	RT	654	782		17.7	70.7
"	"	"	"	RT	632	741	7.7	20.1	62.7
"	"	"	"	500	448	483	3.3	20.9	76.9
"	"	"	"	650	244	260	2.5	45.4	89.1
"	"	quer		RT	645	778		18.3	70.7
"	"			RT	650	778		18.3	71.0

- 1.) K = Knüppel; S = Stange; P = Platine; B = Blech; die Zusatzzahl bedeutet Dicke bzw. Durchmesser in mm.
- 2.) l = längs; q = quer.
- 3.) Durchmesser in mm x Meßlänge in mm.

Tabelle 7: Fortsetzung 1

Schmelze Nr.	Halbzeug -Abm.1	Proben-		Prüftemp. in °C	R <sub>p0,2</sub> in MPa	R <sub>m</sub> in MPa	A <sub>g</sub> in %	A in %	Z in %
		-lage <sup>2</sup>	-abm. <sup>3</sup>						
50805	B6	l		RT	702	816		13.0	63.6
"	"	q		RT	721	821		13.0	64.6
"	P20	l		RT	654	783		18.3	71.0
"	"	q		RT	659	787		18.3	71.4
"	"	l	5 x 30	RT	651	757	8.0	19.3	62.5
"	"	"	"	500	463	497	3.3	22.7	76.8
"	"	"	"	650	242	266	2.9	27.6	89.0
50806	B4	l		RT	690	803		11.6	63.2
"	"	q		RT	732	806		11.8	63.7
"	"	l	3 x 20	RT	669	764	6.1	15.5	65.8
"	"	"	"	500	477	510	2.6	19.7	73.1
"	"	"	"	650	257	277	2.7	23.7	83.9
"	B8	"	"	RT	677	787	6.7	15.1	63.6
"	"	"	"	150	616	708	5.8	13.8	61.4
"	"	"	"	200	631	669	4.3	12.2	67.4
"	"	"	"	250	594	674	4.3	11.0	63.6
"	"	"	"	300	574	653	4.1	12.5	59.4
"	"	"	"	350	573	643	3.6	10.5	65.6
"	"	"	"	400	559	631	4.6	13.3	67.4
"	"	"	"	450	526	580	3.6	12.1	63.6
"	"	"	"	500	471	504	2.9	18.5	77.9
"	"	"	"	550	420	439	2.2	18.8	79.5
"	"	"	"	600	342	356	1.9	22.2	83.8
"	"	"	"	650	258	274	2.4	19.9	85.1
"	"	"	"	700	177	196	2.5	19.4	85.1
"	"	"	"	750	151	163	1.7	17.8	85.1
"	"	"	"	RT	653	778		17.6	68.6
"	"	q		RT	665	772		17.4	68.9
"	P12	l		RT	672	796		17.7	69.7
"	"	q		RT	676	790		17.3	69.4
"	"	l	5 x 30	RT	643	746	7.7	17.9	63.7
"	"	"	"	RT	654	760	8.1	18.3	60.0
"	"	"	"	500	466	499	3.5	20.3	78.7
"	"	"	"	500	459	494	3.4	20.6	78.7
"	"	"	"	650	244	269	2.9	27.1	83.1
"	"	"	"	650	250	272	2.9	24.7	85.5
"	"	"	3 x 20	RT	648	741	5.9	14.3	61.1
"	"	"	"	RT	655	755	7.1	15.8	65.3
"	"	"	"	500	451	475	2.3	20.7	80.8
"	"	"	"	500	468	498	2.7	18.4	74.4
"	"	"	"	650	246	266	2.9	25.2	86.3
"	"	"	"	650	258	270	2.4	23.7	83.7

**Tabelle 9:** Differenzen der Zugeigenschaften bei Raumtemperatur von Quer-  
minus Längsproben

Platinendicke in mm	4	6	8	12	20	30
$\Delta R_m$ in MPa	3	5	-6	-6	4	-3,5
$\Delta R_{p0,2}$ in MPa	42	19	12	4	5	0
$\Delta A$ in %	0.2	0	-0.2	-0.4	0	-0.15
$\Delta Z$ in %	0.5	1.0	0.3	-0.3	0.4	0
Chg.-Nr. 50....	806	805	806	806	805	$\frac{803 + 4}{2}$

**Tabelle 10:** Einfluß der Probengröße auf die Zerreißeigenschaften (MANET-II,  
Chg. 50806, 12 mm-Platine, Längsproben, IMF II)

Prüftemperatur	RT		500 °C		650 °C	
Probendurchmes- ser mal Meßlänge in mm	3 x 20	5 x 30	3 x 20	5 x 30	3 x 20	5 x 30
$R_m$ in MPa	741 ≈ 746 755 ≈ 760		475 → 499 498 ≈ 494		266 ≈ 269 270 ≈ 272	
$R_{p0,2}$ in MPA	648 ≈ 643 655 ≈ 654		451 → 466 468 ≈ 459		246 ≈ 244 258 ≈ 250	
A in %	14,3 → 17,9 15,8 → 18,3		20,7 ≈ 20,3 18,4 ≈ 20,6		25,2 ≈ 27,1 23,7 ≈ 24,7	
$A_g$ in %	5,9 ≈ 7,7 7,1 ≈ 8,1		2,3 → 3,5 2,7 ≈ 3,4		2,9 ≈ 2,9 2,4 ≈ 2,9	
Z in %	61,1 ≈ 63,7 65,3 ≈ 60,0		80,8 ≈ 78,7 74,4 ≈ 78,7		86,3 ≈ 83,1 83,7 ≈ 85,5	

**Tabelle 11:** Zugversuche an MANET-II, Chg. 50805; P20; 5 x 30 mm-Proben;  
1075 °C - 0,5 h + 750 °C - 2 h; T = 300 °C

Verformungsge- schwindigkeit V in mm/min.	R <sub>p0,2</sub> in MPa	R <sub>m</sub> in MPa	A <sub>g</sub> in %	A in %
0.001	559	654	6.1	14.3
0.003	554	642	5.5	13.4
0.01	554	637	5.7	13.4
0.03	564	649	6.9	14.8
0.1	568	646	5.7	14.0
0.3	566	643	5.7	13.8
1.0	555	631	5.1	13.6
3.0	556	631	5.5	14.1
10.0	554	627	5.5	14.5
30.0	558	631	6.0	15.3
100	554	627	5.9	15.1
300	555	626	6.0	15.2
1000	575	632	6.5	18.7

**Tabelle 12:** Zugversuche an gealtertem MANET-II (1075 °C-0,5 h + 750 °C-2 h);  
Chg. 50805; P20; 5 x 30 mm - Proben;  
V = 1 %/min.; Glüh- = Prüftemperatur.

Glüh- = Prüftemp. in °C	Glühzeit in h	R <sub>p0,2</sub> in MPa	R <sub>m</sub> in MPa	A <sub>g</sub> in %	A in %
150	1.5	598	682	6.8	16.6
"	6	607	698	6.9	16.2
"	24	603	693	7.2	16.6
200	6	585	672	6.6	15.5
"	24	585	672	6.4	15.2
"	96	580	666	6.5	15.3
250	6	565	644	5.7	14.2
"	24	573	654	5.5	13.9
"	96	577	659	5.7	14.6
300	24	552	628	5.7	13.9
"	96	567	644	5.4	13.7
"	384	560	635	5.6	13.8
350	24	541	615	4.9	13.1
"	96	549	622	5.0	14.2
400	24	541	594	5.0	14.6
"	96	527	596	4.8	13.9
450	24	501	553	4.3	17.8
"	96	505	560	4.5	16.3

**Tabelle 14:** Zugeigenschaften des Stahles MANET - II, Chg. 50803, bei einer Prüftemperatur von  $T_p = 500 \text{ °C}$  und mit einer Verformungsgeschwindigkeit von  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ \% / min.}$

$T_{AU}$ in $^{\circ}\text{C}$	$n_{AU}$	$T_{AN}$ in $^{\circ}\text{C}$	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_g$ in %	$A$ in %
900	1	650	549	577	1,3	16,5
"	3	"	561	589	1,1	19,6
950	1	"	572	604	1,8	17,4
"	3	"	560	591	1,4	19,3
1000	1	"	567	602	1,3	14,7
"	3	"	569	605	1,5	19,5
1050	1	"	602	640	1,5	17,4
"	3	"	592	633	1,4	16,5
1100	1	"	608	653	1,5	15,2
"	3	"	608	655	1,5	19,8
900	1	700	522	550	1,3	17,0
"	3	"	514	542	1,4	19,3
950	1	"	534	564	1,4	26,0
"	3	"	520	551	1,5	19,9
1000	1	"	542	574	1,5	22,1
"	3	"	543	576	1,4	19,6
1050	1	"	551	586	1,5	20,3
"	3	"	556	595	1,5	18,0
1100	1	"	566	605	1,5	18,6
"	3	"	573	615	1,5	18,2
900	1	750	417	455	2,1	19,3
"	3	"	421	458	2,2	21,5
950	1	"	428	471	2,1	21,8
"	3	"	426	467	2,2	21,0
1000	1	"	456	497	1,9	20,7
"	3	"	459	500	2,0	20,5
1050	1	"	494	533	1,7	18,7
"	3	"	486	526	1,8	19,8
1100	1	"	493	536	1,8	19,1
"	3	"	490	532	1,8	19,1

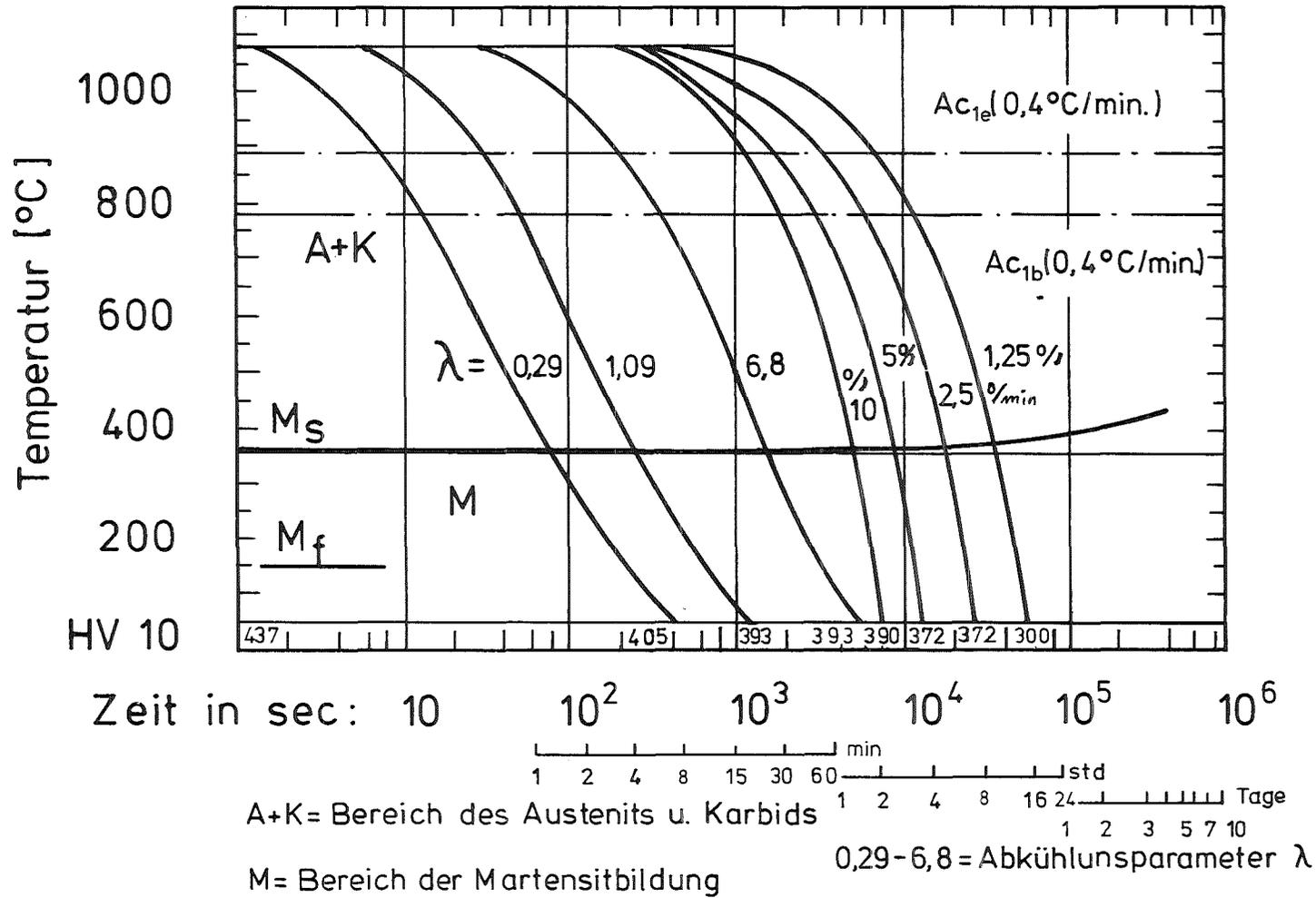
Anmerkungen:  $T_{AU}$  = Austenitisierungstemperatur;  $n_{AU}$  = Anzahl der Austenitisierungen;  $T_{AN}$  = Anlaßtemperatur

**Tabelle 15:** 0,2-Dehngrenze bei 500 °C und Übergangstemperatur für die Schlagarbeit von  $A_v = 90$  Joule in Abhängigkeit von der Austenitisierungs- bzw. Anlaßtemperatur  $T_{AU}$  bzw.  $T_{AN}$  für die Charge 50803 des Stahles MANET-II.

$T_{AU}$ in °C	$T_{AN}$ in °C	$T (A_v = 90 \text{ J})$ in °C	$R_{p0,2} (500^\circ)$ in MPa
900	650	- 9	555
"	700	- 32	518
"	750	- 35	419
950	"	- 25	427
1000	"	- 15	458
1050	"	+ 3	490
1075	"	+ 4	468
1100	"	(+ 15)	492

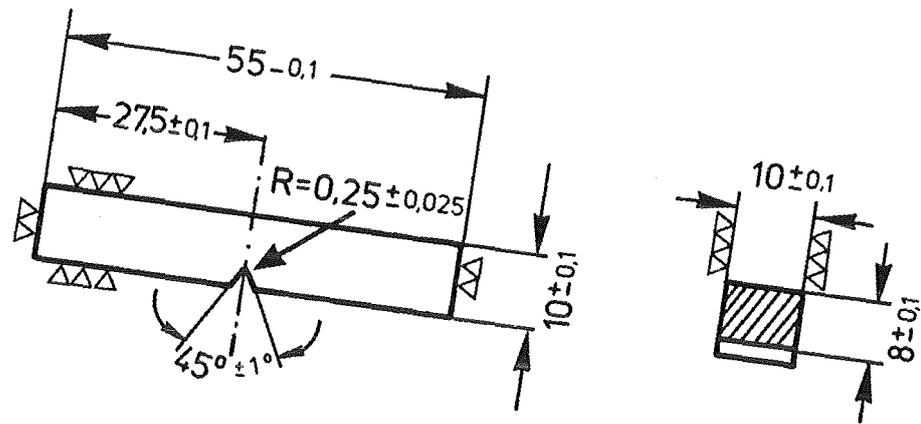
# Werkstoff: MANET-II Chg. 50806

Austenitisierung: 1075°C/30', Korngröße: 9-10





a)



b)

Bezeichnung der Probenlage

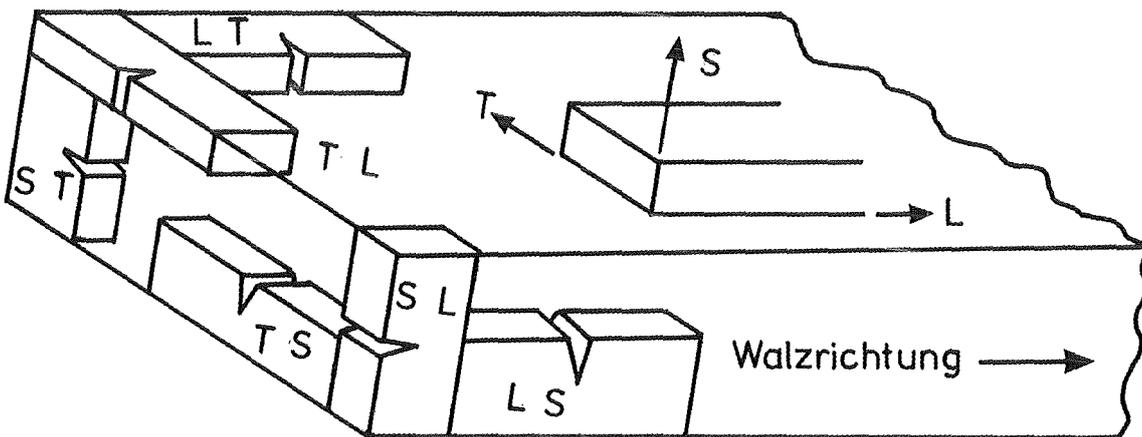
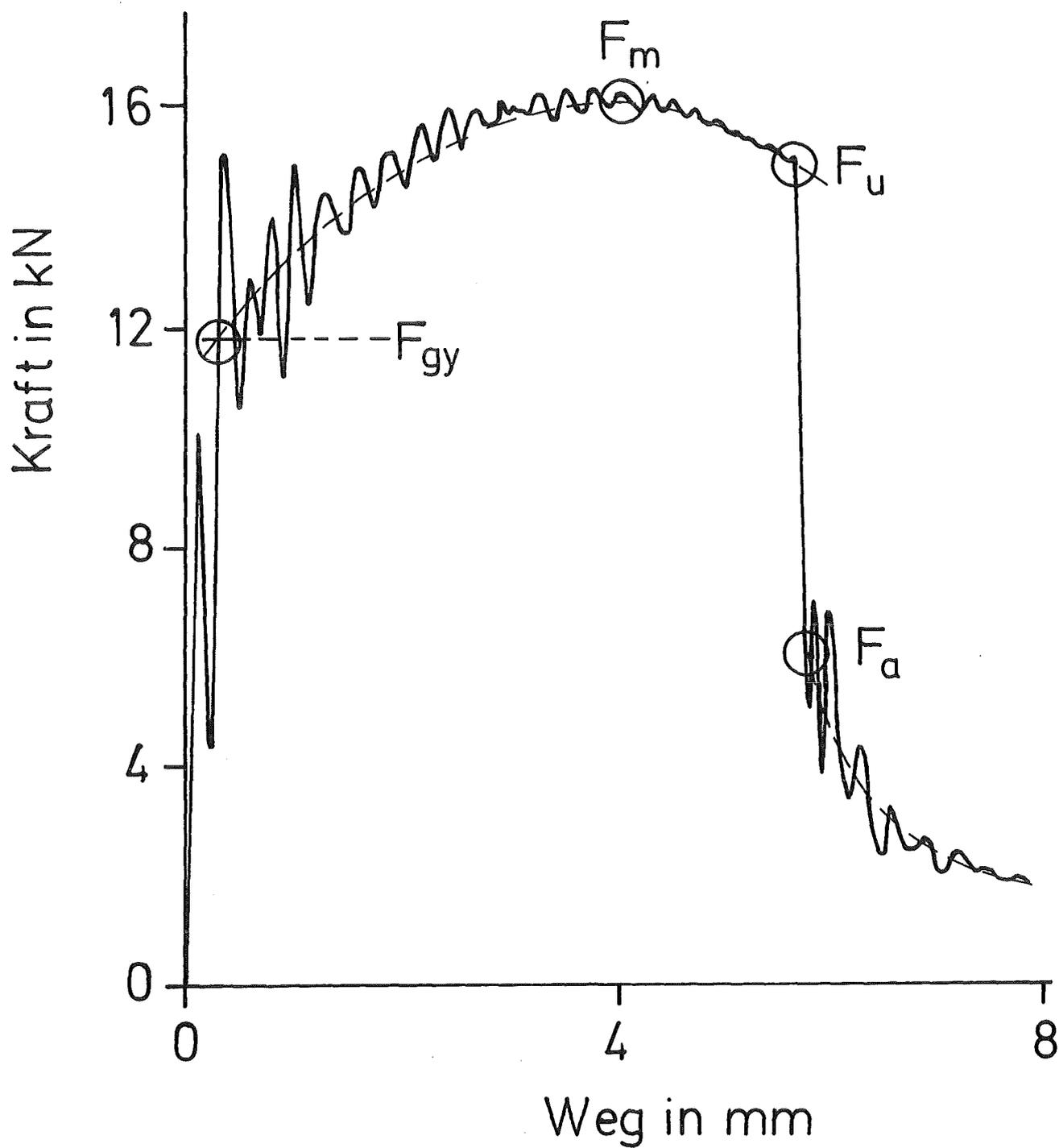
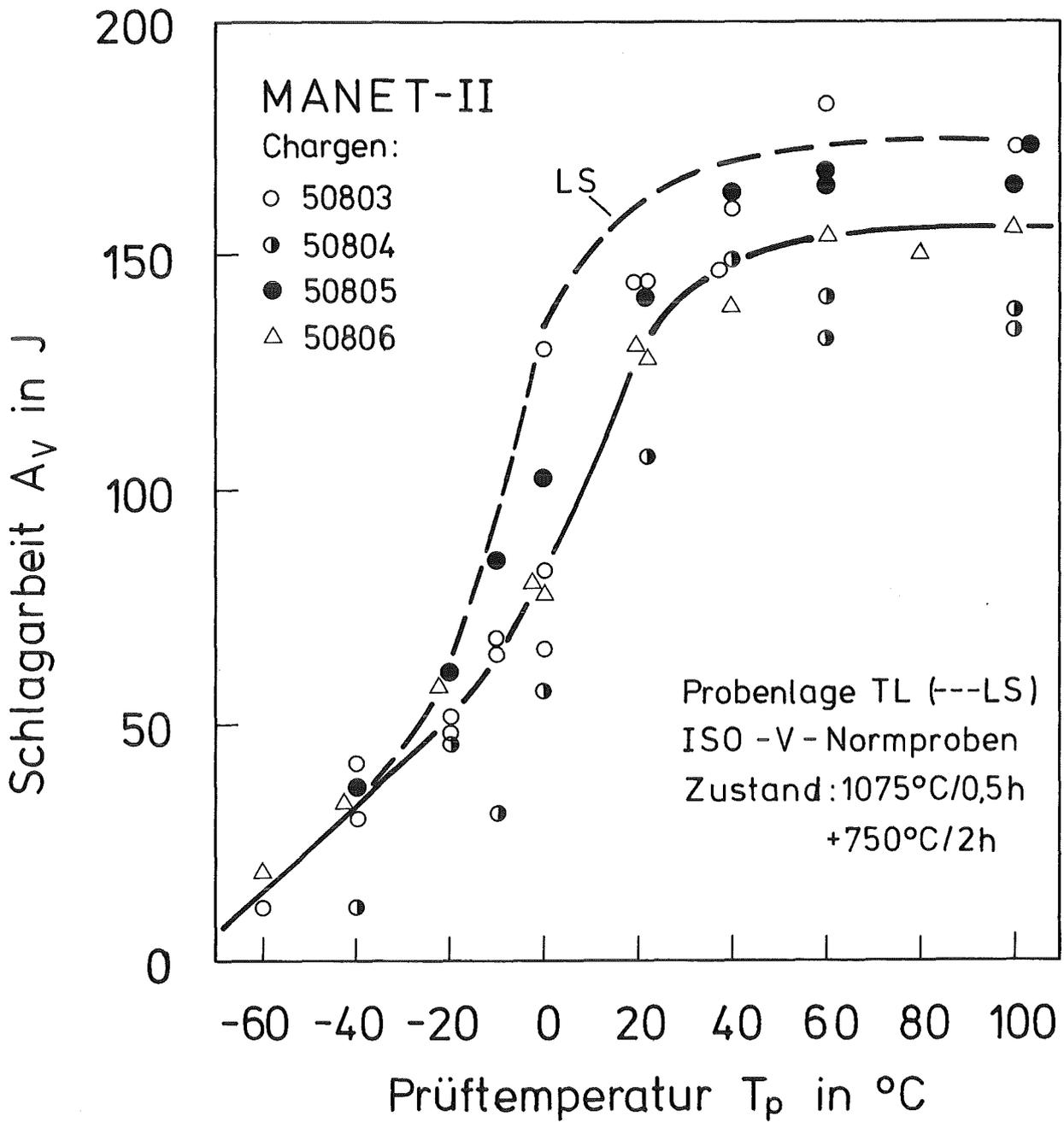


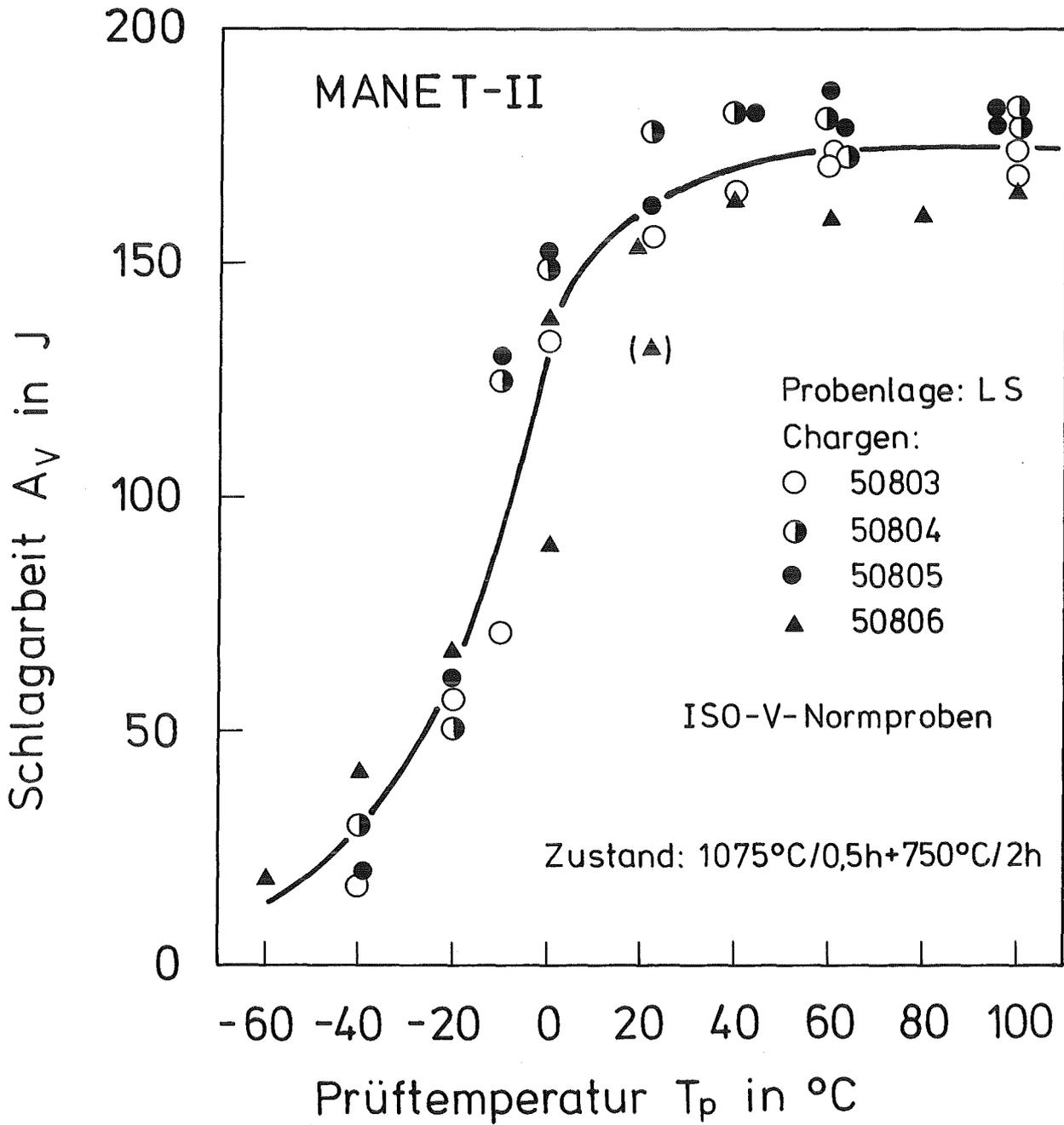
Bild 3: Form und Lagen der Kerbschlagproben



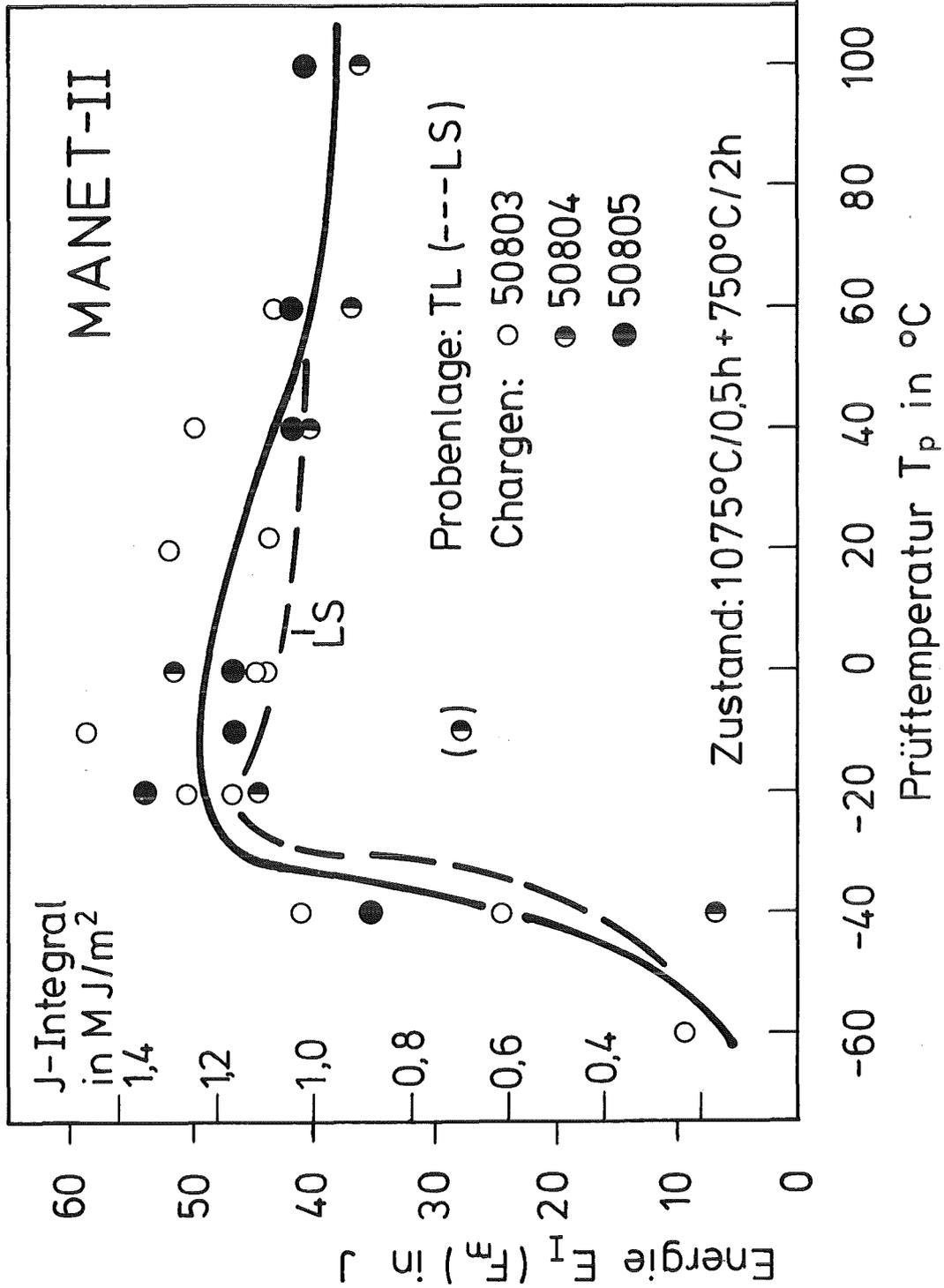
**Bild 4:** Kraft-Weg-Diagramm des IKS nach SEP 1315 (Mai '87)



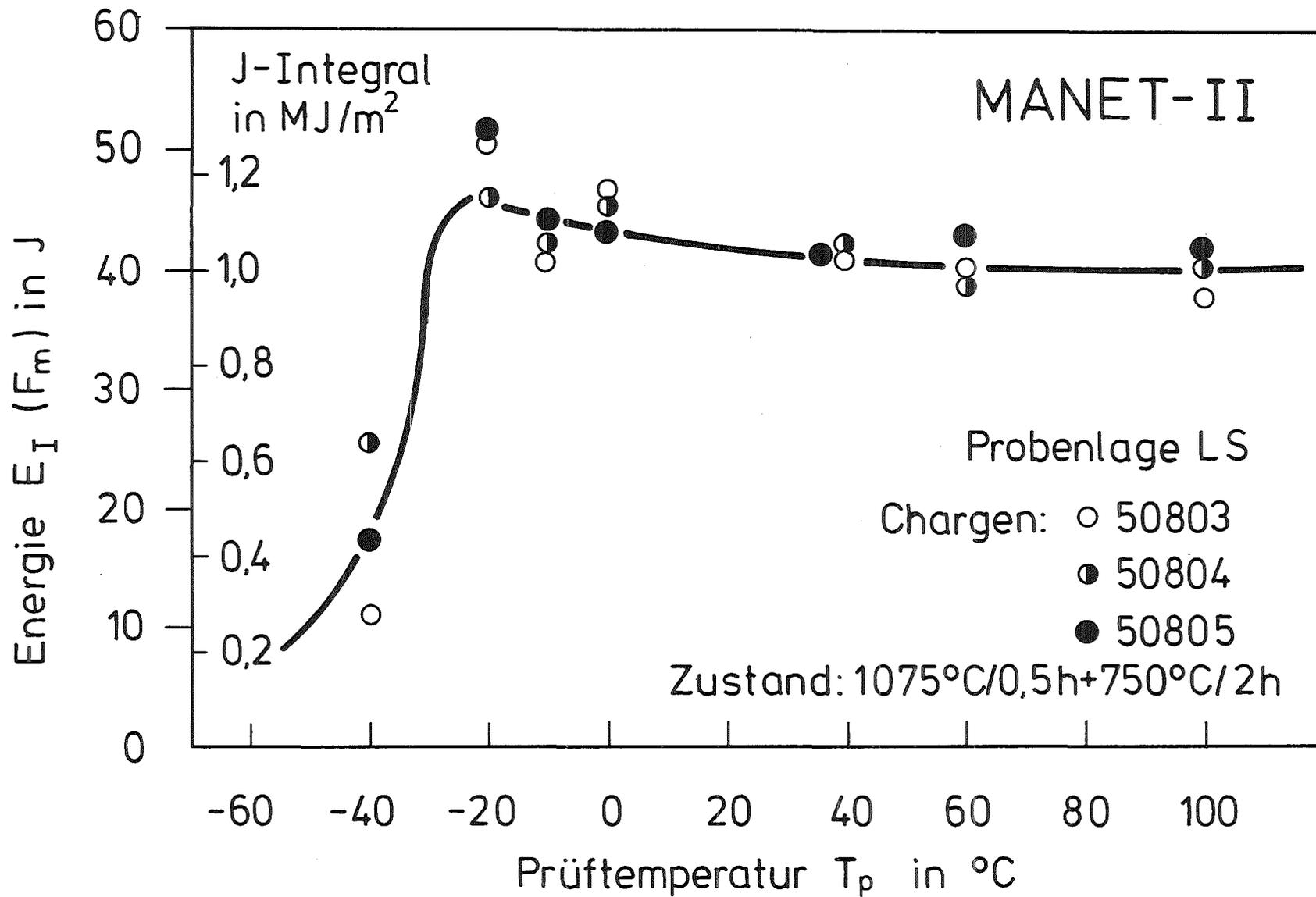
**Bild 5:** Schlagarbeit  $A_v$  von TL-Proben aus vier Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. (Mit Vergleich zu LS-Proben)



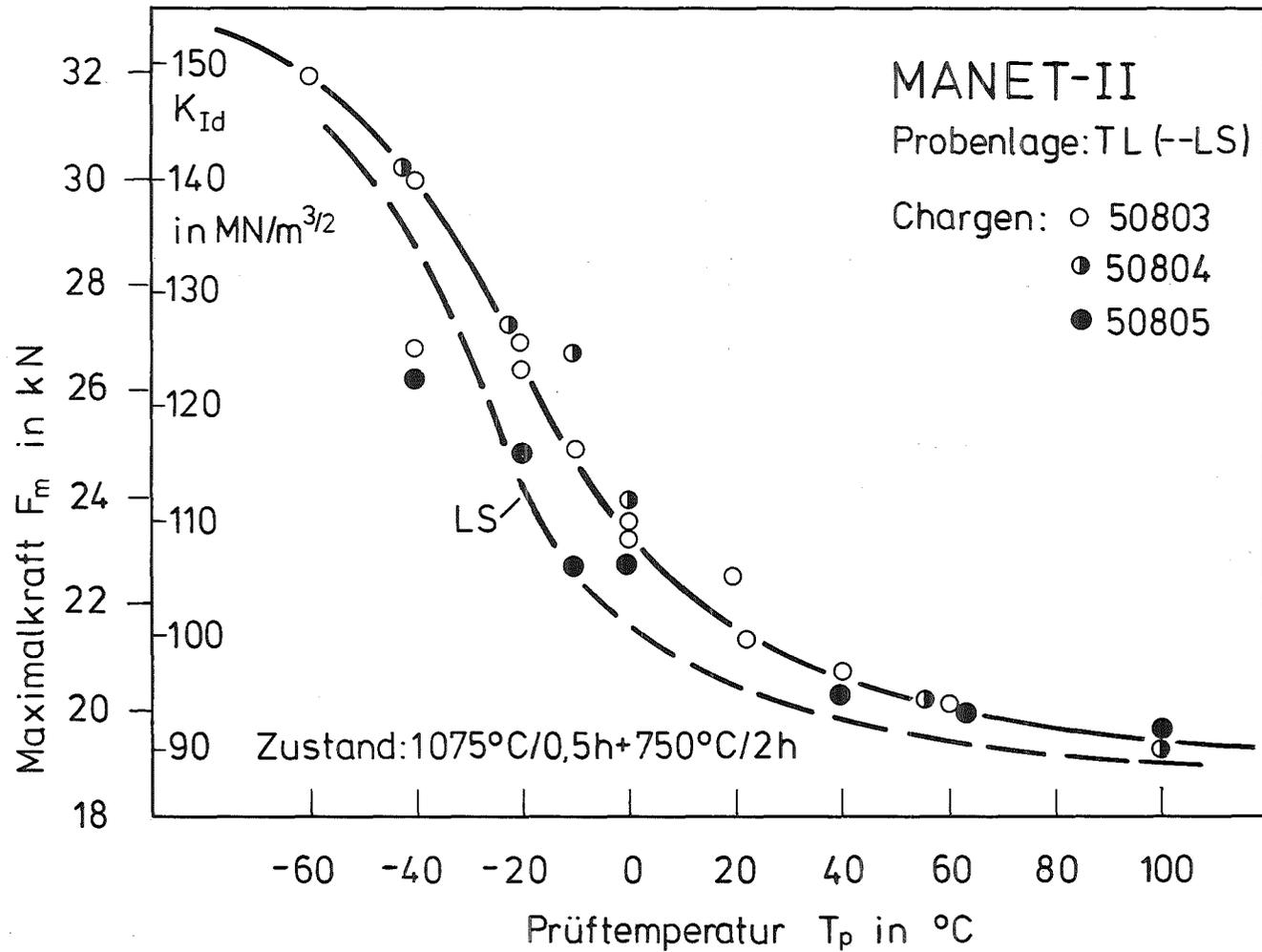
**Bild 6:** Schlagarbeit  $A_v$  von LS-Proben aus vier Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



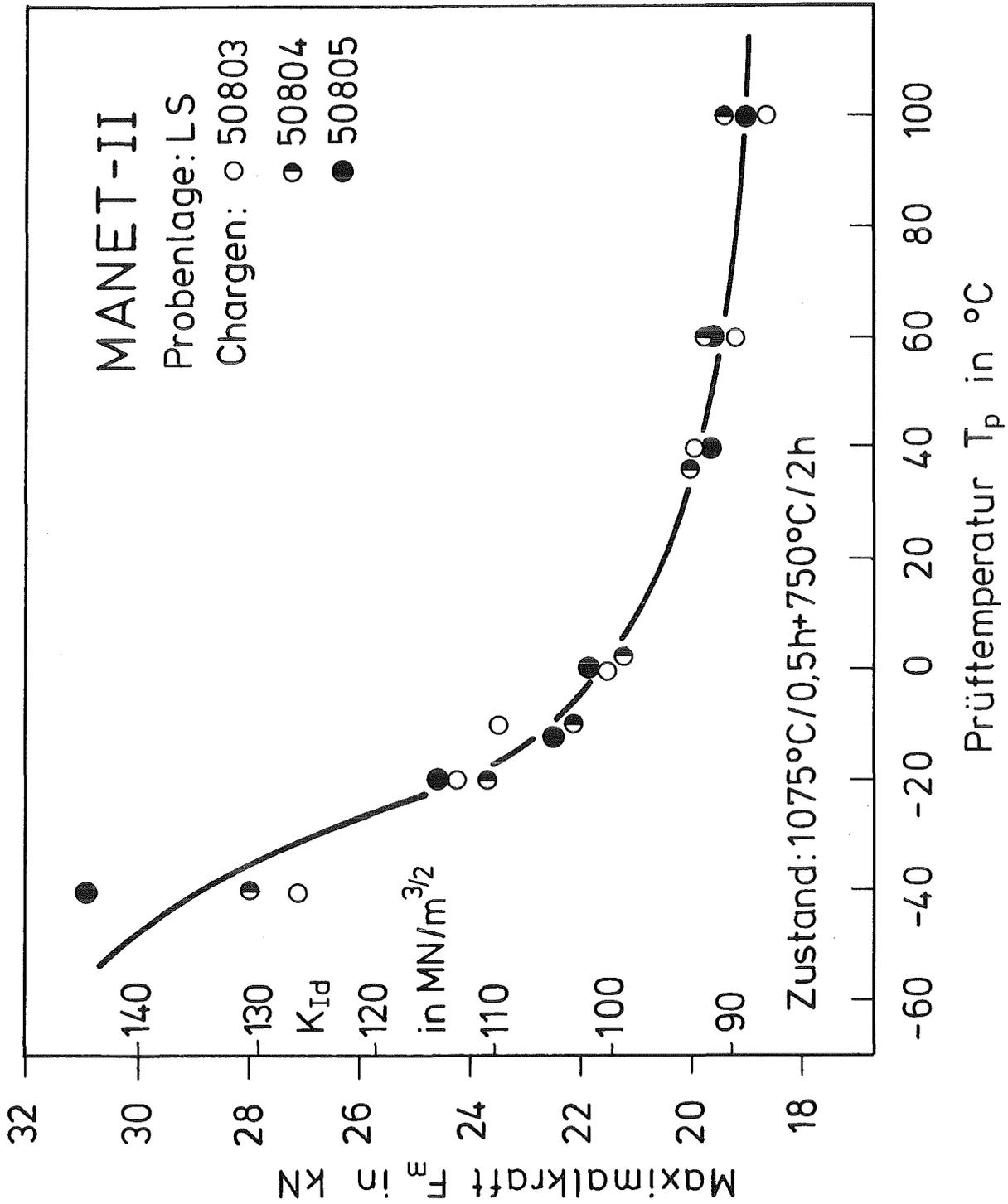
**Bild 7:** Bis zur Maximalkraft verbrauchte Energie  $E_I (F_m)$  und J-Integral von TL-Proben aus drei Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. (Mit Vergleich zu LS-Proben)



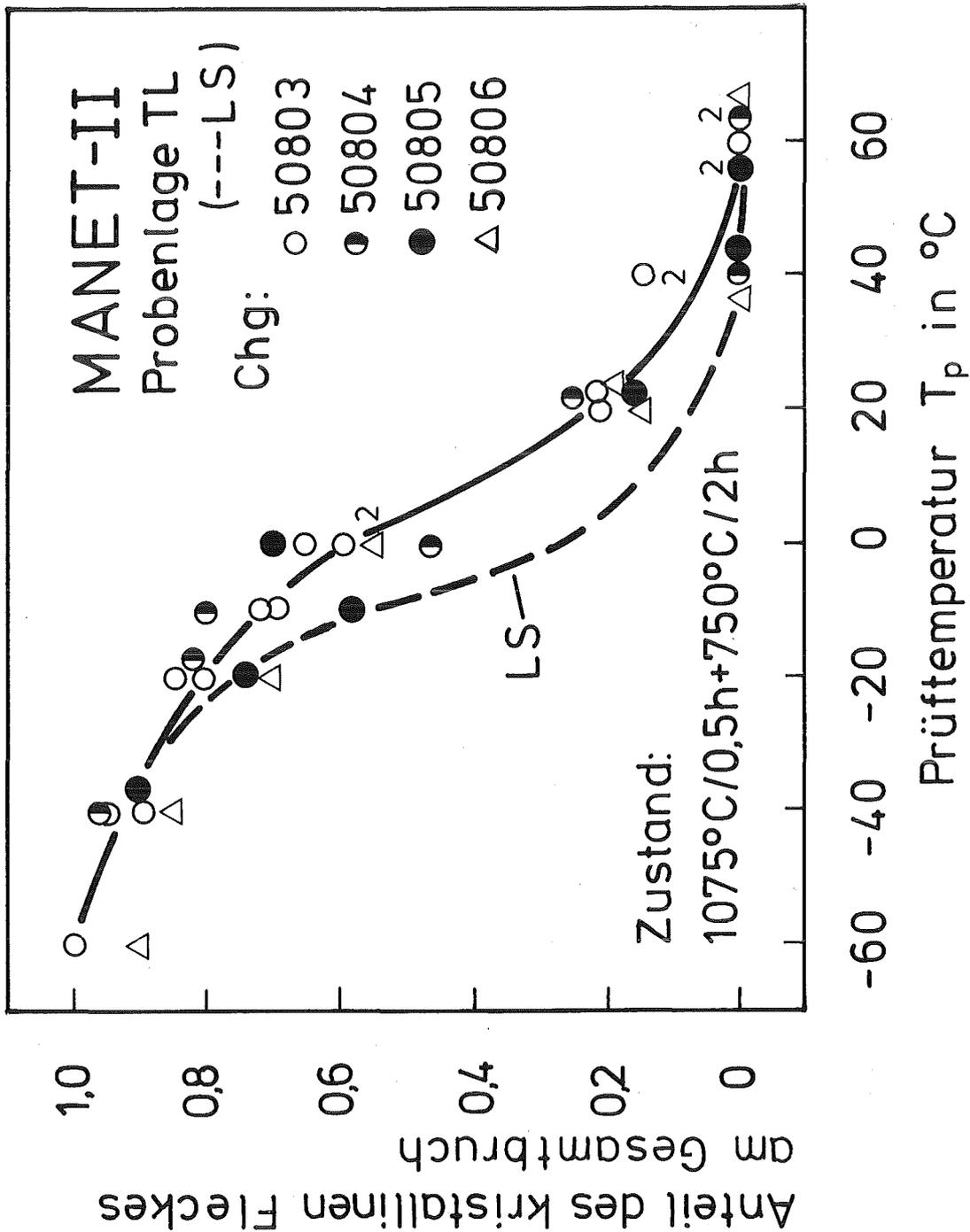
**Bild 8:** Bis zur Maximalkraft verbrauchte Energie  $E_I$  ( $F_m$ ) und J-Integral von LS-Proben aus drei Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



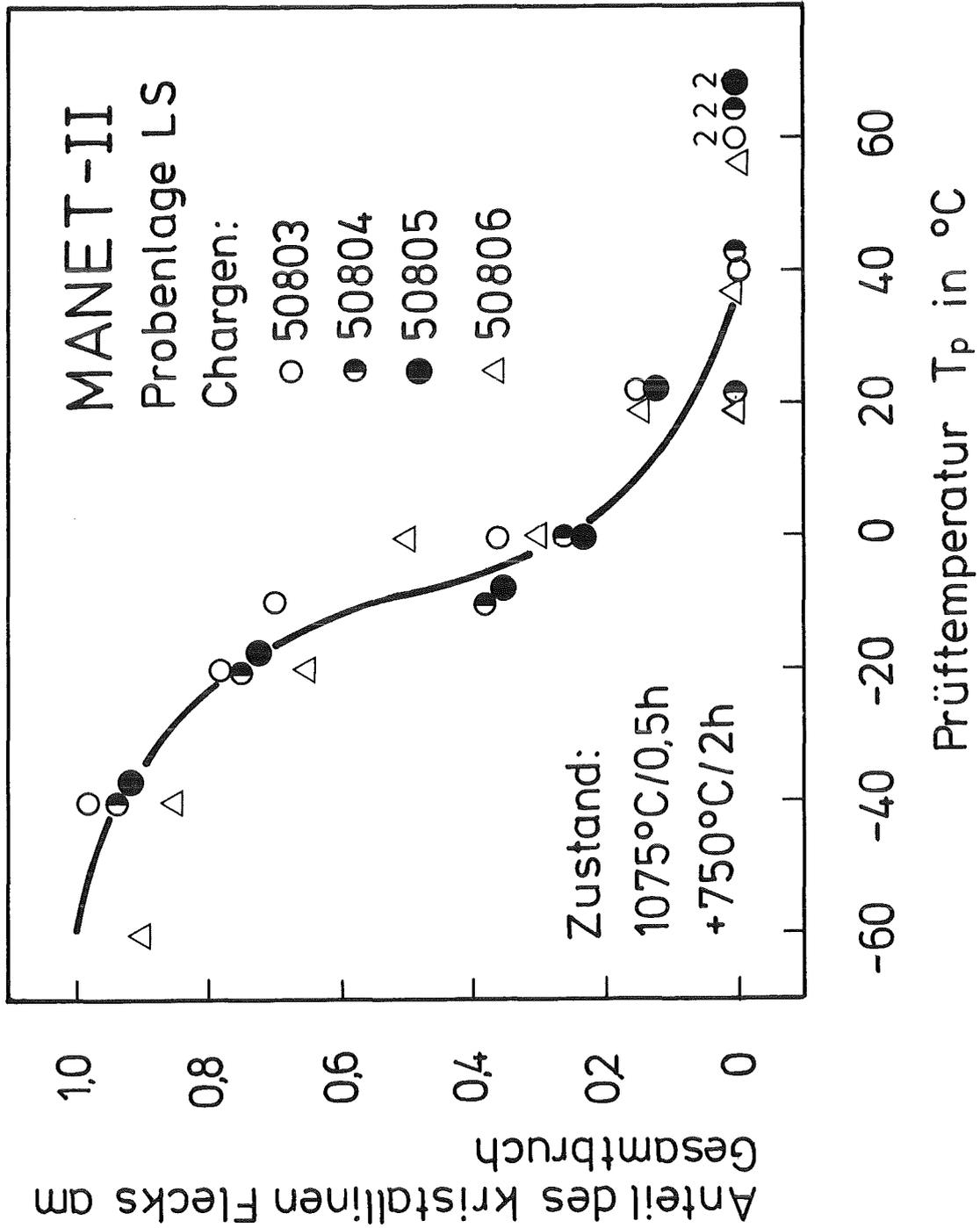
**Bild 9:** Maximalkraft  $F_m$  und Rifestigkeit  $K_{Id}$  von TL-Proben aus drei Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüf­temperatur. (Mit Vergleich zu LS-Proben)



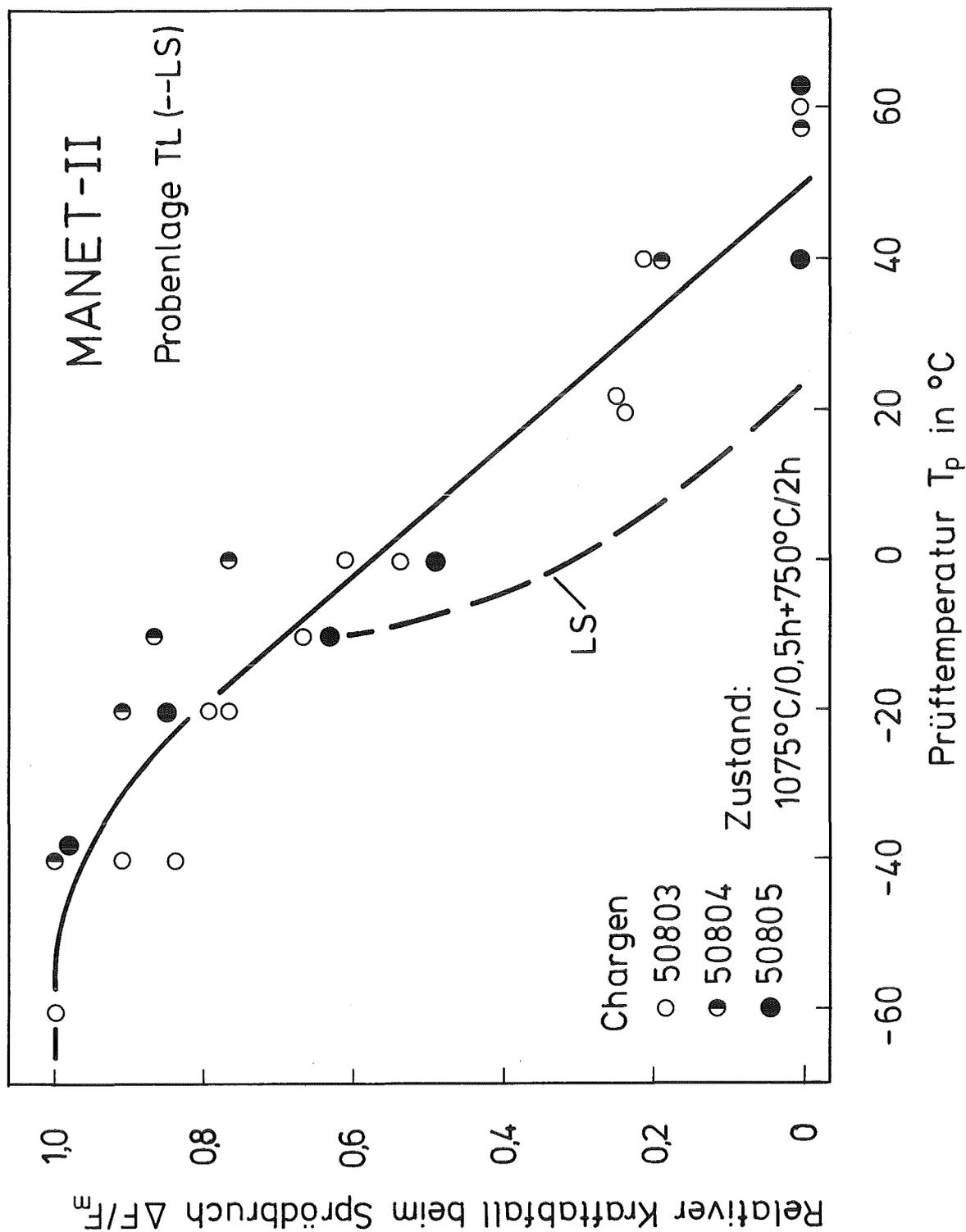
**Bild 10:** Maximalkraft  $F_m$  und Rißfestigkeit  $K_{IId}$  von LS-Proben aus drei Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



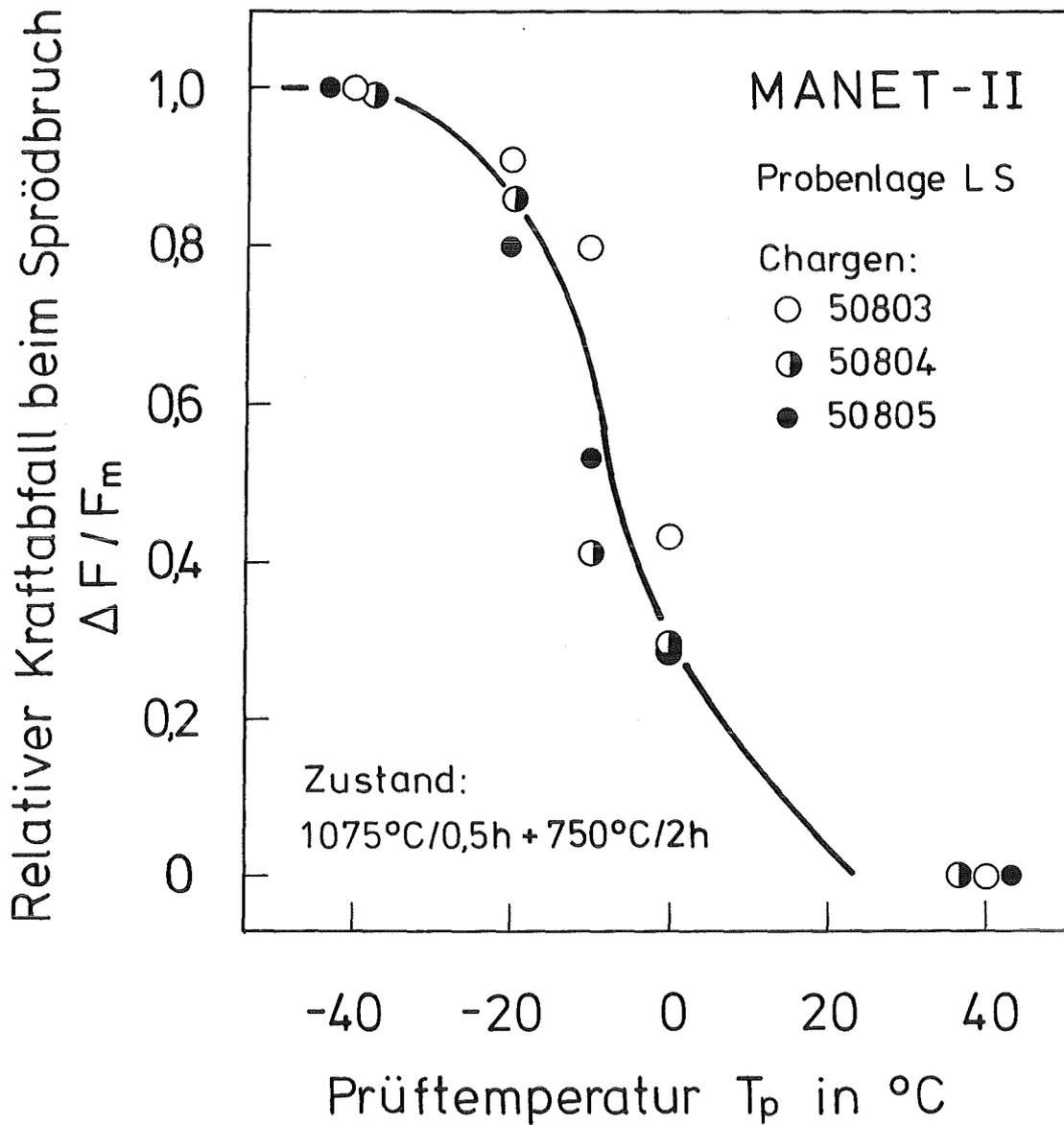
**Bild 11:** Anteil des kristallinen Fleckes am Gesamtbruch von TL-Proben aus vier Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. (Mit Vergleich zu LS-Proben)



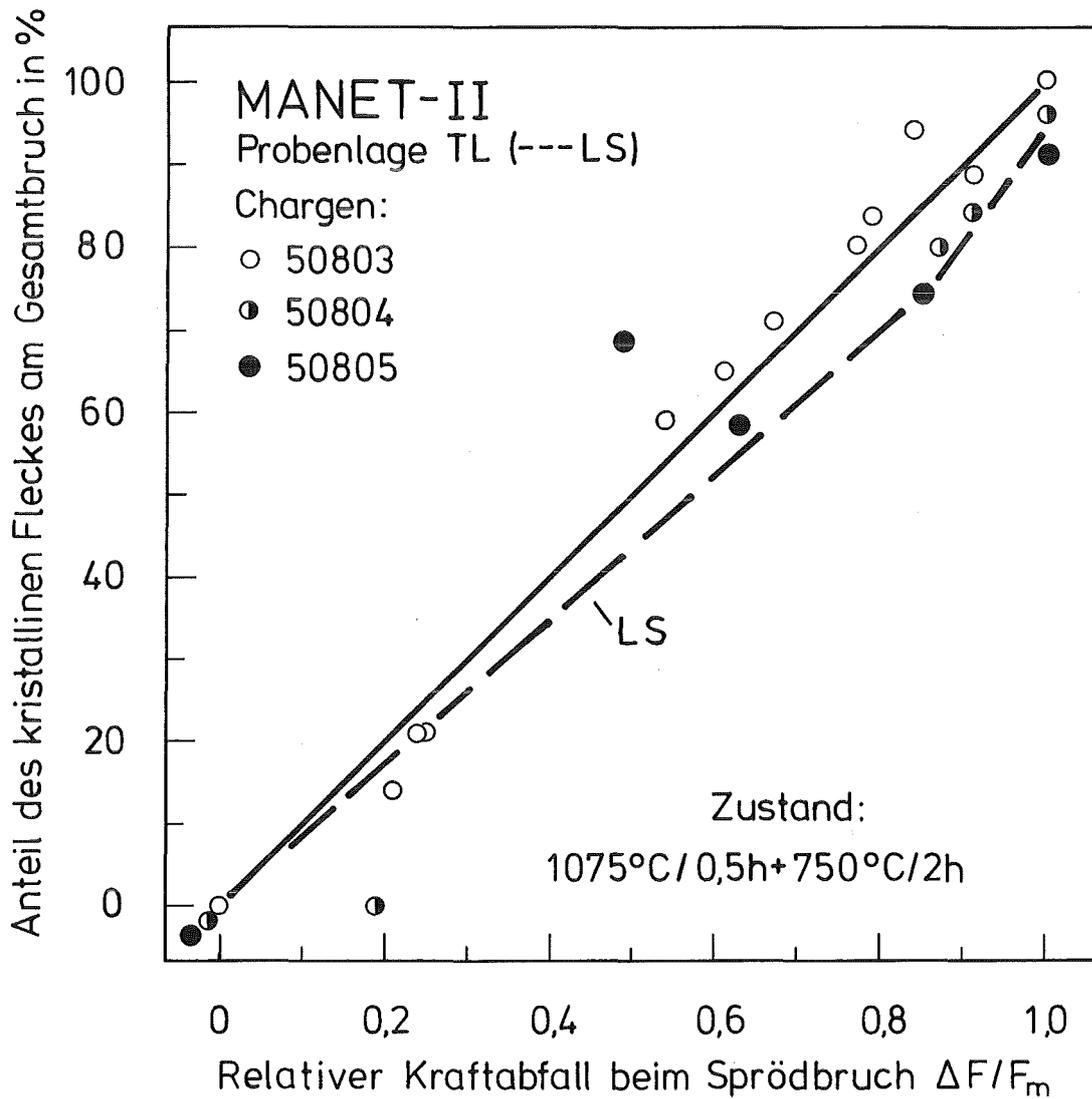
**Bild 12:** Anteil des kristallinen Flecks am Gesamtbruch von LS-Proben aus vier Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



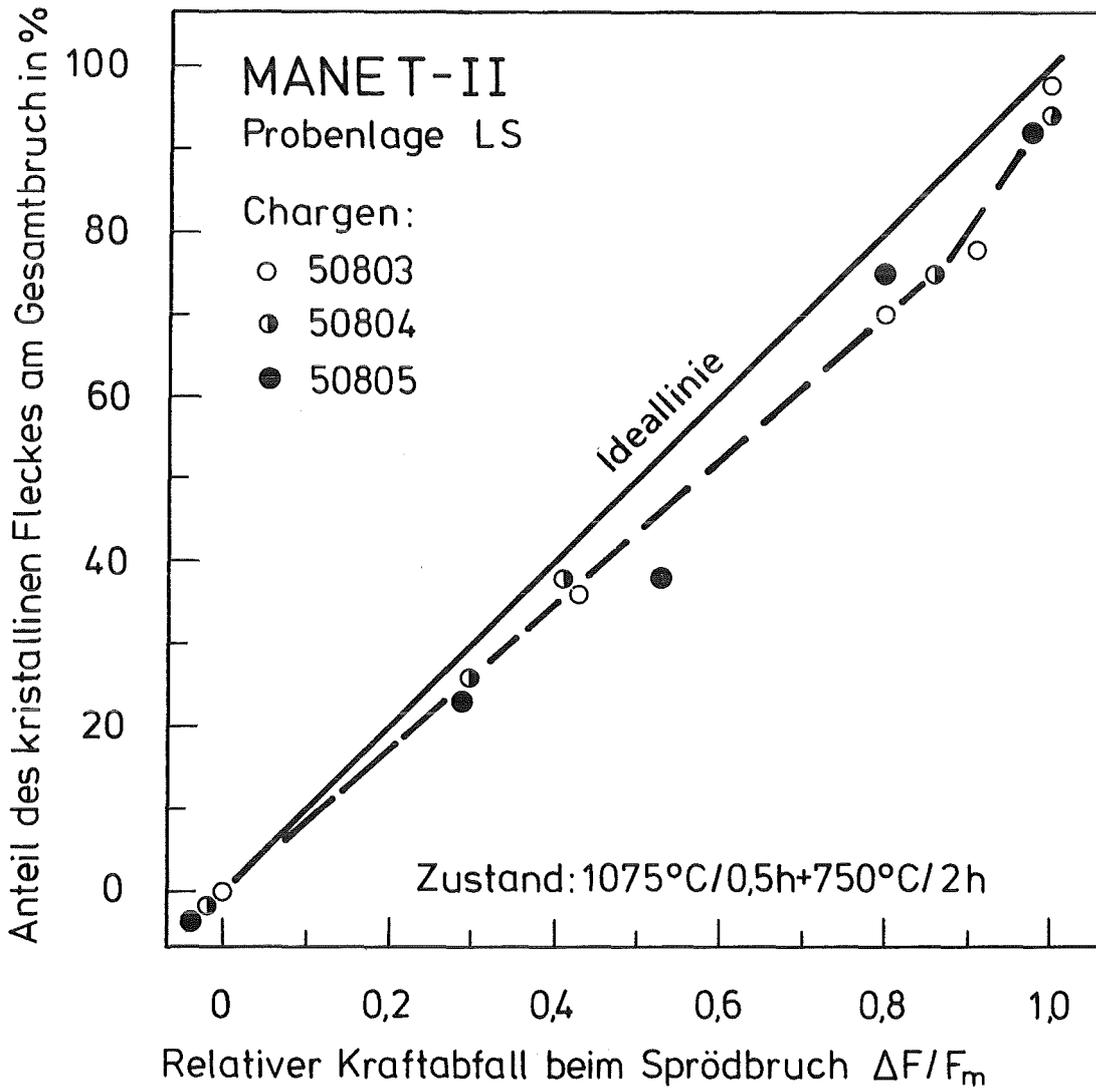
**Bild 13:** Relativer Kraftabfall beim Sprödbbruch  $\Delta F/F_m$  von TL-Proben aus drei Schmelzen des Stahles MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur. (Mit Vergleich zu LS-Proben)



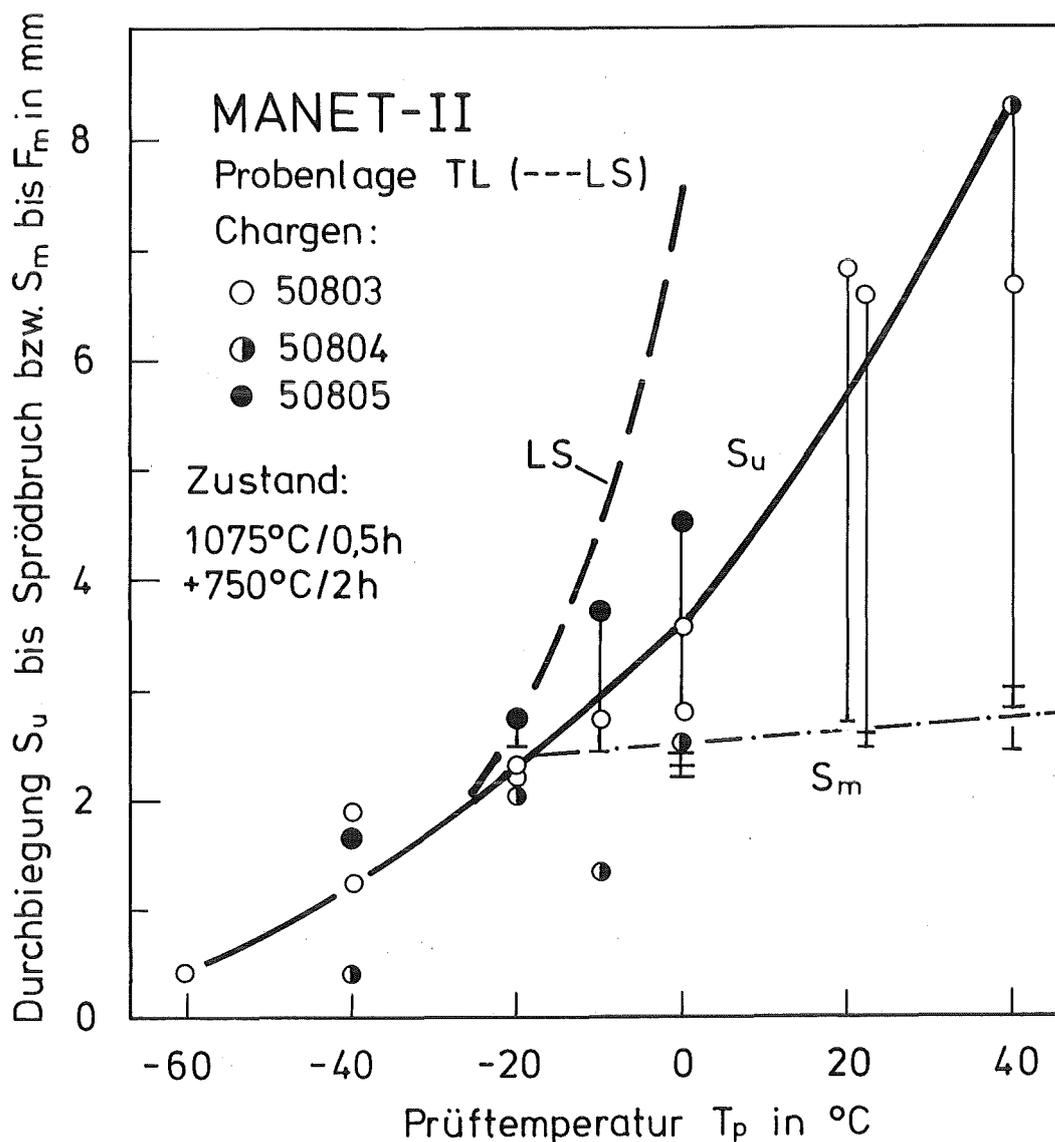
**Bild 14:** Relativer Kraftabfall beim Sprödbruch  $\Delta F / F_m$  von LS-Proben aus drei Schmelzen des Stahles MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



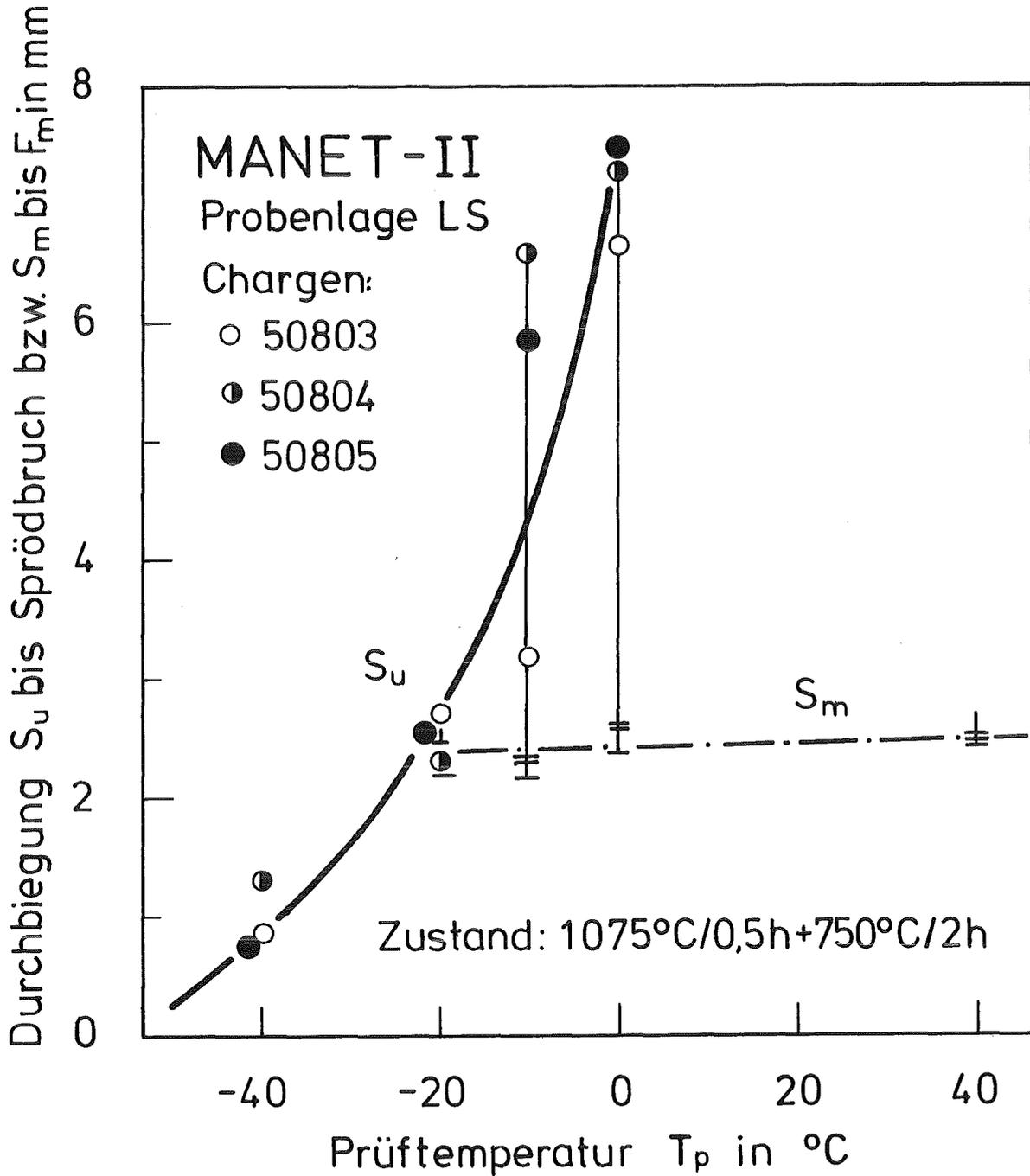
**Bild 15:** Korrelation zwischen dem Anteil des kristallinen Fleckes am Gesamtbruch und dem relativen Kraftabfall beim Sprödbruch für TL-Proben aus drei Schmelzen des Stahles MANET-II. (Mit Vergleich zu LS-Proben)



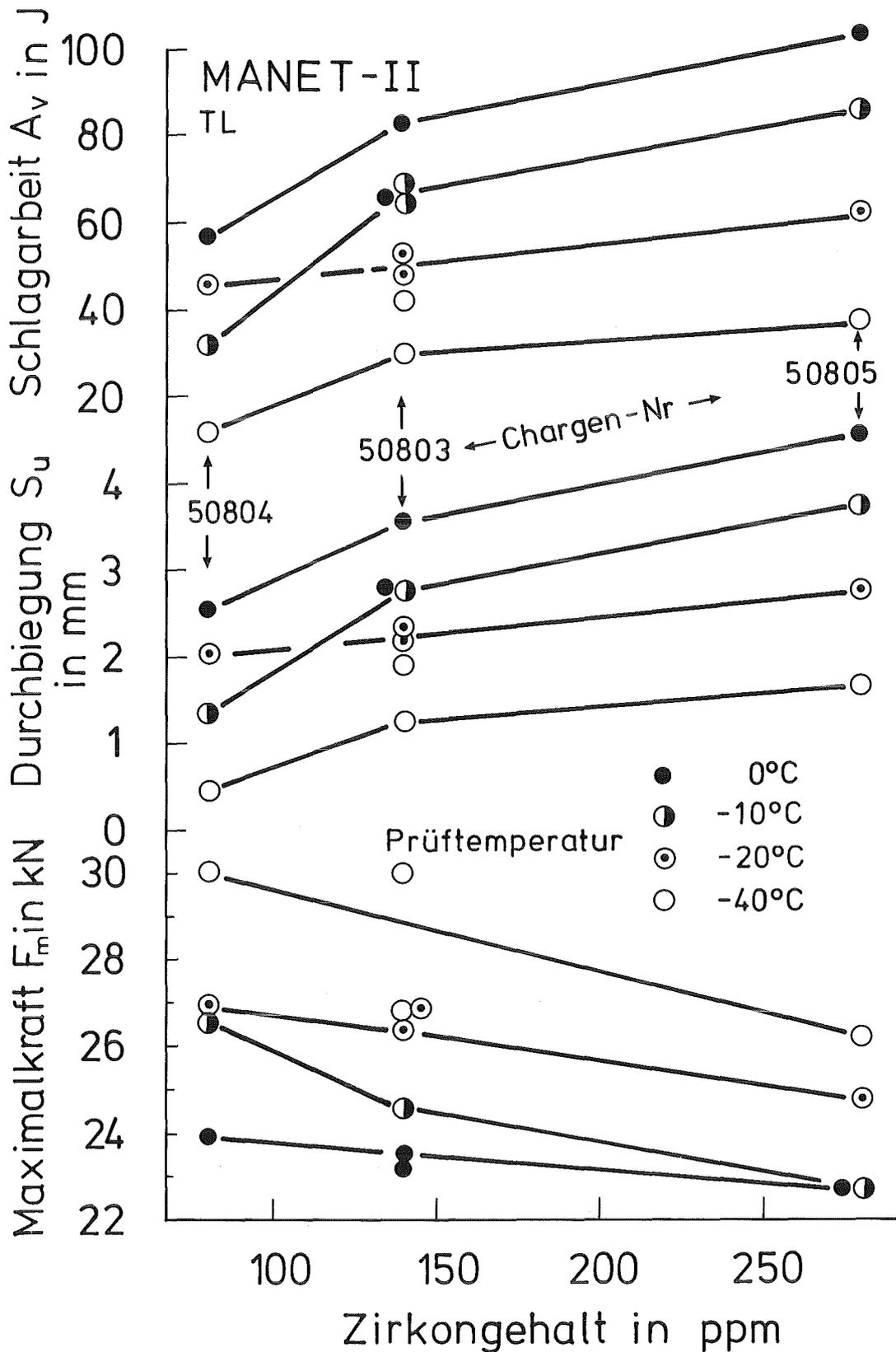
**Bild 16:** Korrelation zwischen dem Anteil des kristallinen Fleckes am Gesamtbruch und dem relativen Kraftabfall beim Sprödbbruch für LS-Proben aus drei Schmelzen des Stahles MANET-II.



**Bild 17:** Durchbiegung der TL-Proben  $S_m$  bzw.  $S_u$  von drei Schmelzen des Stahles MANET-II bis zum Erreichen der Maximalkraft bzw. beim Sprödbrech in Abhängigkeit von der Prüf­temperatur. (Mit Vergleich zu LS-Proben)



**Bild 18:** Durchbiegung der LS-Proben  $S_m$  bzw.  $S_u$  von drei Schmelzen des Stahles MANET-II bis zum Erreichen der Maximalkraft bzw. beim Sprödbbruch in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



**Bild 19:** Schlagarbeit  $A_v$ , Durchbiegung  $S_u$  und Maximalkraft  $F_m$  von TL-Proben bei vier Prüftemperaturen in Abhängigkeit vom Zirkongehalt der Schmelzen 50 803, 4 und 5 des Stahls MANET-II.

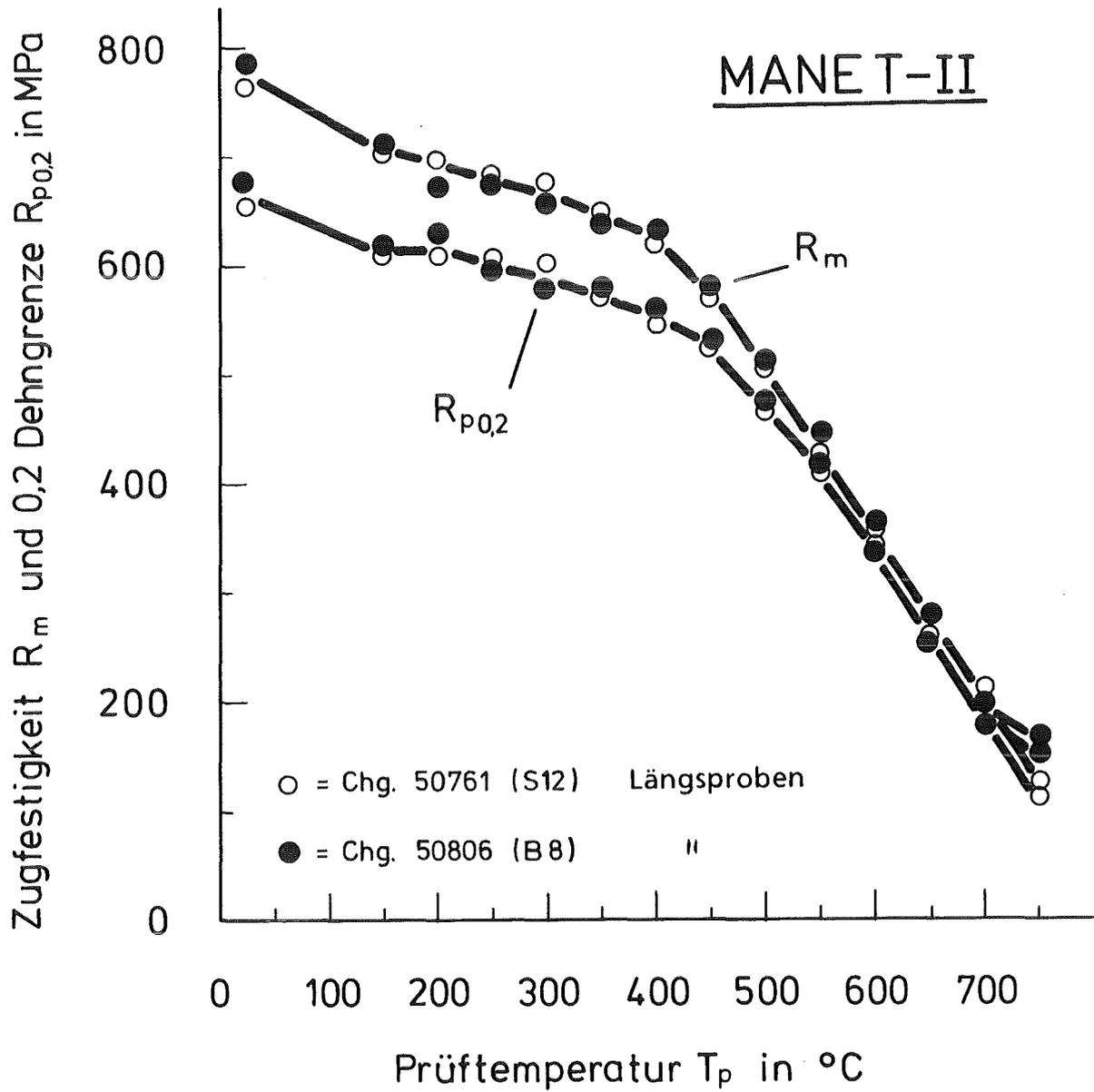
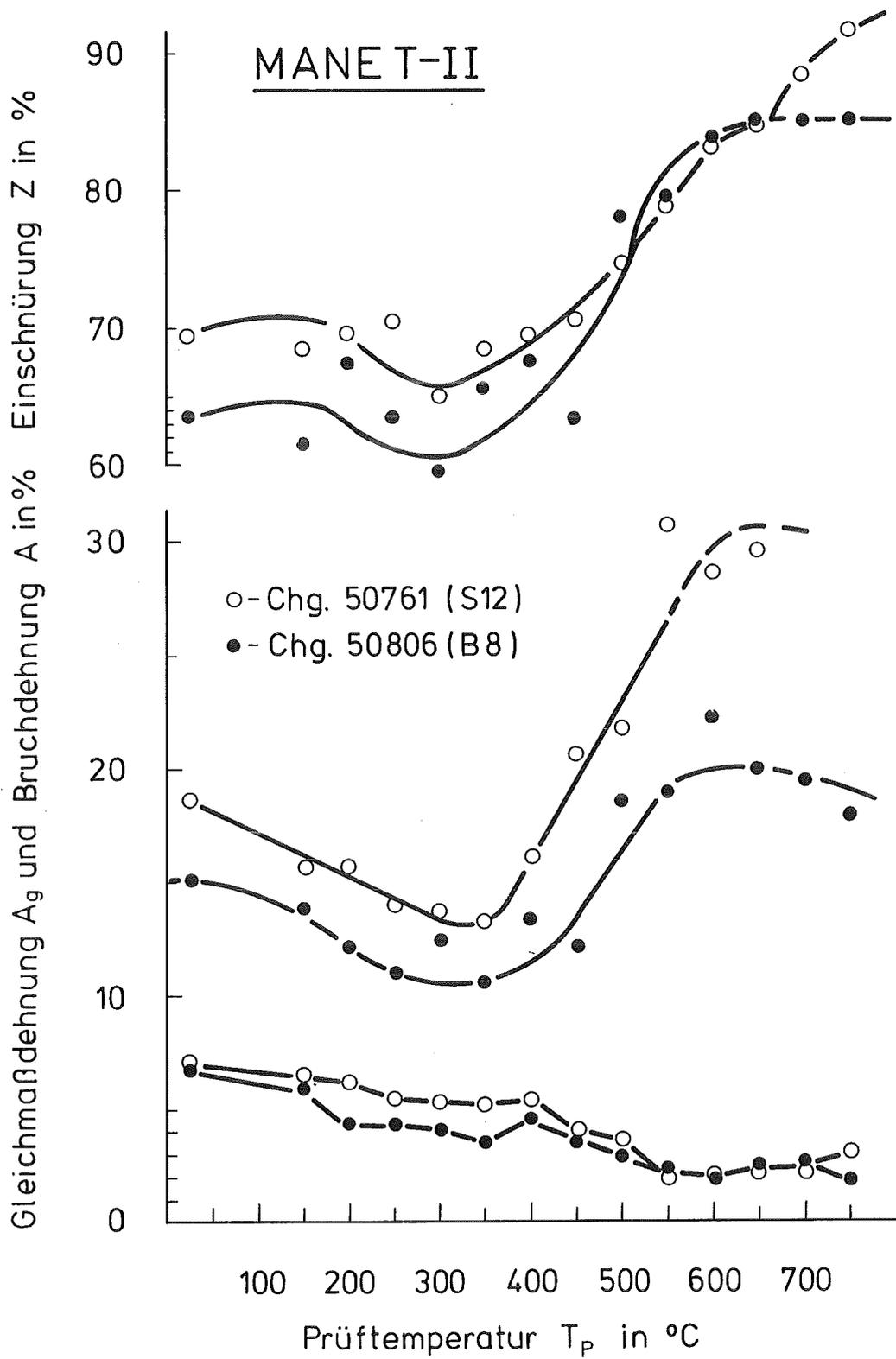
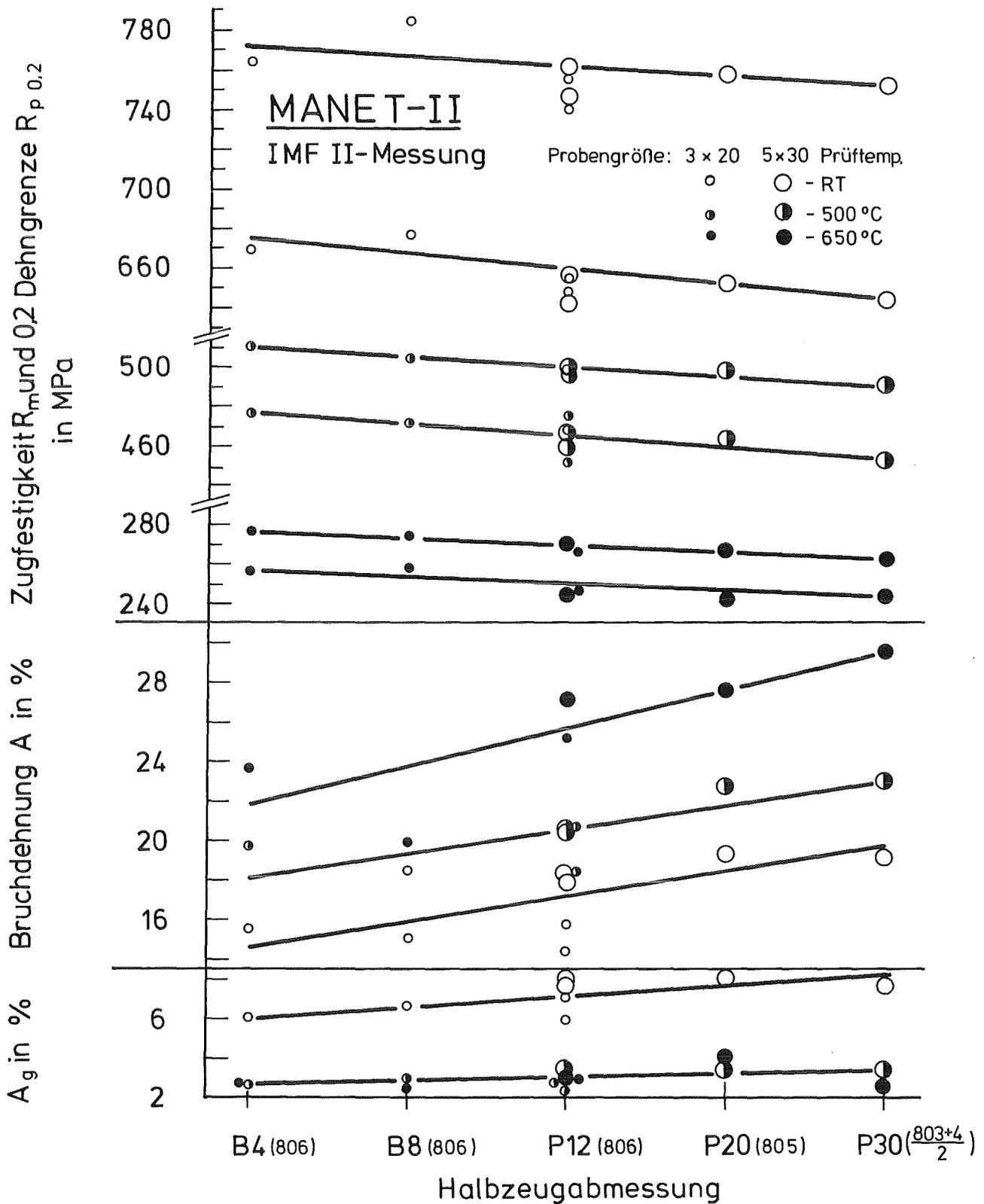


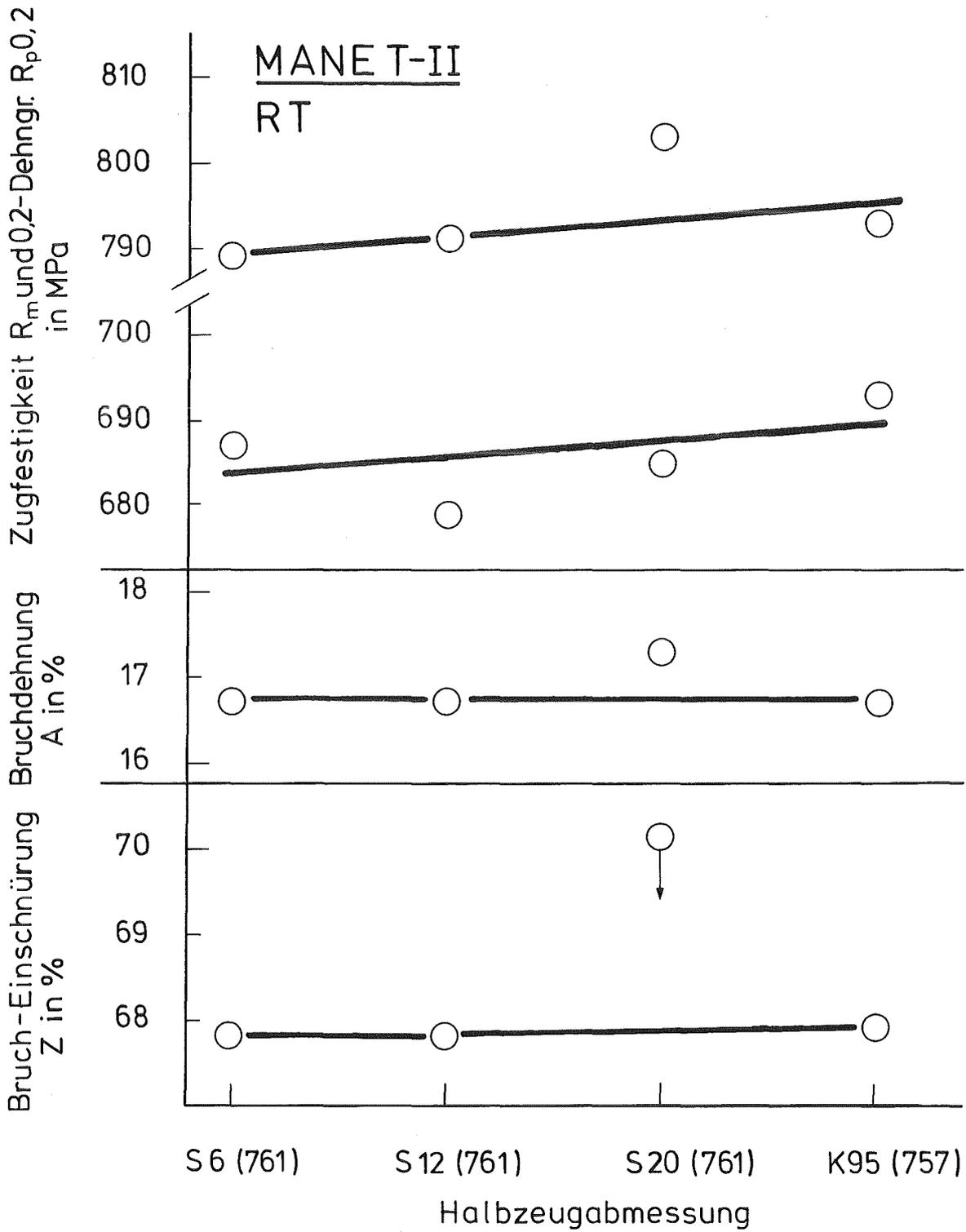
Bild 20: Zugfestigkeit und 0,2-Dehngrenze von zwei Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



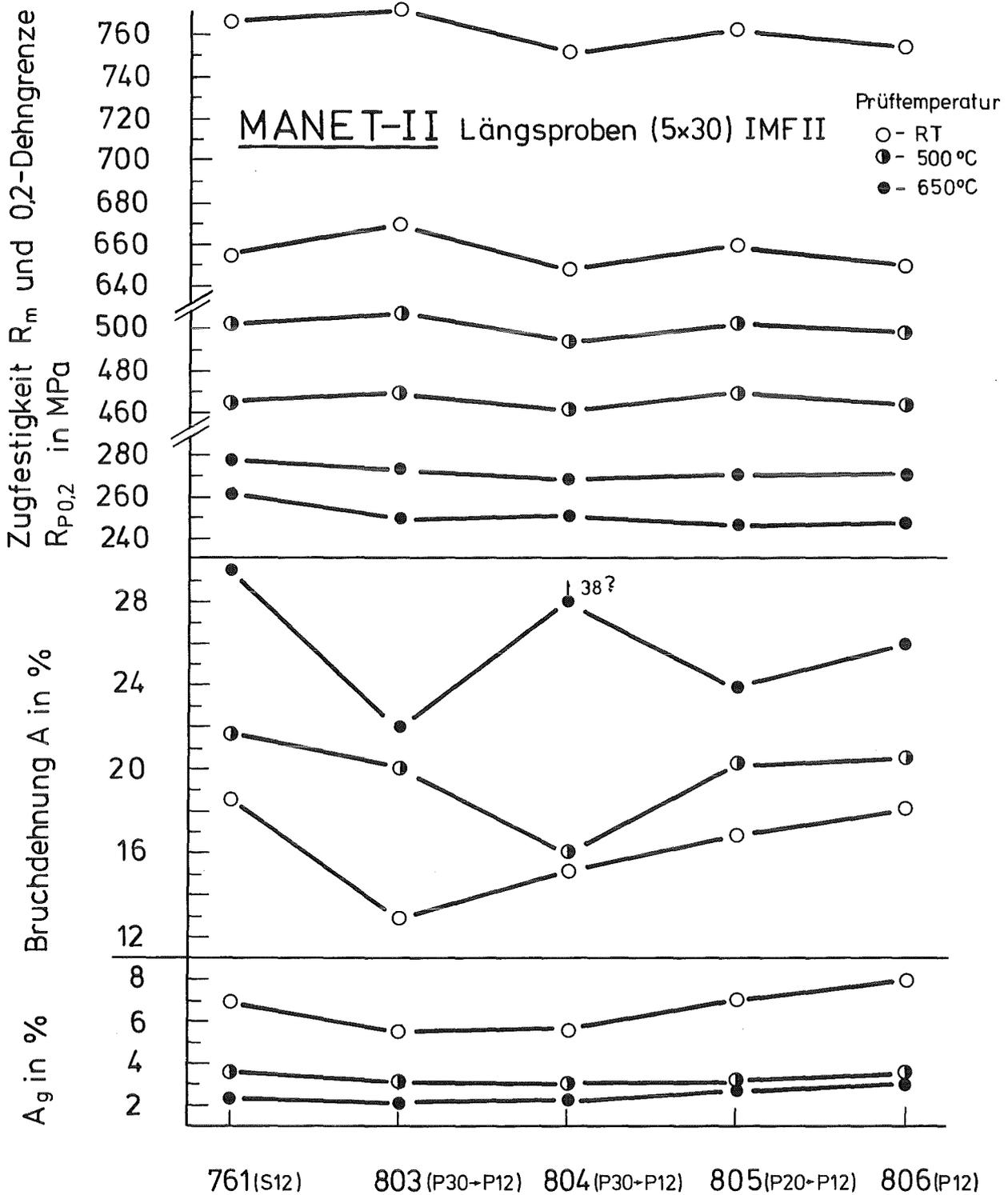
**Bild 21:** Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung sowie Brucheinschnürung von zwei Schmelzen des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.



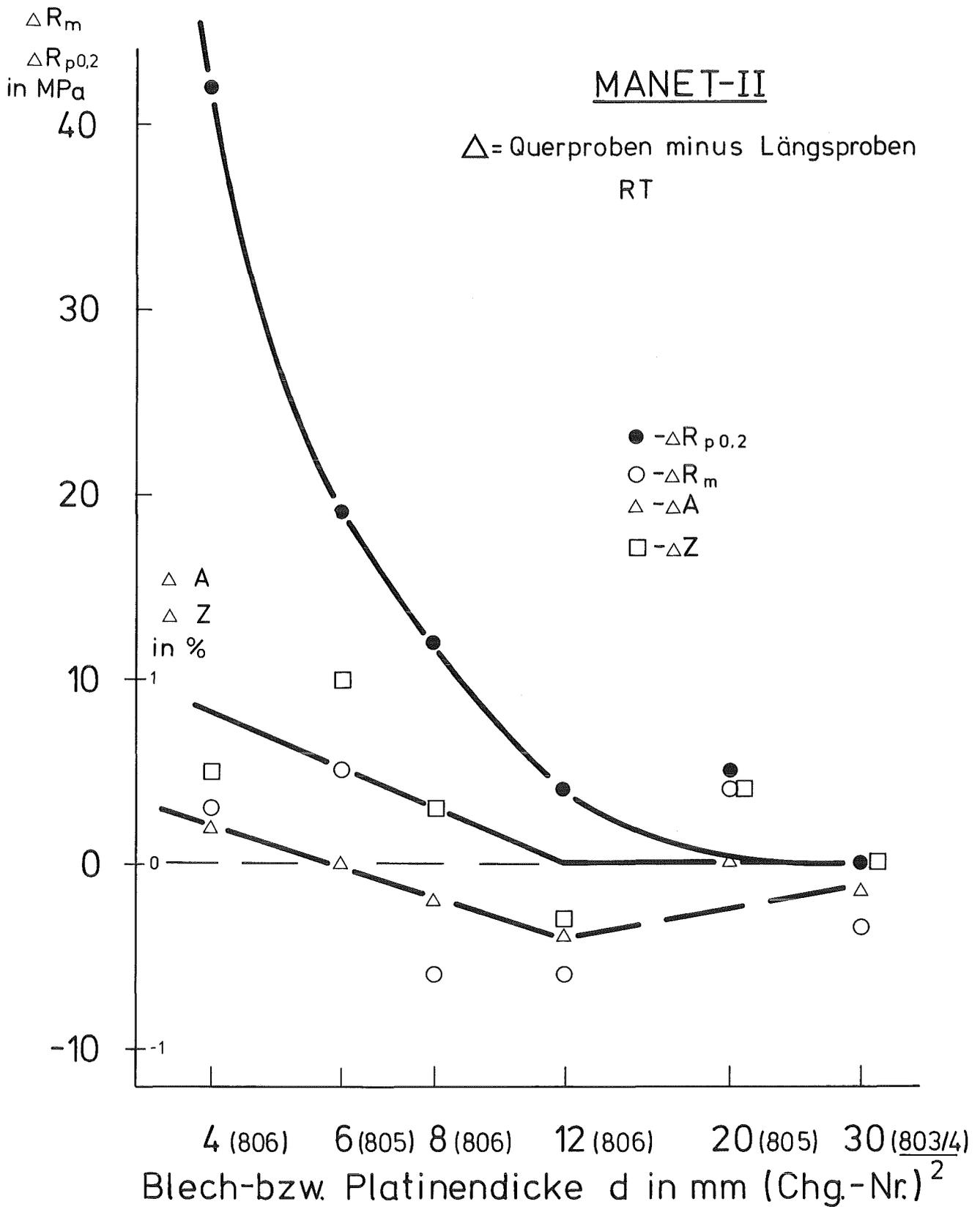
**Bild 22:** Zugeigenschaften des Stahls MANET-II bei drei Prüftemperaturen in Abhängigkeit von der Blech- und Platinendicke.



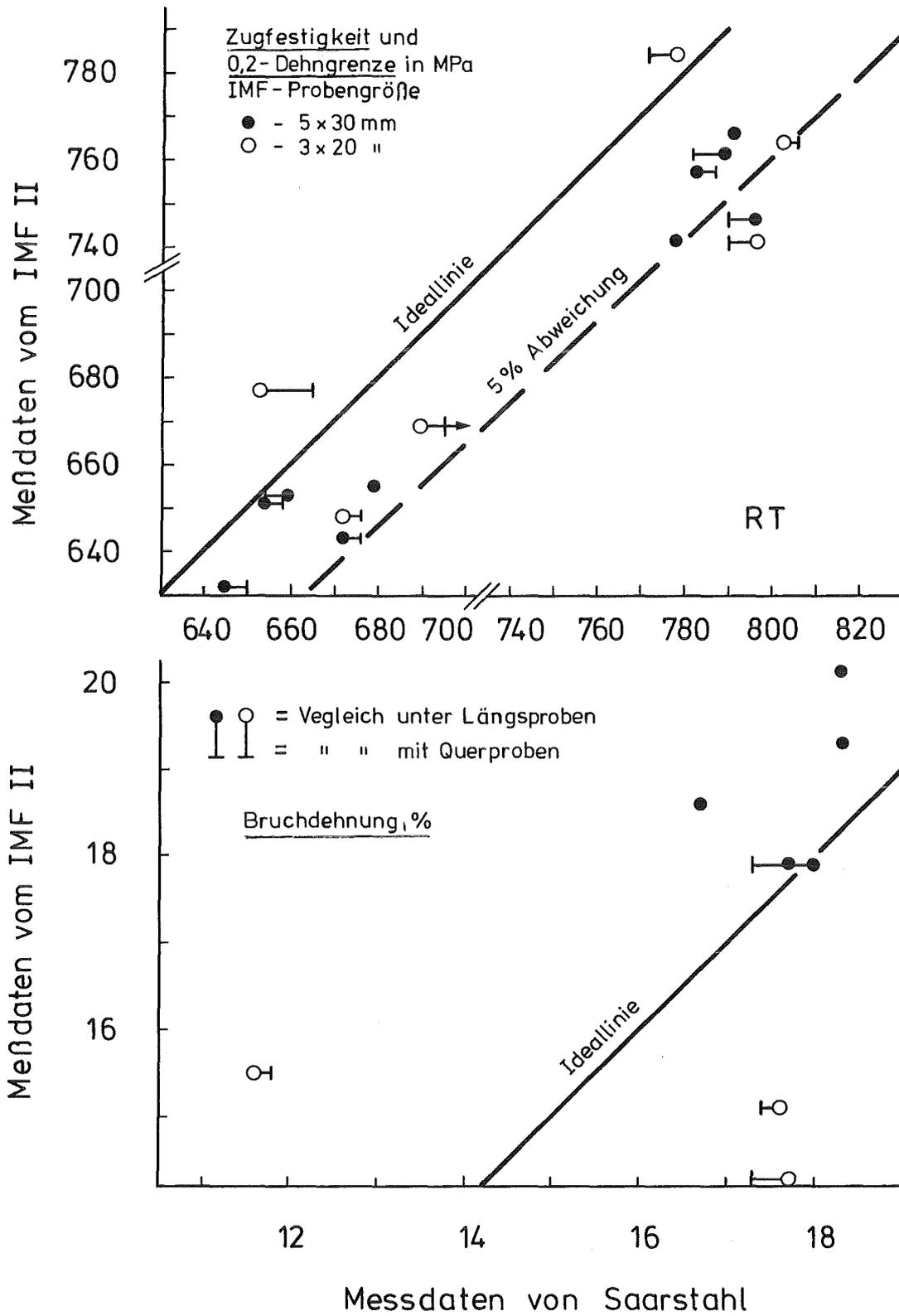
**Bild 23:** Zugeigenschaften des Stahls MANET-II in Abhängigkeit vom Stangen- bzw. Knüppeldurchmesser.



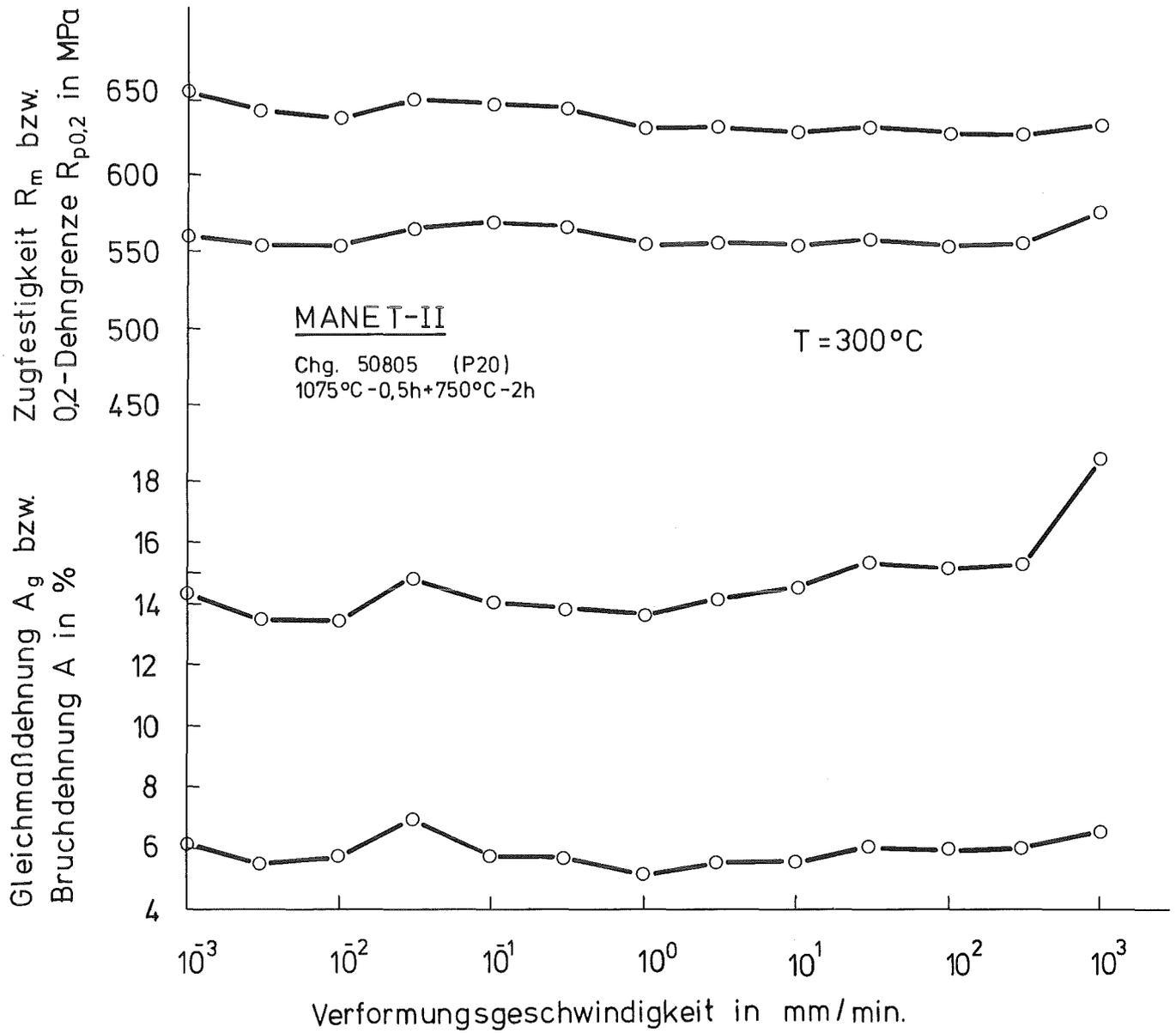
**Bild 24:** Zugeigenschaften (auf P12 korrigiert) des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Schmelze bei drei verschiedenen Prüftemperaturen.



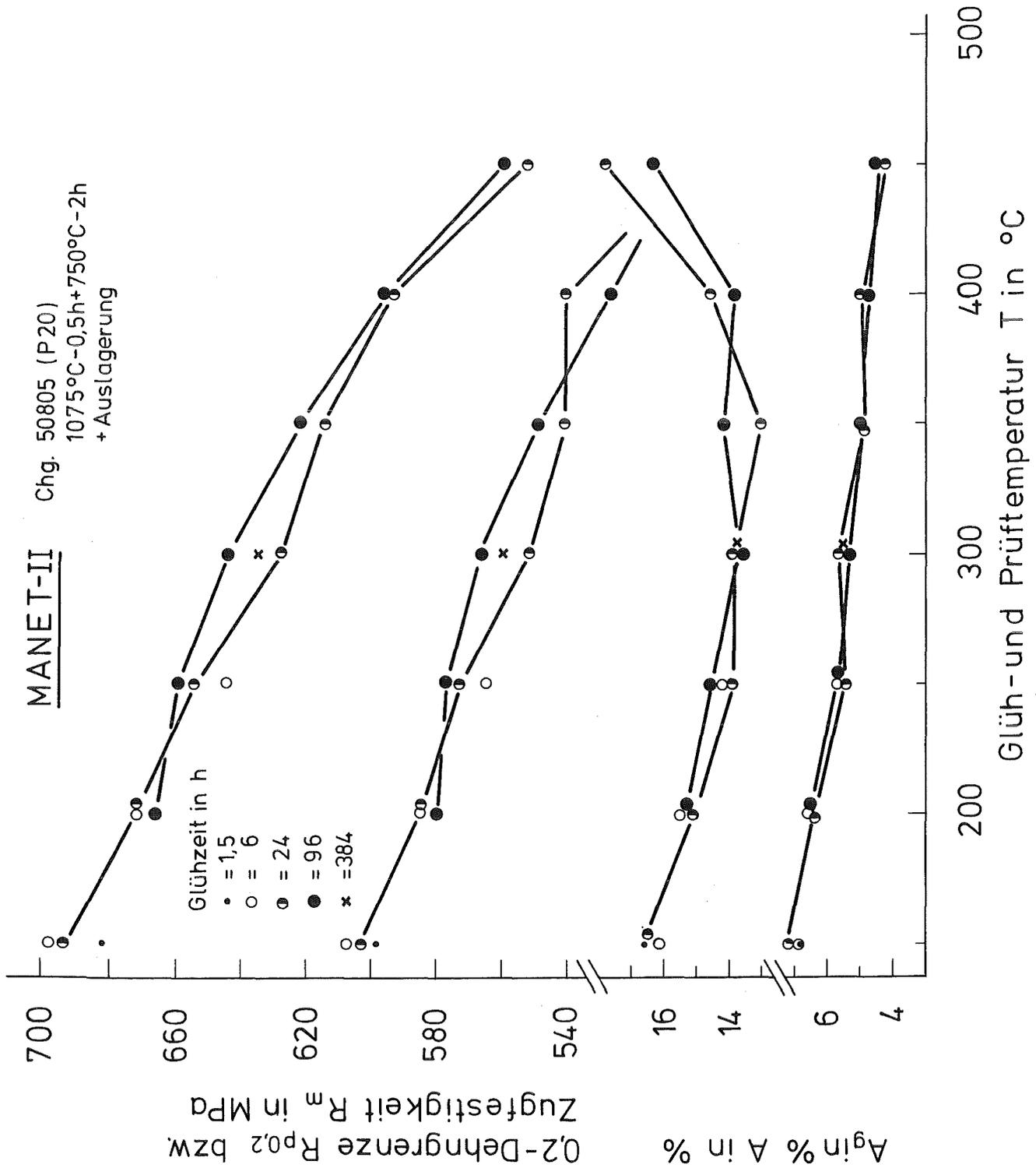
**Bild 25:** Unterschied zwischen Proben, deren Längachse parallel und quer zur Hauptwalzrichtung liegt. (Absolute Differenzen)



**Bild 26:** Vergleich der Ergebnisse aus den Prüflabors im IMF II und bei Fa. Saarstahl.



**Bild 27:** Zugeigenschaften des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit.



**Bild 28:** Zugeigenschaften des Stahls MANET-II in Abhängigkeit von einer Glüh- bzw. Auslagerungstemperatur.

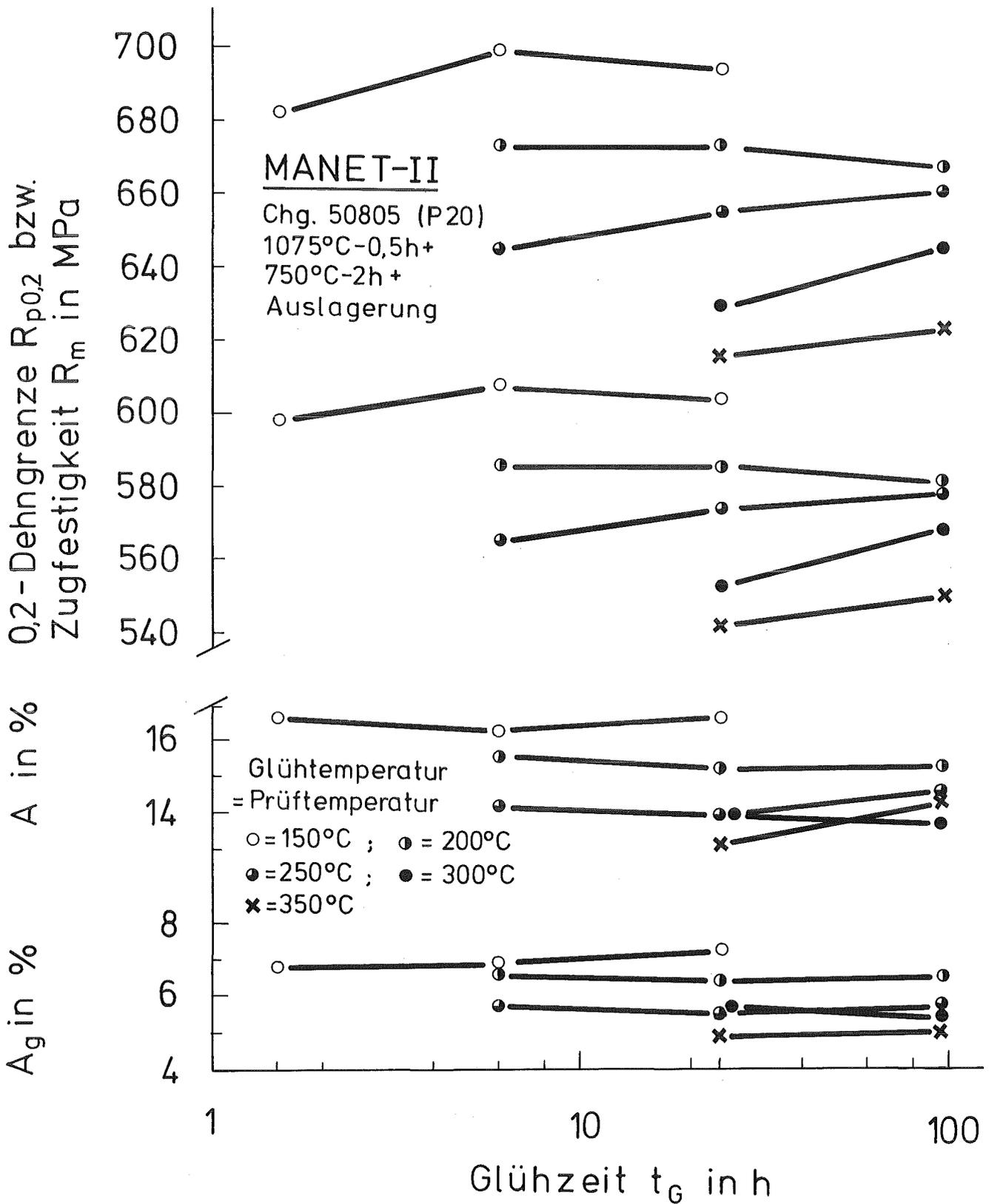
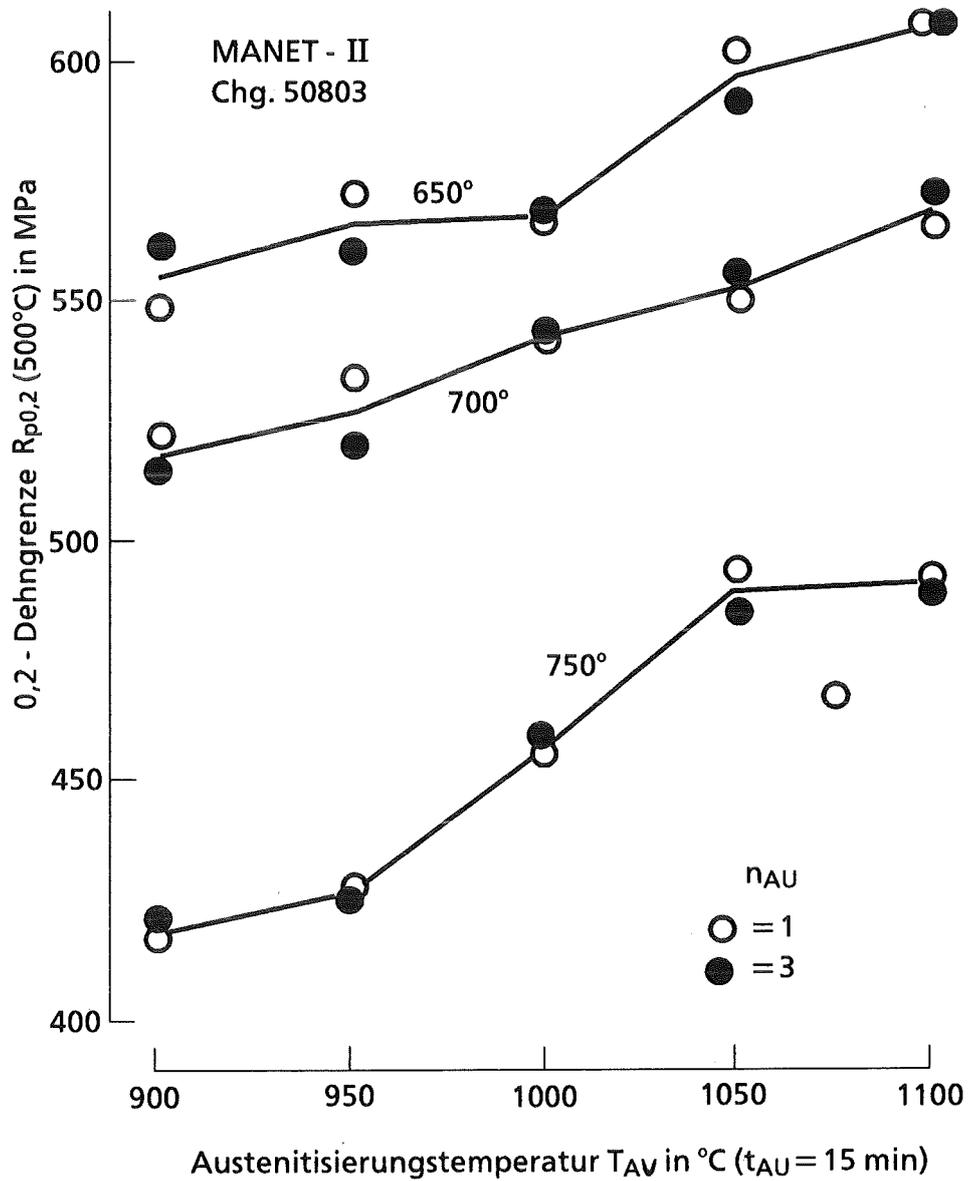
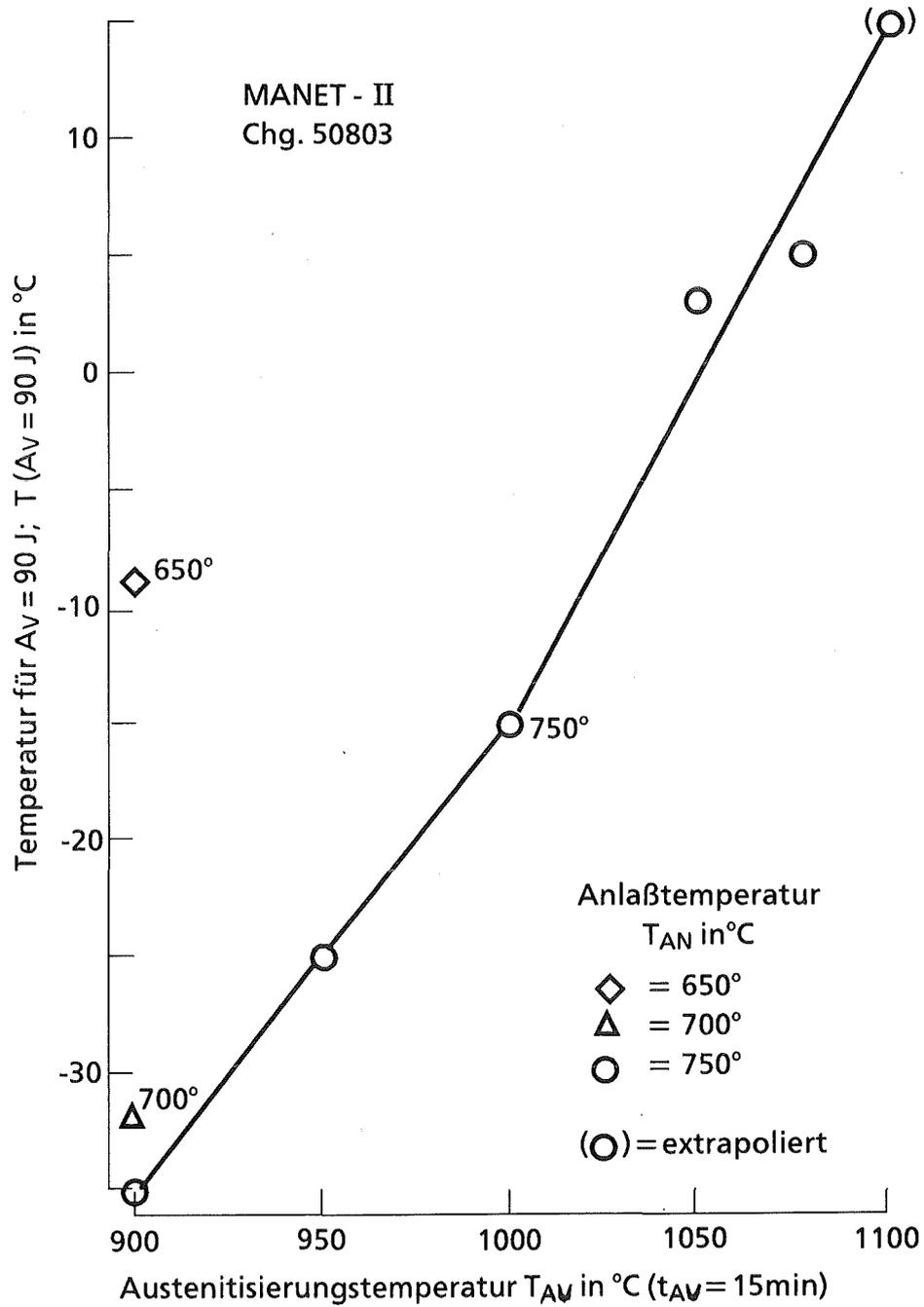


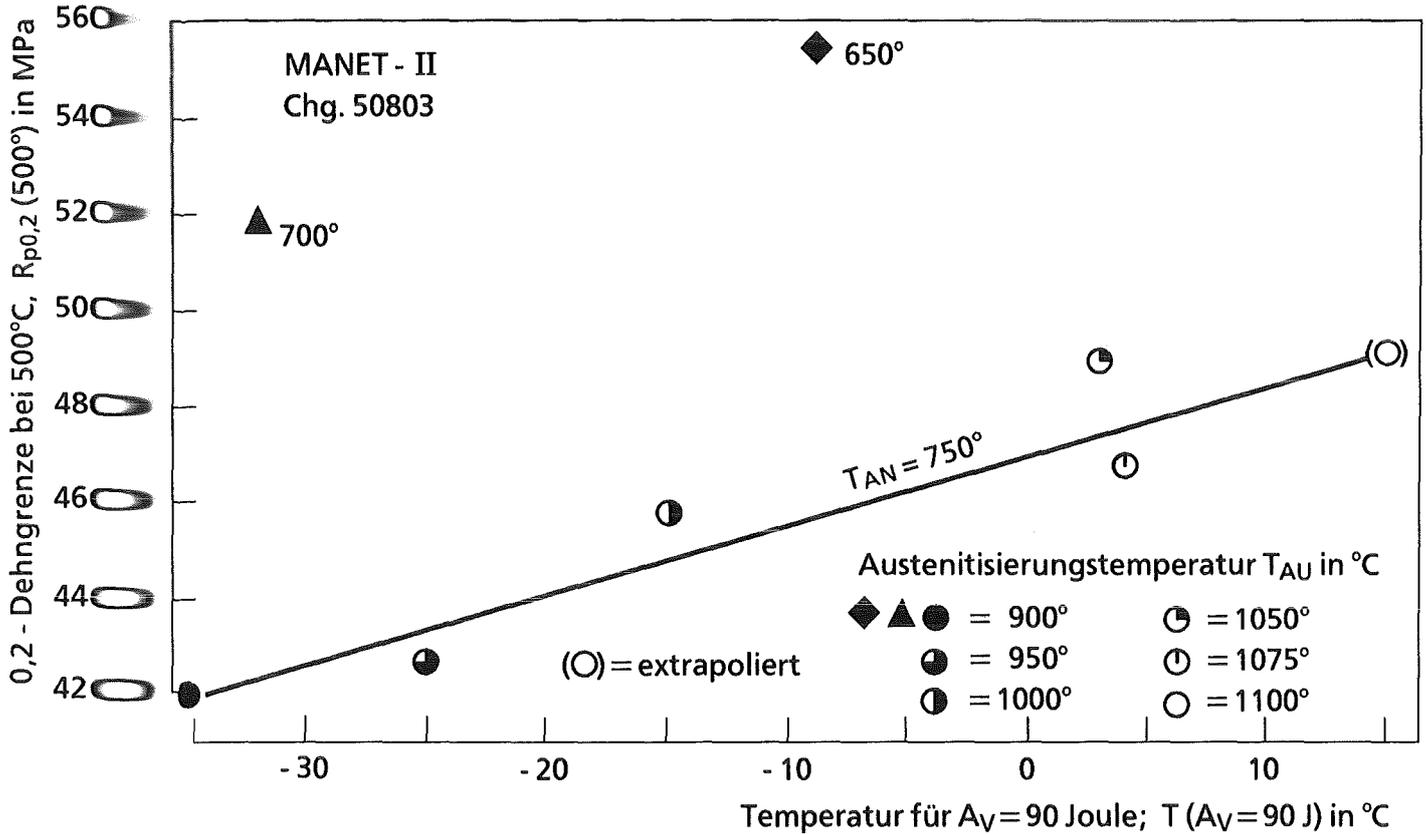
Bild 29: Zugeigenschaften des Stahles MANET-II in Abhängigkeit von einer Glüh- bzw. Auslagerungszeit.



**Bild 30:** 0,2-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  bei  $T_p = 500$  °C des Stahles MANET-II in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und der Anlaßtemperatur



**Bild 31:** Temperatur für eine Schlagarbeit von  $A_v = 90 \text{ J}$  für den Stahl MANET - II in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur



**Bild 32:** 0,2-Dehngrenze bei 500 °C und „Übergangstemperatur“ für die Schlagarbeit von  $A_V = 90$  Joule in Abhängigkeit von der Austenitisierungs- bzw. Anlaßtemperatur  $T_{AU}$  bzw.  $T_{AN}$  für die Charge 50803 des Stahles MANET-II