

KfK 5353
August 1994

**Metallkundliche und
mechanische Untersuchungen
an dem schwach aktivierbaren
martensitischen Chromstahl
OPTIFER-IV**

L. Schäfer, H. Kempe
Institut für Materialforschung
Projekt Kernfusion

Kernforschungszentrum Karlsruhe

Kernforschungszentrum Karlsruhe
Institut für Materialforschung
Projekt Kernfusion

KfK 5353

Metallkundliche und mechanische Untersuchungen an dem
schwach aktivierbaren martensitischen Chromstahl OPTIFER-IV

L. Schäfer, H. Kempe

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

Ausgehend von dem hochwarmfesten martensitischen Chromstahl mit der Werkstoff-Nr. 1.4914 wurde durch Substitution der stark aktivierenden Legierungselemente Mo, Nb und Ni durch die wenig aktivierenden Elemente W, Ta und Ce und weitere metallurgische Veränderungen ein nur schwach aktivierbarer martensitischer Stahl entwickelt, der sich in seiner zukünftigen Form als Werkstoff für die Erste Wand und Blanketstrukturen von Fusionsmaschinen eignen soll. Der Stahl OPTIFER-IV, Chg. 986489 wurde auf metallurgische und mechanische Eigenschaften untersucht. Das Umwandlungsverhalten der neuen Charge entspricht noch weitgehend dem des Vorgängerstahles CETA. Der neue Stahl ist voll martensitisch, deltaferritfrei, feinkörnig und gut durchhärtpbar. Die Zugeigenschaften entsprechen den Anforderungen, und die Kerbschlageigenschaften sind hervorragend.

Abstract

Metallurgical and mechanical tests on the low activating martensitic chromium steel OPTIFER-IV

Derived from a martensitic chromium-steel (1.4914) with high strength at elevated temperatures, a new low activating steel OPTIFER-IV, Chg. 986489, had been developed for an application as "First Wall" - and as structural material for fusion devices.

The alloying elements with high activation like Mo, Ni and Nb had been substituted by similar acting, but low activating elements like W and Ta.

Some metallurgical and mechanical properties had been tested in order to decide the kind of alloying. The new steel is fully martensitic without δ -ferrite, fine-grained and well hardenable. The tensile properties satisfy the requirements, and the notch impact bending properties are excellent.

Inhalt

	Seite
1. Einleitung	1
2. Versuchsmaterial	1
3. Meßmethoden	2
4. Versuchsergebnisse	3
4.1 Metallkundliche Untersuchungen	3
4.2 Mechanische Eigenschaften	4
4.2.1 Kerbschlageigenschaften	4
4.2.2 Zugeigenschaften	4
4.2.3 Optimierungsversuche	5
4.2.4 Schlußfolgerungen	6
5. Zusammenfassung	7
6. Literaturangaben	7
7. Nomenklatur, Tabellen, Bilder	7

1. Einleitung

Die Strukturmaterialien eines Fusionsreaktors werden durch neutroneninduzierte Transmutationen aktiviert, wobei unterschiedliche Metalle auch um Größenordnungen unterschiedliche Aktivitäten und Halbwertszeiten aufweisen. Dies eröffnet die Möglichkeit, die unerwünschte Aktivierbarkeit konventioneller Legierungen durch Modifikation ihrer chemischen Zusammensetzung wesentlich zu reduzieren. Damit würde der Aufwand für den Strahlenschutz bei möglicherweise notwendigen Reparaturarbeiten an bestrahlten Bauteilen oder bei deren Endlagerung wesentlich reduziert, und das Material könnte vielleicht sogar recycelt werden. Solche Versuche wurden an dem handelsüblichen hochwarmfesten martensitischen Chromstahl mit der Werkstoff-Nr. 1.4914 unternommen, indem die stark aktivierenden Legierungselemente Nb, Mo, Ni und Al durch die weniger aktivierenden Elemente Ta, W und Ce ersetzt wurden.

Die Ergebnisse des ersten Entwicklungsschrittes sind bereits publiziert worden [1]. In einem zweiten Schritt sollte vor allem die Kerbschlagzähigkeit verbessert werden. Dazu ist zunächst die Vorcharge Nr. 986489 erschmolzen worden, die grundsätzlich Fragen der Legierungszusammensetzung klärt, und über die hier berichtet wird.

Es wurde übersichtsmäßig das Härte-, Umwandlungs- und Anlaßverhalten untersucht, und es wurden Zug- und Kerbschlagversuche durchgeführt, um das Potential der mechanischen Eigenschaften abzuschätzen.

2. Versuchsmaterial

Die Vorcharge Nr. 986489 wurde bei der Fa. Saarstahl (Völklingen) als ca. 100 kg-Schmelze offen im Induktionsofen erschmolzen und zu 25 mm-Vierkantstäben geschmiedet, die schmiedehart (HV 30 = 427) angeliefert wurden. Die chemische Zusammensetzung geht aus Tabelle 1 hervor, die zum Vergleich auch die Analyse der Vorgängerlegierung CETA, Chg. 858 [1] enthält. Die wesentlichen Unterschiede der Vorcharge gegenüber der Legierung CETA bestehen darin, daß fast alle Legierungsgehalte drastisch reduziert wurden: Kohlenstoff von 0,17 auf 0,11 %; Mangan von 1,35 auf 0,57 %; Chrom von 9,6 auf ca. 9 %; Vanadium von 0,59 auf 0,23 %; Tantal von 0,48 auf 0,15 %; Bor von 80 auf 40 ppm. Lediglich der Wolframgehalt wurde von 0,81 auf 1,16 % erhöht. Diese drastische Reduzierung der Legierungsgehalte hat die mechanischen Eigenschaften sehr verbessert. Dies ist auch

die Basis der weiteren Legierungsentwicklung im niedrig aktivierenden Bereich der Martensite.

Im metallografischen Schliffbild sind keine Besonderheiten zu erkennen. Bild 1a zeigt den nur gehärteten Zustand und Bild 1b zeigt den zusätzlich angelassenen Martensit. Die Probenformen sind in Bild 2 dargestellt. Alle Proben sind Längsproben, d.h. ihre Längsachse liegt in Walzrichtung.

3. Meßmethoden

Als Maß für die Festigkeit und Verformbarkeit des Stahles wurden Zugversuche bei erhöhter Temperatur mit einer elektro-mechanischen Universal-Prüfmaschine an Luft durchgeführt. Wegen der kurzen Prüfzeit oxidieren die Proben auch bei den höchsten Prüftemperatur nicht nennenswert. Der Zugversuch liefert ein Kraft-Verlängerungs-Diagramm, aus dem die Werkstoffkennwerte Zugfestigkeit, 0,2-Dehngrenze und Bruchdehnung abgeleitet wurden.

Die Härteprüfungen wurden an einem Vickers-Härteprüfgerät Marke Wolpert "Diatestor" durchgeführt. Die Belastung betrug 30 kg. Die Diagonalen der Eindrücke wurden manuell mittels einer Meßoptik ausgemessen. Die Korngröße wurde nach dem Kreisverfahren bestimmt.

Die für die Anwendbarkeit des Stahles entscheidende Schlagzähigkeit wurde in Kerbschlagbiegeversuchen gemessen. Im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch wird durch Dehnmeßstreifen in der Finne des Hammers die Kraft gemessen, die die Kerbschlagprobe der Hammerbewegung entgegensetzt. Das liefert ein Kraft-Weg-Diagramm das weiter ausgewertet werden kann. Die bekannteste Größe des Kerbschlagversuchs ist die Schlagarbeit A_v und ihre wichtigste Abhängigkeit ist die Temperaturabhängigkeit, aus der die sogenannte Übergangstemperatur $T_{\bar{u}}$ (Ductile-Brittle-Transition-Temperature = DBTT) bestimmt werden kann. Dazu wird der Wert der Schlagarbeit aus der Hochlage halbiert und die zu diesem Wert gehörige Prüftemperatur als sogenannte Übergangstemperatur aus dem Schlagarbeit-Temperatur-Diagramm abgelesen.

4. Versuchsergebnisse

4.1 Metallkundliche Untersuchungen

In Bild 3a ist die Härte HV 30 in Abhängigkeit von der Austenitierungstemperatur dargestellt. Die maximale Härte wird im Temperaturbereich von 900 bis etwa 1150 °C erreicht.

In Bild 3b ist die (ehemalig Austenit-) Korngröße in Abhängigkeit von der Austenitierungstemperatur dargestellt. Bis 1000 °C ist die Korngröße extrem fein, was sehr vorteilhaft ist. Bei 1000 bis 1100 °C entspricht sie etwa den Vorgängerlegierungen [1].

Aus den Bildern 3a und b kann man schließen, daß bezüglich der Korngröße Austenitierungstemperaturen von 900 bis 1000 °C optimal, höhere und etwas niedrigere aber auch noch möglich sind.

In Bild 4 ist die Härte HV 30 in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur (nach einer Austenitierung bei 1000 °C/30 min.) dargestellt. Die Mikrostruktur ist bis 550 °C stabil. Darüber diffundiert der Kohlenstoff aus dem übersättigten Kristallgitter und bildet Karbidausscheidungen, wodurch die Gitterverspannung und damit die Härte abnimmt. Die minimale Härte wird bei 760 °C erreicht. Oberhalb 800 °C steigt die Härte wieder an, weil beim Glühen nicht nur der Martensit angelassen wird, sondern weil sich auch wieder neuer Austenit bildet, aus dem beim Abkühlen dann neuer nicht angelassener Martensit entsteht, der die ansteigende Härte verursacht. Der Umwandlungspunkt, an dem erstmals etwas Austenit und nachfolgend Martensit entsteht, ist hier $A_{c1b} = 805$ °C. Anlaßbehandlungen könnten also max. bis 800 °C vorgenommen werden. Sinnvoll wären sie aber allenfalls bis 760 °C, wo schon die niedrigste Härte erreicht wird.

Die Temperatur für eine vollständige Umwandlung des Gefüges in Austenit beträgt entsprechend Bild 3a und 4 etwa $A_{c1e} = 900$ °C. Beide Umwandlungspunkte entsprechen im Mittel den Vorgängerlegierungen MANET I, II und CETA [1]. Sie sind günstig und unproblematisch.

4.2 Mechanische Eigenschaften

Das Ziel der Untersuchungen ist es, festzustellen, welche tiefste Übergangstemperatur der Schlagarbeit mit dem Stahl OPTIFER-IV, Vorchg. 986489, bei ausreichender Warmfestigkeit erzielbar ist. Dazu wurden die Haupteinflußgrößen der Vergütung, die Austenitisierungstemperatur und die Anlaßtemperatur, variiert.

4.2.1 Kerbschlageigenschaften

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche sind in Tabelle 2 und Bild 5 enthalten. In Bild 5 ist die Schlagarbeit für ISO-V-Normproben in unterschiedlichen Vergütungszuständen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt. Die Schlagarbeit bei einer Prüftemperatur von $T_p = -80\text{ °C}$ ist ein gutes Unterscheidungskriterium zwischen den vier interessanten und den übrigen unbrauchbaren Vergütungszuständen. Wenn man hier (näherungsweise) die Übergangstemperatur mit dem Punkt für eine Schlagarbeit von $A_v = 130\text{ J}$ definiert, so erhält man für die vier interessanten Zustände die für ISO-V-Normproben hervorragenden Werte von $T_{\ddot{u}} (A_v = 130\text{ J}) = -89\text{ °C}; -102\text{ °C}; -104\text{ °C}$ und -105 °C . Die Hochlage der Schlagarbeit hat mit $A_v (T \geq -10\text{ °C}) \geq 260\text{ J}$ ebenfalls einen hervorragenden Wert. Der Fortschritt in der Legierungsentwicklung läßt sich an den entsprechenden Werten der Vorgängerlegierung CETA ablesen: $T_{\ddot{u}} (A_v = 72\text{ J}) = -10\text{ °C}$ und $A_v (T \geq +20\text{ °C}) = 144\text{ J}$ [1]. Die noch nicht endgültig optimierte OPTIFER-Ia-Charge Nr. 664 hat eine ebenfalls sehr gute Übergangstemperatur von $T_{\ddot{u}} (A_v = 130\text{ J}) = -84\text{ °C}$.

4.2.2 Zugeigenschaften

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 3 und 4 und in den Bildern 6 bis 8 enthalten. Die Bilder 6 und 7 zeigen die Streckgrenze des Stahles OPTIFER-IV, Charge-Nr. 986489, bei einer Prüftemperatur von $T_p = 250\text{ °C}$ bzw. 500 °C für drei Anlaßtemperaturen ($T_{AN} = 670; 700$ und 730 °C) in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur. Unter allen geprüften Bedingungen erfüllen die 0,2-Dehngrenze und die Zugfestigkeit die Anforderungen [2]: $R_{p0,2} (250\text{ °C}) \geq 455\text{ MPa}$; $R_m (250\text{ °C}) \geq 560\text{ MPa}$; $R_{p0,2} (500\text{ °C}) \geq 370\text{ MPa}$ und $R_m (500\text{ °C}) \geq 430\text{ MPa}$.

In Bild 8 ist die Bruchdehnung A für die beiden Prüftemperaturen $T_p = 250\text{ °C}$ und 500 °C in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur dargestellt. Die An-

forderung beträgt $A \geq 15 \%$. Sie wird bei einer Prüftemperatur von $T_p = 500 \text{ °C}$ (bis auf einen Meßpunkt eines uninteressanten Vergütungszustandes) erfüllt. Bei einer Prüftemperatur von $T_p = 250 \text{ °C}$ dagegen wird die Anforderung nicht erfüllt. Dies ist eine prinzipielle Schwäche martensitischer Chromstähle, die nach den bisherigen Erfahrungen nicht leicht und nur auf Kosten anderer Eigenschaften zu beheben sein wird. Daher muß gefragt werden, ob diese Anforderung wirklich unumgänglich ist.

4.2.3 Optimierungsversuche

Die Ergebnisse der Optimierungsversuche sind in Tabelle 5 und in den Bildern 9 und 10 enthalten. Repräsentativ für die Festigkeit wird hier die 0,2-Dehngrenze und stellvertretend für die Übergangstemperatur der Schlagarbeit wird die Temperatur benutzt, deren zugehörige Schlagarbeit $A_v = 130\text{J}$ beträgt. Variiert wurden die Austenitisierungstemperatur zwischen $T_{AU} = 900^\circ$ und 1050 °C und die Anlaßtemperatur zwischen $T_{AN} = 670^\circ$ und 730 °C , wobei jeweils in der oberen Bildhälfte die Variation der Austenitisierungstemperatur und in der unteren Bildhälfte die Variation der Anlaßtemperatur durch Kurvenzüge hervorgehoben sind. Die Prüftemperatur der Zugversuche beträgt in Bild 9 $T_p = 250 \text{ °C}$ und in Bild 10 $T_p = 500 \text{ °C}$, weil für diese Temperaturen die Anforderungen spezifiziert wurden [2]. Beide Datensätze ergeben qualitativ das gleiche Bild, weshalb sie hier auch gemeinsam erläutert werden:

In den beiden oberen Bildhälften ist erkennbar, daß bei einer Austenitisierungstemperatur von $T_{AU} = 900 \text{ °C}$ die Änderung der Anlaßtemperatur von 670 °C auf 700 °C einen erheblichen Gewinn in der Übergangstemperatur von $T_{\ddot{u}} = -55 \text{ °C}$ auf $T_{\ddot{u}} = -102 \text{ °C}$ bei einem tolerablen Verlust an Festigkeit erbringt. Die weitere Steigerung der Anlaßtemperatur auf $T_{AN} = 730 \text{ °C}$ bewirkt nur noch eine geringfügige Verbesserung der Übergangstemperatur (von $T_{\ddot{u}} = -102 \text{ °C}$ auf $T_{\ddot{u}} = -105 \text{ °C}$) bei einem deutlichen Festigkeitsverlust, so daß hier das Optimum der Anlaßtemperatur schon überschritten ist.

Bei den hohen Austenitisierungstemperaturen von $T_{AU} = 950 \text{ °C}$ und $T_{AU} = 1000 \text{ °C}$ dagegen wirken sich hohe Anlaßtemperaturen von $T_{AN} = 730 \text{ °C}$ gegenüber niedrigen noch sehr vorteilhaft aus. Man kann sagen: Je höher die Austenitisierungstemperatur ist, desto höher muß auch die Anlaßtemperatur sein, um günstige Übergangstemperaturen zu erzielen. Die hohen Anlaßtemperaturen sind aber durch die abnehmende Warmfestigkeit (hier auf $T_{AN} \leq 730 \text{ °C}$) beschränkt.

In den unteren Bildhälften ist dargestellt, wie sich bei vorgegebener Anlaßtemperatur die mechanischen Eigenschaften mit der Austenitisierungstemperatur ändern. Die Absenkung der Austenitisierungstemperatur bis auf $T_{AU} = 900 \text{ °C}$ bewirkt ähnlich wie die Erhöhung der Anlaßtemperatur eine Verbesserung der Übergangstemperatur und eine Verschlechterung der Warmfestigkeit. Allerdings ist bei einer Anlaßtemperatur von $T_{AN} = 730 \text{ °C}$ eine Erniedrigung der Austenitisierungstemperatur unter $T_{AU} = 950 \text{ °C}$ fast unwirksam. Eine Absenkung der Austenitisierungstemperatur ist entsprechend Bild 4 äußerstenfalls bis $T_{AU} = 850 \text{ °C}$ möglich, aber wegen der damit verbundenen Absenkung der Warmfestigkeit nicht sinnvoll.

Bei der Suche nach dem optimalen Vergütungszustand des Stahles OPTIFER-IV, Charge 986489, erhebt sich die Frage wieviel Gewinn an Übergangstemperatur welchen Verlust an Warmfestigkeit wert sein soll. Hier wird als unterste Grenze $1\frac{1}{5} \text{ MPa}$ angenommen. Damit ergibt sich unter den gemessenen Vergütungsbehandlungen als beste die mit einer Austenitisierungstemperatur von $T_{AU} = 900 \text{ °C}$ und einer Anlaßtemperatur von $T_{AN} = 700 \text{ °C}$.

Eine sehr ähnliche Charge, nämlich OPTIFER-Ia, Chg. 664, wurde stichprobenartig im Vergütungszustand $T_{AU} = 900 \text{ °C}$ bzw. 950 °C und $T_{AN} = 730 \text{ °C}$ (bei T (Zugv.) = 500 °C) untersucht. Es hat den Anschein, daß die Charge 664 etwas fester und weniger zähe ist als die Vorcharge 986489. Der Unterschied ist aus der Legierungszusammensetzung noch nicht erklärbar.

4.2.4 **Schlußfolgerung**

Die bisherigen Versuchsergebnisse legen den Schluß nahe, daß ein martensitischer Stahl dieser (niedrig aktivierenden) Machart das Potential für eine maximale Übergangstemperatur der Schlagarbeit von etwa $A_v = -110 \text{ °C}$ hat, wobei dies auch noch mit den sonstigen erwünschten mechanischen Eigenschaften zu vereinbaren ist. Unter den gegebenen Randbedingungen [2] ist eine Übergangstemperatur von $T_{\bar{u}}(A_v) = -100 \text{ °C}$ sicher zu erreichen. Das ist allerdings ein entscheidender Fortschritt gegenüber den bisher entwickelten Stählen MANET-I mit $T_{\bar{u}} = +27 \text{ °C}$; MANET-II mit $T_{\bar{u}} = 0 \text{ °C}$ bzw. $T_{\bar{u}} = -30 \text{ °C}$ [3] und CETA mit $T_{\bar{u}} = -10 \text{ °C}$. Als bester Vergütungszustand für den Stahl OPTIFER-IV (Chg. 986489) gilt nach den bisherigen Ergebnissen folgendes:

Austenitisieren: $T_{AU} = 900 \text{ °C}$; $t_{AU} = 0,5\text{h}$ und
Anlassen: $T_{AN} = 700 \text{ °C}$; $t_{AN} = 2\text{h}$.

Metallurgisch läßt sich die Legierung sicher noch etwas verbessern, indem statt der (billigen) offenen Erschmelzungsart eine Vakuumschmelze mit anschließendem Umtropfen gewählt wird und indem die chemische Zusammensetzung (z.B. Cr, W, Ta) noch etwas optimiert wird.

5. Zusammenfassung

Der Stahl OPTIFER-IV (Chg. 986489) wurde als Vorläufer der übrigen OPTIFER-Legierung offen erschmolzen und auf das Potential der mechanischen Eigenschaften dieser Legierungsgruppe untersucht. Unter Einhaltung der bisher bekannten Anforderungen in den Zugeigenschaften [2] ist eine Übergangstemperatur der Schlagarbeit $T_{\bar{u}}(A_v) = -100\text{ °C}$ zu erreichen. Als äußerste Grenze ist wohl $T_{\bar{u}}(A_v) = -110\text{ °C}$ anzusehen. Dies sind hervorragende Werte, die mit ISO-V-Normproben erzielt wurden. Weitere Verbesserungen sind evtl. noch über eine Optimierung der chemischen Zusammensetzung und eine aufwendigere Erschmelzungsmethode möglich.

6. Literaturangaben

- [1] K. Anderko, K. Ehrlich, L. Schäfer, M. Schirra:
CETA, ein Entwicklungsschritt zu einem schwach aktivierbaren martensitischen Chromstahl. Bericht des Kernforschungszentrums Karlsruhe, KfK 5060 (1993).
- [2] D.R. Harries:
Development of Low or Reduced Activation Martensitic Steels (Jan. 10. 1990, Wantage, G.B.).
- [3] L.O. Schäfer, H. Kempe, W. Meyer:
Zug- und Kerbschlageigenschaften des martensitischen Stahles MANET-II und deren Optimierung. Bericht des Kernforschungszentrums Karlsruhe, KfK 5245 (1993).

7. Nomenklatur, Tabellen und Bilder

Nomenklatur:

A	[%]	Bruchdehnung
A _g	[%]	Gleichmaßdehnung
A _v	[J]	Schlagarbeit
a _m	[mm]	Kerbtiefe

B	[mm]	Probenbreite
CETA		<u>C</u> er und <u>T</u> antal (im Stahl)
DBTT	[°C]	<u>D</u> uctile- <u>B</u> rittle- <u>T</u> ransition- <u>T</u> emperature (= $T_{\bar{u}}$)
E (PSW)	[J]	Energie des Pendelschlagwerkes
IKS		<u>I</u> nstrumentierter <u>K</u> erbschlagbiegeversuch
LS		<u>L</u> ongitudinale Probenlage, Rißausbreitung in Dickenrichtung
MANET		<u>M</u> artensitischer Stahl für <u>N</u> ET
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2-Dehngrenze (Streckgrenze)
RT	[°C]	Raumtemperatur
S	[mm]	Auflagerabstand der Proben
T_{AN}	[°C]	Anlaßtemperatur
t_{AN}	[°C]	Anlaßzeit
T_{AU}	[°C]	Austenitisierungstemperatur
t_{AU}	[°C]	Austenitisierungszeit
T_p	[°C]	Prüftemperatur
$T_{\bar{u}}$	[°C]	Übergangstemperatur (= DBTT)
TL		<u>T</u> ransversale Probenlage, <u>l</u> ongitudinale Rißausbreitung
W	[mm]	Probenhöhe

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung in Gew. %

Element	OPTIFER-IV	CETA [1]
	Chg. 986489	Chg. C858
C	0,11	0,17
Mn	0,57	1,35
P	0,004	0,008
S	0,004	0,004
Cr	9	9,60
W	1,16	0,81
V	0,23	0,59
Al	-	0,085
Ce	-	0,13
Ta	0,15	0,48
B	0,004	0,008
N	-	0,015
Zr	0,007	-

Tabelle 2: Kerbschlagbiegeversuche an ISO-V-Proben des Stahles
OPTIFER-IV, Charge-Nr. 986489, $t_{AN} = 2h$

T_p in °C	T_{AU} in °C	t_{AU} in min	T_{AN} in °C	A_v in J	Probe-Nr.	E (PSW) in J
- 120	1000	30	730	14,3	P	300
"	"	"	"	17,2	M	"
- 110	900	"	670	29,4	81	750
"	"	"	700	112	121	"
"	"	"	730	67,4	111	"
"	950	"	670	25,7	141	"
("	"	"	700	112	131	")
"	"	"	730	68,1	21	"
- 100	900	"	670	48,7	82	750
"	"	"	700	86,8	122	750
"	"	15	700	186	11A	300
"	"	30	730	166	112	750
"	950	"	670	36,8	142	"
"	"	"	700	43,7	132	"
"	"	15	700	53	13A	300
"	"	3 x 15	700	38	14A	"
"	"	30	730	155	22	750
"	1000	"	670	18	11	300
"	"	"	700	20,2	41	750
"	"	15	700	17	15A	300
"	"	3 x 15	700	16	16A	"
"	"	30	730	23,6	11-J	"
"	"	"	730	28,8	13-L	"
"	"	"	730	36,2	15-N	"
"	1050	"	730	12	91	300
- 90	900	"	700	175	123	750
"	"	"	730	183	113	"
"	950	"	670	35,3	143	"
"	1000	"	730	179	K	300
"	"	"	730	149	0	"
"	"	"	730	57	152	"

Tabelle 2: (Fortsetzung) Kerbschlagbiegeversuche an ISO-V-Proben des Stahles OPTIFER-IV, Charge-Nr. 986489, $t_{AN} = 2h$.

T_p in °C	T_{AU} in °C	T_{AN} in °C	A_v in J	Probe-Nr.	E (PSW) in J
- 80	900	730	248	114	750
"	950	670	57.0	144	"
"	"	700	77.4	133	"
"	"	730	192	23	"
"	1000	670	19	12	300
"	"	700	31.0	42	750
"	"	730	182	H	300
"	"	730	165	153	300
"	1050	730	51	92	300
- 60	900	670	109	84	750
"	900	700	249	124	750
"	950	700	156	134	750
"	1000	670	38	13	300
"	"	700	70.6	43	750
"	"	730	212	G	300
"	1050	730	88	93	300
- 40	950	730	240	24	750
("	1000	670	51	14	300)
"	"	730	261	F	"
"	1050	"	154	94	"
- 20	1000	"	255	E	"
0	"	"	293	D	"
+ 22	"	"	259	A	"
40	"	"	273	B	"
200	"	"	281	C	"

Anmerkung: $t_{AU} = 30$ min

Tabelle 3: Zugversuche an dem Stahl OPTIFER-IV, Charge-Nr. 986489, $\dot{\epsilon} \approx 1 \text{ \%}/\text{min}$; $t_{AN} = 2\text{h}$; $t_{AU} = 30 \text{ min}$.

T_p in °C	T_{AU} in °C	T_{AN} in °C	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A_g in %.	A in %
250	900	670	648	712	2.4	11.3
"	"	700	541	615	2.7	12.9
"	"	730	497	583	3.4	13.9
"	950	670	705	770	2.6	12.0
"	"	700	632	699	2.4	12.0
"	"	730	495	579	3.0	13.1
"	1000	670	743	813	2.5	-
"	"	700	669	733	2.5	11.7
"	"	730	530	604	2.8	13.0
"	1050	670	781	859	2.8	11.6
"	"	700	702	771	2.4	11.4
"	"	730	585	655	2.6	12.3
23	1000	730	544	665	5.9	17.9
200	"	"	484	568	3.3	14.5
300	"	"	464	540	3.2	13.9
400	"	"	452	515	2.9	13.9
500	"	"	(403)	(431)	1.4	18.4
600	"	"	302	317	0.9	24.4
700	"	"	146	173	2.6	34.5

Tabelle 4: Zugversuche an dem Stahl OPTIFER-IV, Charge-Nr. 986489, $\dot{\epsilon} \approx 1 \%/min$; $t_{AN} = 2h$; $t_p = 500^\circ C$

T_{AU} in $^\circ C$	t_{AU} in min	T_{AN} in $^\circ C$	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A_g in %.	A in %
900	15	650	553	574	0.9	17.8
"	3 x 15	650	560	582	0.9	16.9
"	30	670	536	557	0.9	15.8
"	30	700	452	477	1.0	17.1
"	15	700	461	487	1.0	19.8
"	3 x 15	700	454	479	1.1	17.9
"	15	750	416	448	1.5	16.4
"	3 x 15	750	376	410	2.0	19.3
"	30	730	408	442	1.5	21.8
950	15	650	610	639	1.1	16.0
"	3 x 15	650	602	630	1.0	16.3
"	30	670	572	598	1.0	18.3
"	"	700	516	540	1.2	17.2
"	15	700	509	534	1.0	15.7
"	3 x 15	700	512	536	1.1	16.6
"	30	730	410	445	1.6	20.5
"	15	750	394	428	1.7	19.0
"	3 x 15	750	386	423	2.0	20.9
1000	15	650	642	676	1.2	14.7
"	3 x 15	650	635	668	1.2	16.0
"	30	670	613	644	1.1	16.1
"	30	700	557	581	1.0	15.3
"	15	700	555	581	1.2	17.5
"	3 x 15	700	551	576	1.0	16.4
"	30	730	451	481	1.5	16.5
"	15	750	381	417	1.9	19.0
"	3 x 15	750	390	420	1.6	16.4
"	15	700	543	565	1.0	17.2
"	15	700	525	(547)	1.0	15.5
"	30	730	(403)	(431)	1.4	18.4
1050	15	650	656	699	1.3	14.0
"	3 x 15	650	648	686	(0.9	11.5)
"	30	670	649	683	1.3	14.3
"	30	700	580	610	1.0	15.5
"	15	700	590	620	1.1	16.5
"	3 x 15	700	574	603	1.1	16.4
"	30	730	502	532	1.3	15.5
"	15	750	439	468	1.5	15.9
"	3 x 15	750	430	460	1.7	16.5

Tabelle 5: Warmstreckgrenze und "Übergangstemperatur" des Stahles OPTIFER-IV, Charge-Nr. 986489

T _{AU} in °C	T _{AN} in °C	T _Ü (A _v = 130J) in °C	R _{p0,2} (500 °C) in MPa	A (500 °C) in %	R _{p0,2} (250 °C) in MPa	A (250 °C) in %
900	670	-55	536	15.8	648	11.3
"	700	-102	458	17.5	541	12.9
"	730	-105	407	21.8	497	13.8
950	670	-43	572	18.3	705	12.0
"	700	-65	511	16.6	632	12.0
"	730	-104	410	20.5	495	13.1
1000	670	-20	613	16.1	743	11.3
"	700	-38	555	16.3	669	11.7
"	730	-89	451	16.5	530	13.0
1050	730	-47	501	15.5	585	12.3
900	730	-84	435	16.0	OPTIFER-1a	

a)



b)

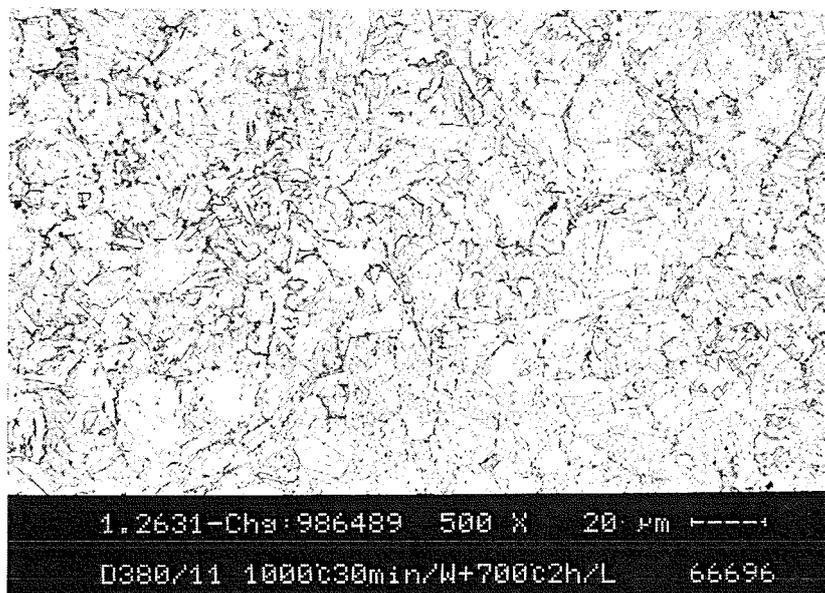
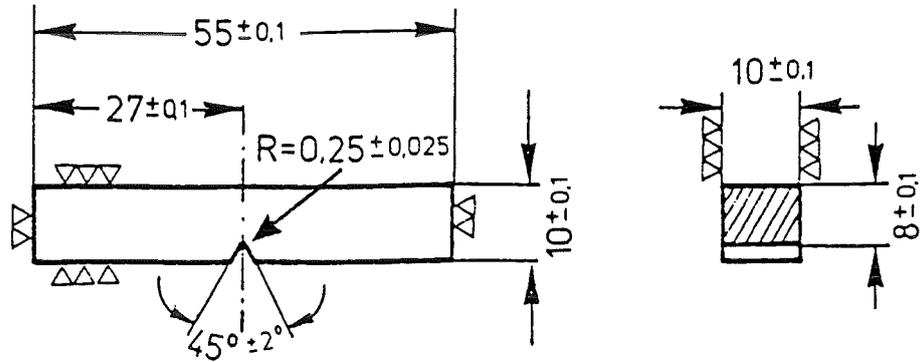


Bild 1: Metallografische Schlibfbilder (500 x) des nur gehärteten (a) und des zusätzlich angelassenen (b) Martensits der Vorcharge OPTIFER-IV (Chg. 986489).

a) ISO-Spitzkerbenprobe (ISO-V)



b) Zugprobe 5 \varnothing x 30 mm

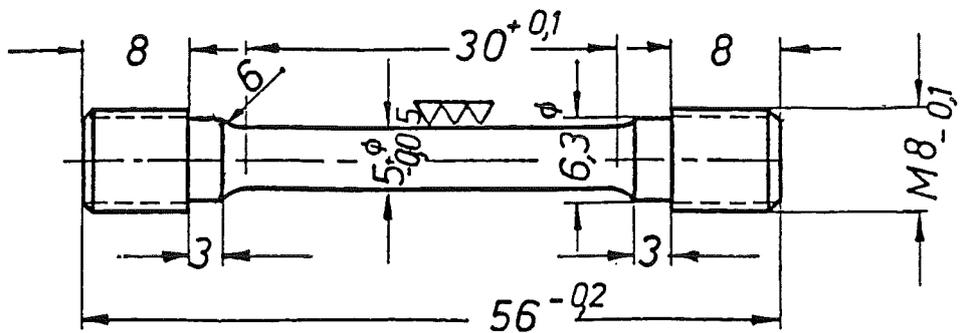


Bild 2: Verwendete Probenformen:
a) ISO-V-Normproben
b) Zugprobe 5 \varnothing x 30 mm

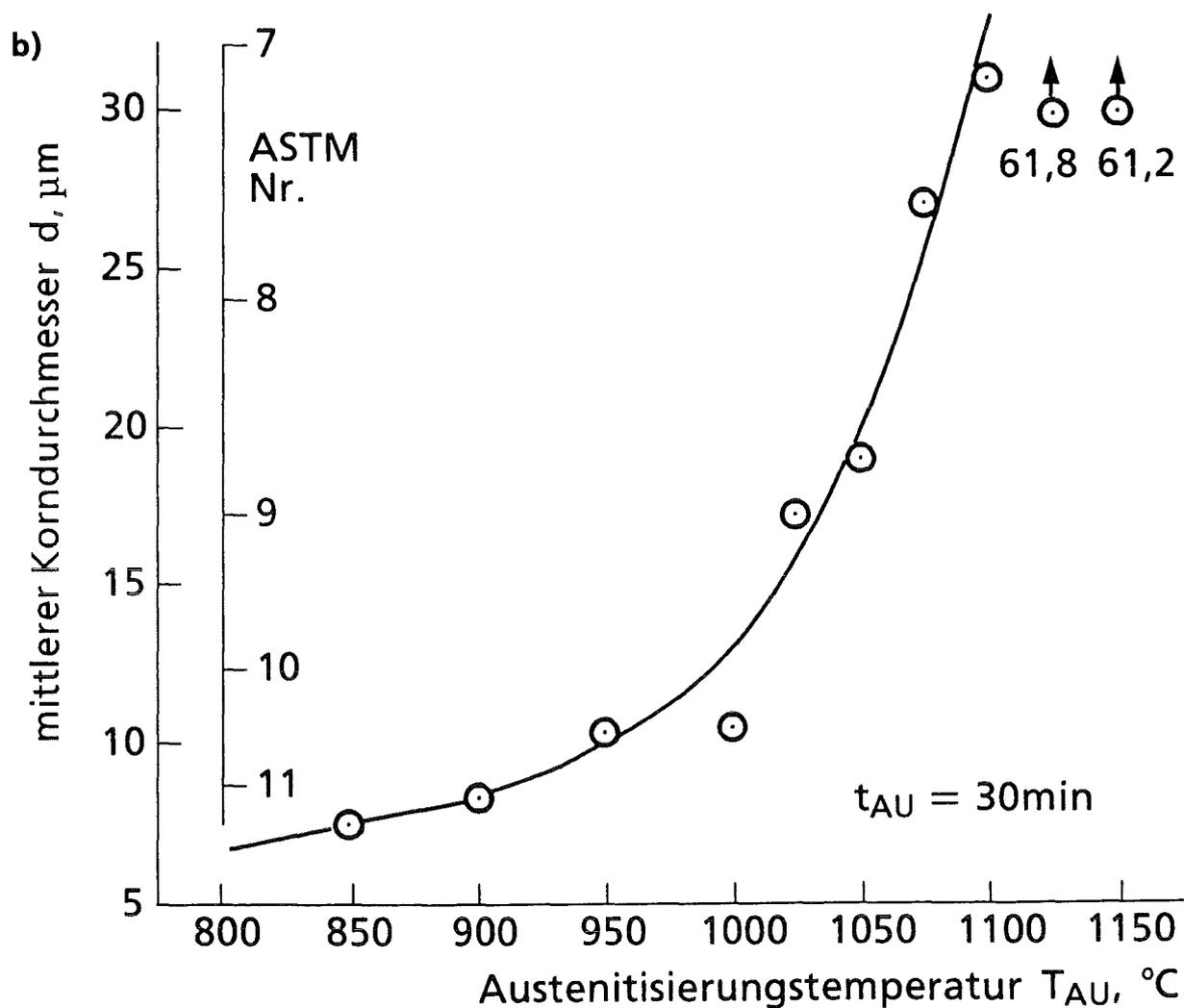
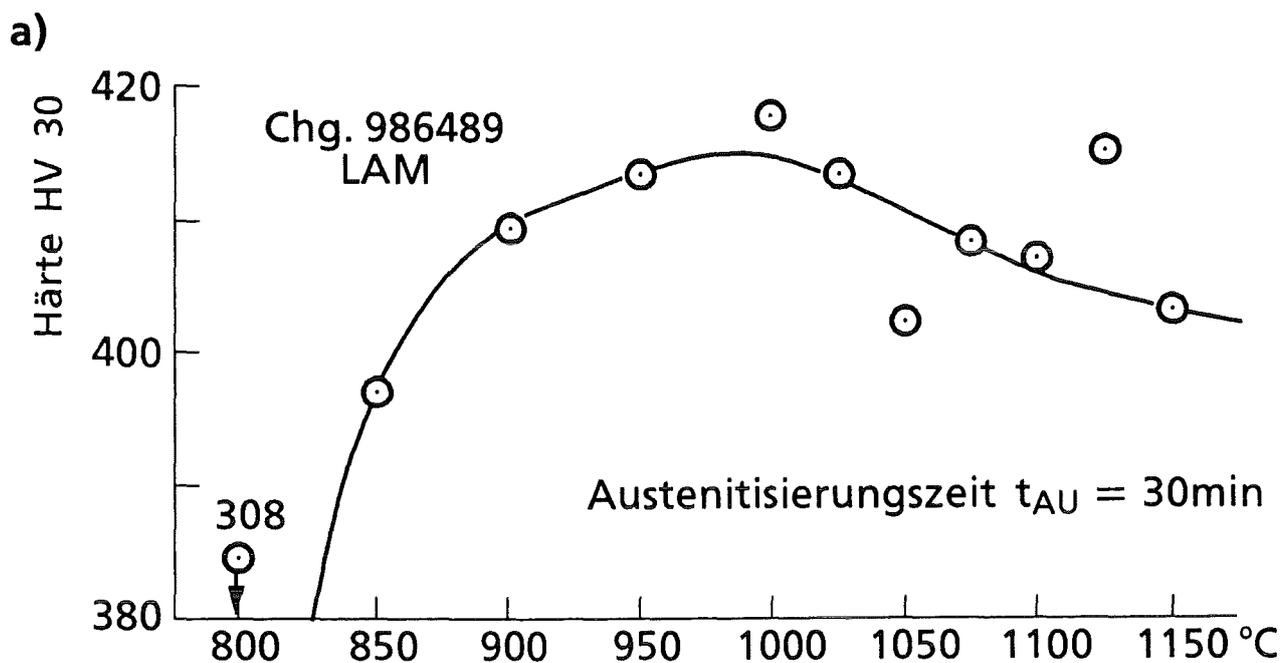


Bild 3: Härte HV 30 (a) und mittlerer Korndurchmesser (b) des Stahles OPTIFER-IV, Chg. 986489, in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur.

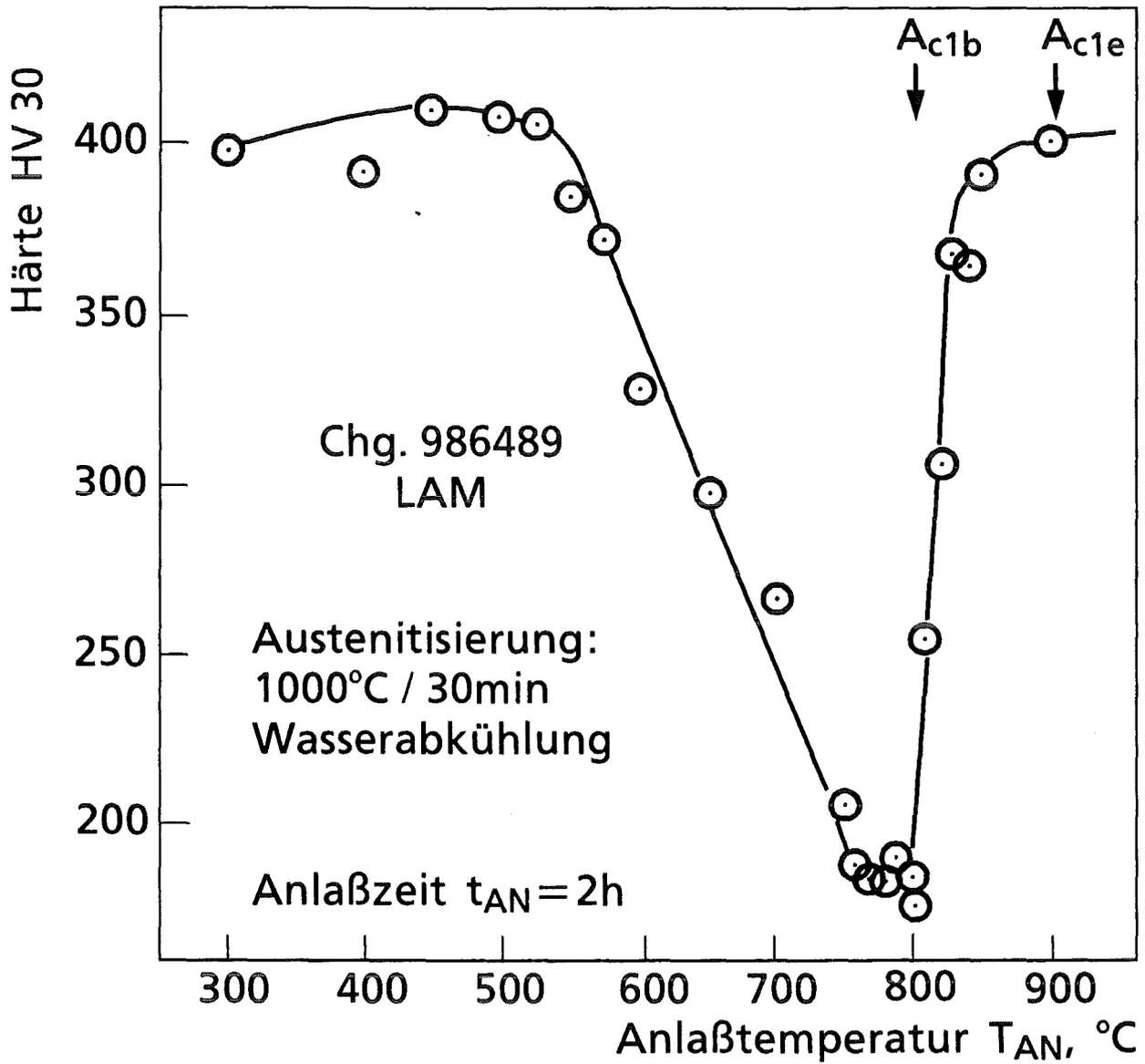


Bild 4: Härte HV 30 der Vorcharge OPTIFERT-IV (Chg. 986489) nach dem Austenitisieren in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

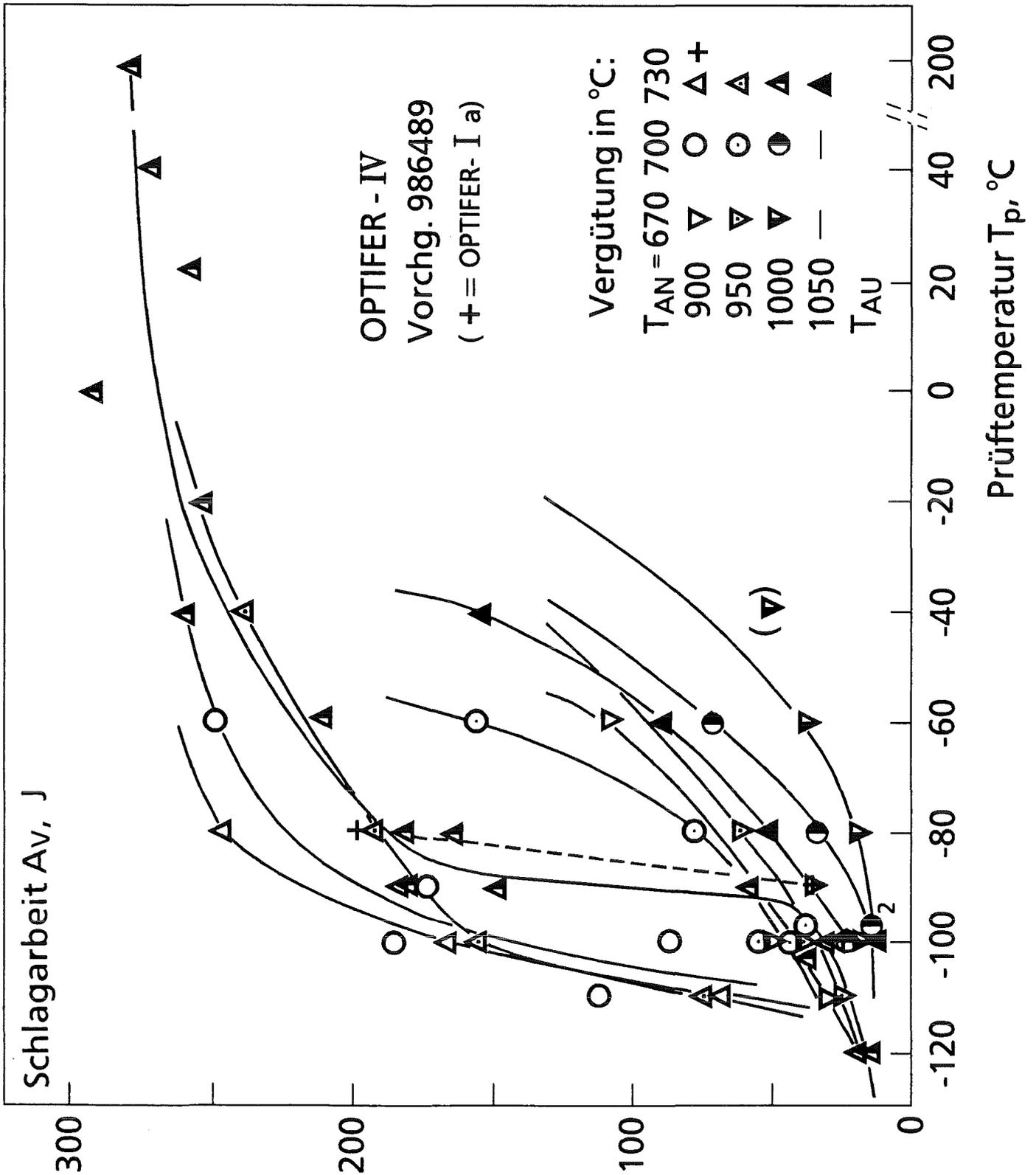


Bild 5: Schlagarbeit des Stahles OPTIFER-IV, Chg. 986489, in verschiedenen Vergütungszuständen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.

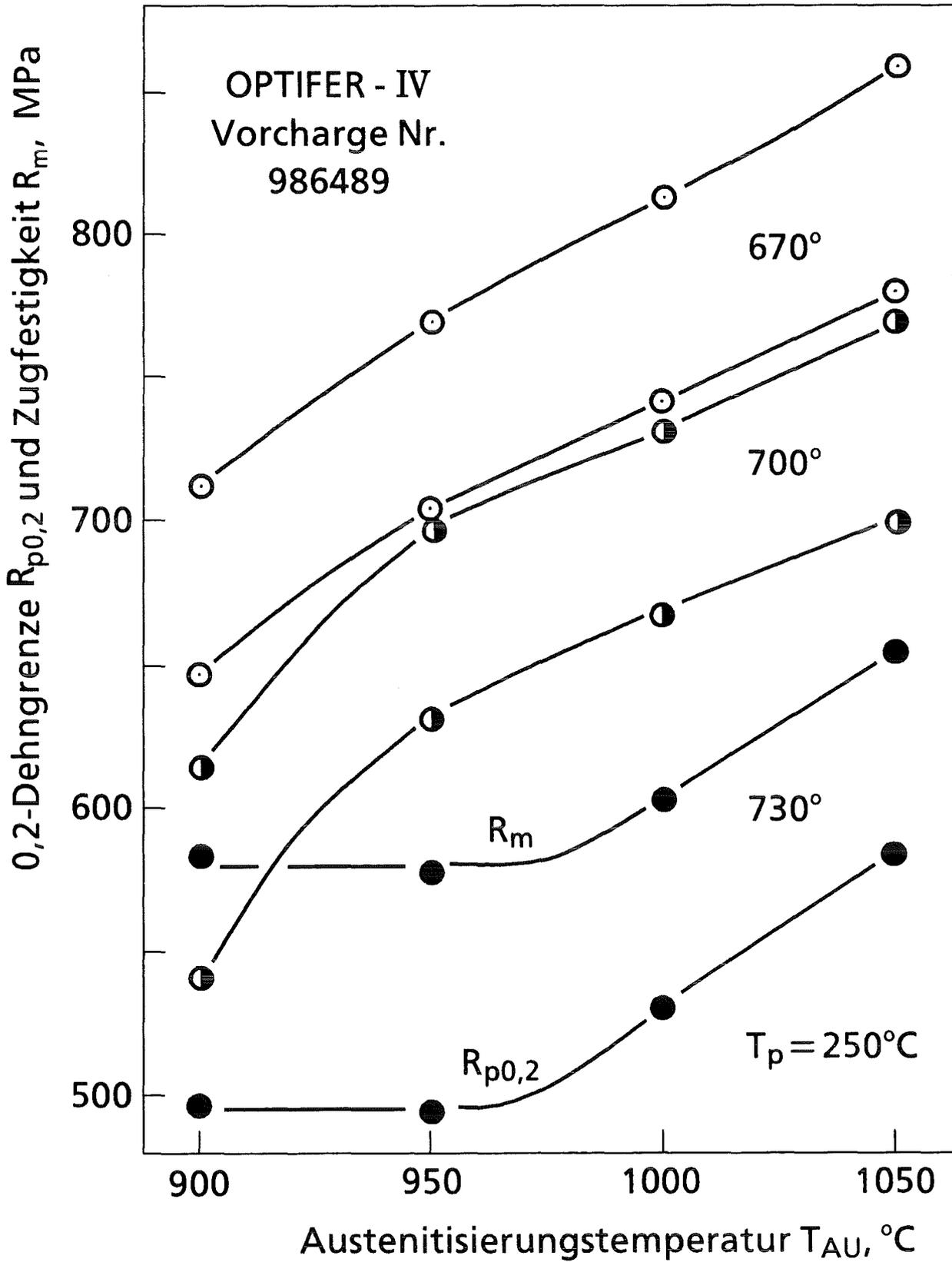


Bild 6: 0,2-Dehngrenze und Zugfestigkeit (bei $T_p = 250$ °C) des Stahles OPTIFER-IV, Chg. 986489, nach verschiedenen Anlaßglühungen in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur.

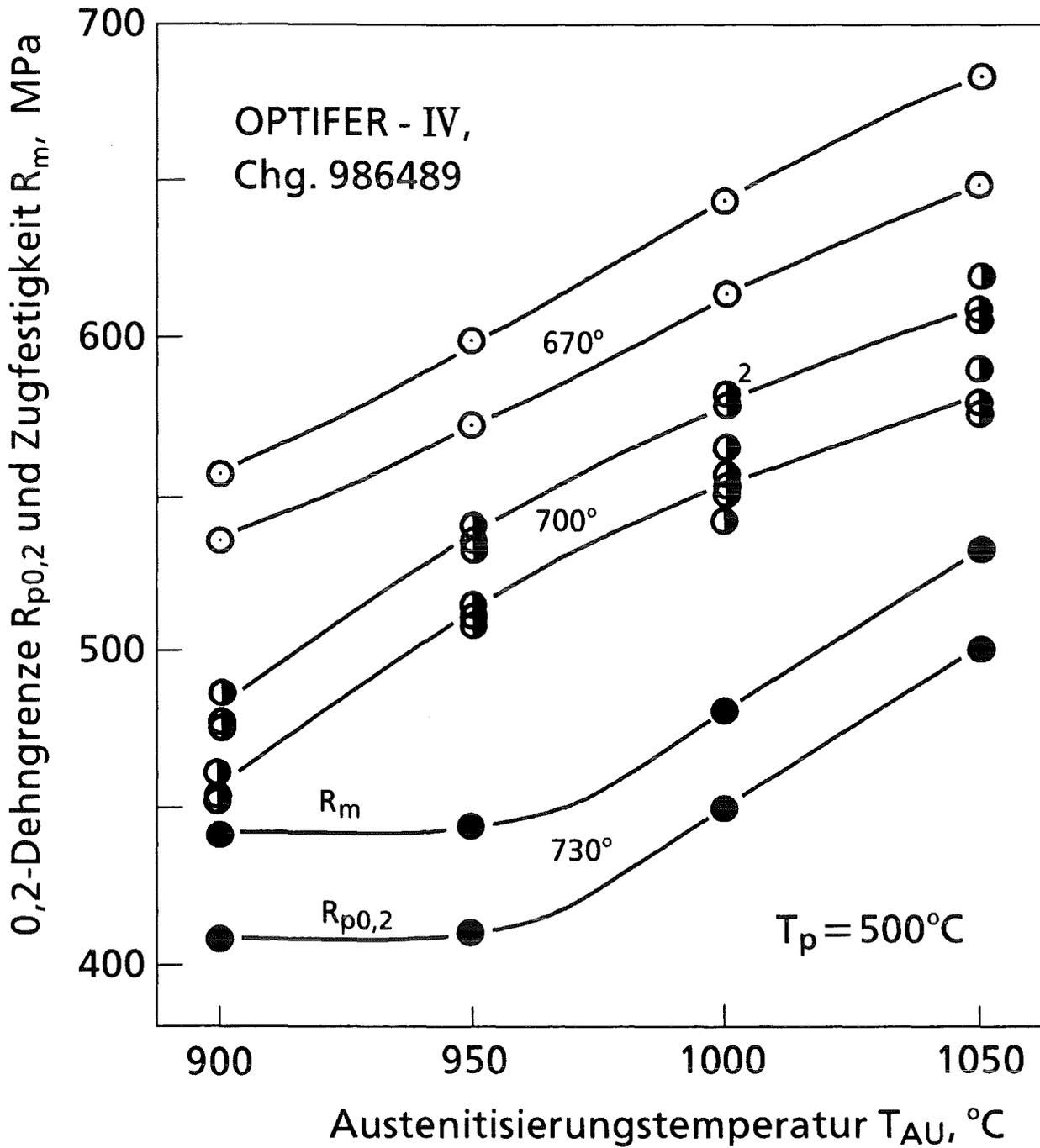


Bild 7: 0.2-Dehngrenze und Zugfestigkeit (bei $T_p = 500^\circ\text{C}$) des Stahles OPTIFER-IV, Chg. 986489 nach verschiedenen Anlaßglühungen in Abhängigkeit von der Austenitierungstemperatur.

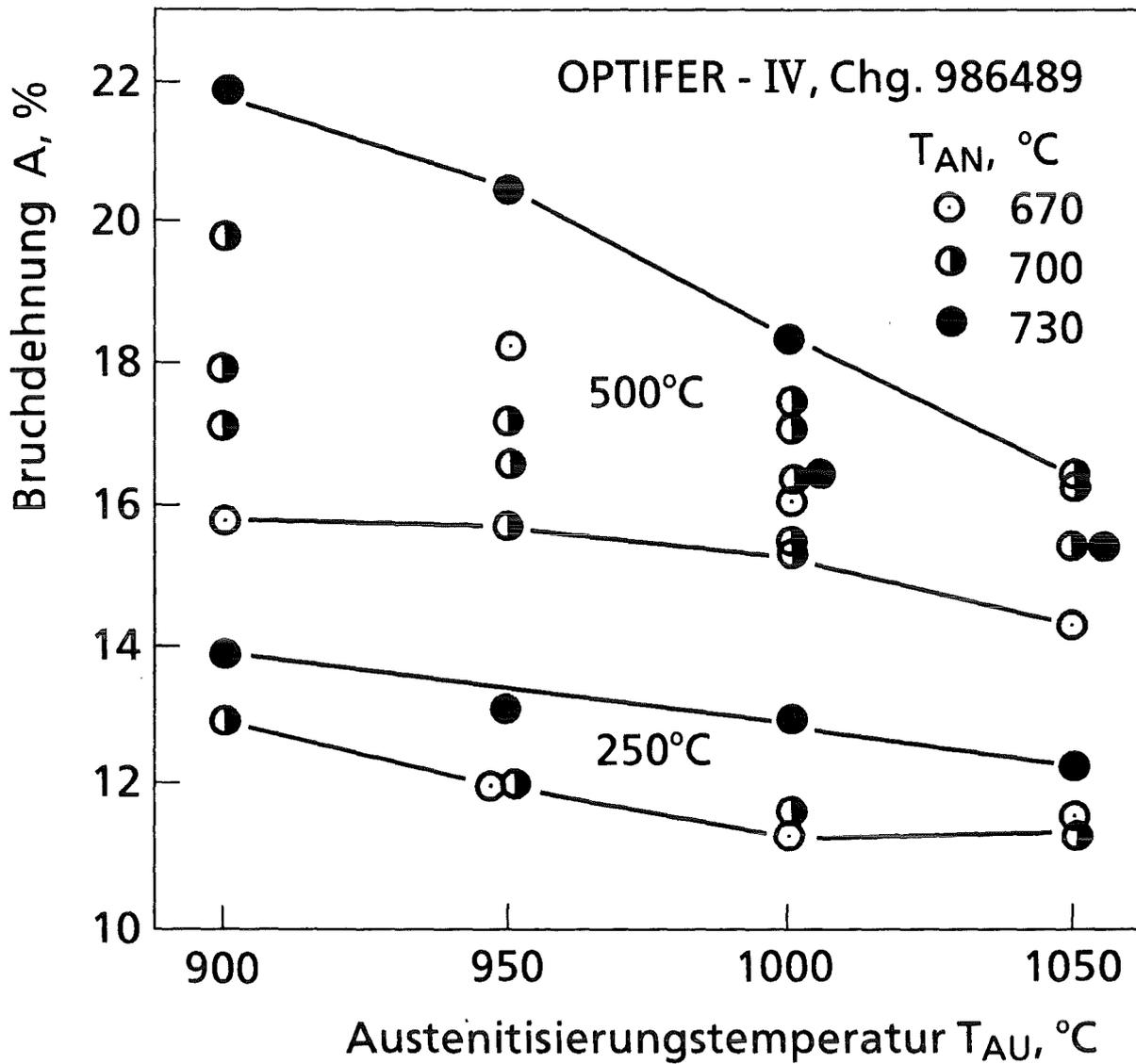


Bild 8: Bruchdehnung (bei $T_p = 250 ^\circ C$ und $500 ^\circ C$) des Stahles OPTIFER-IV, Chg. 986489, nach verschiedenen Anlaßglühungen in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur.

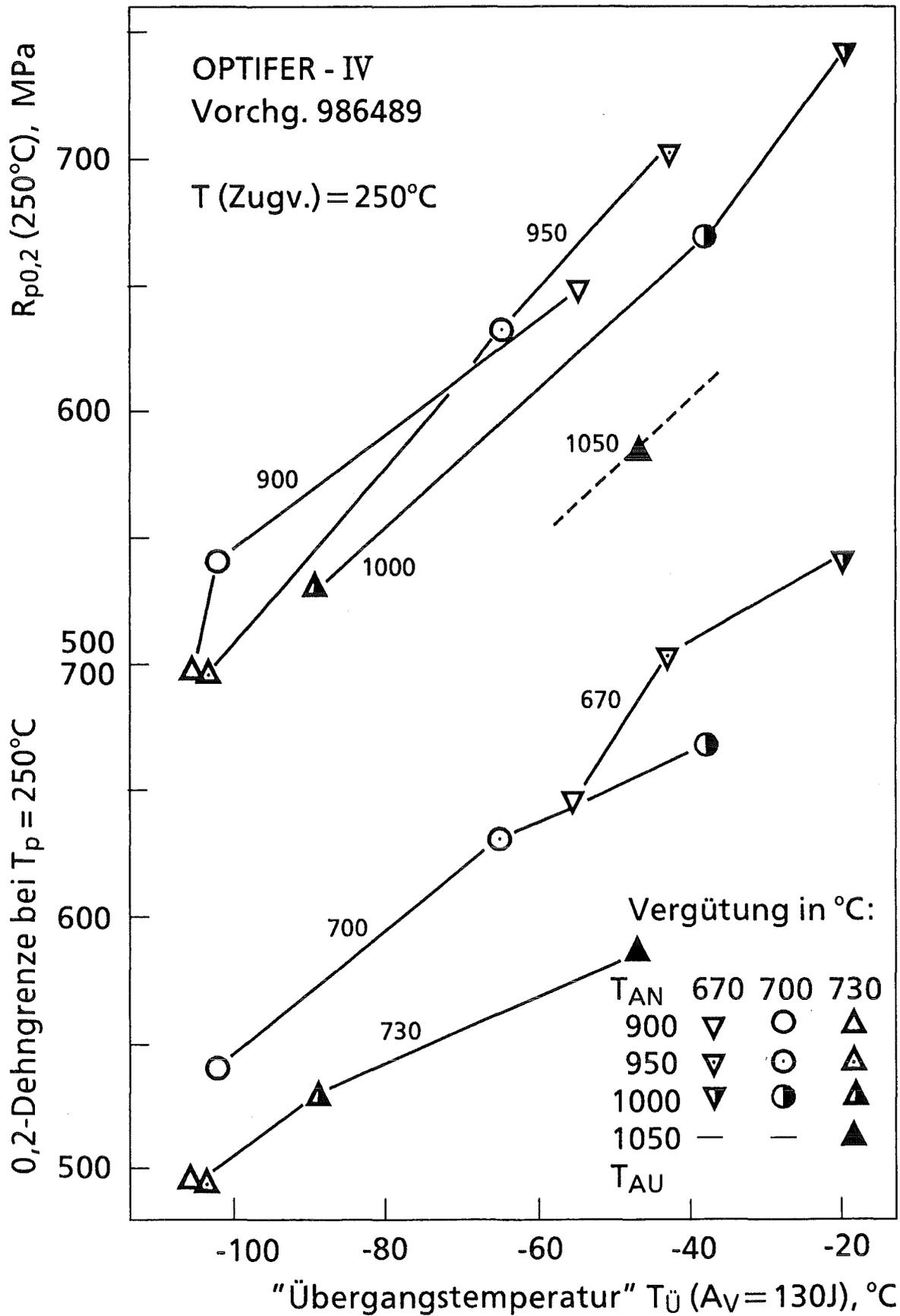


Bild 9: 0,2-Dehngrenze (bei $T_p = 250^\circ\text{C}$) und "Übergangstemperatur" der Schlagarbeit des Stahles OPTIFER-IV, Chg. 986489, in Abhängigkeit von der Austenitisierungs- und der Anlaßtemperatur.

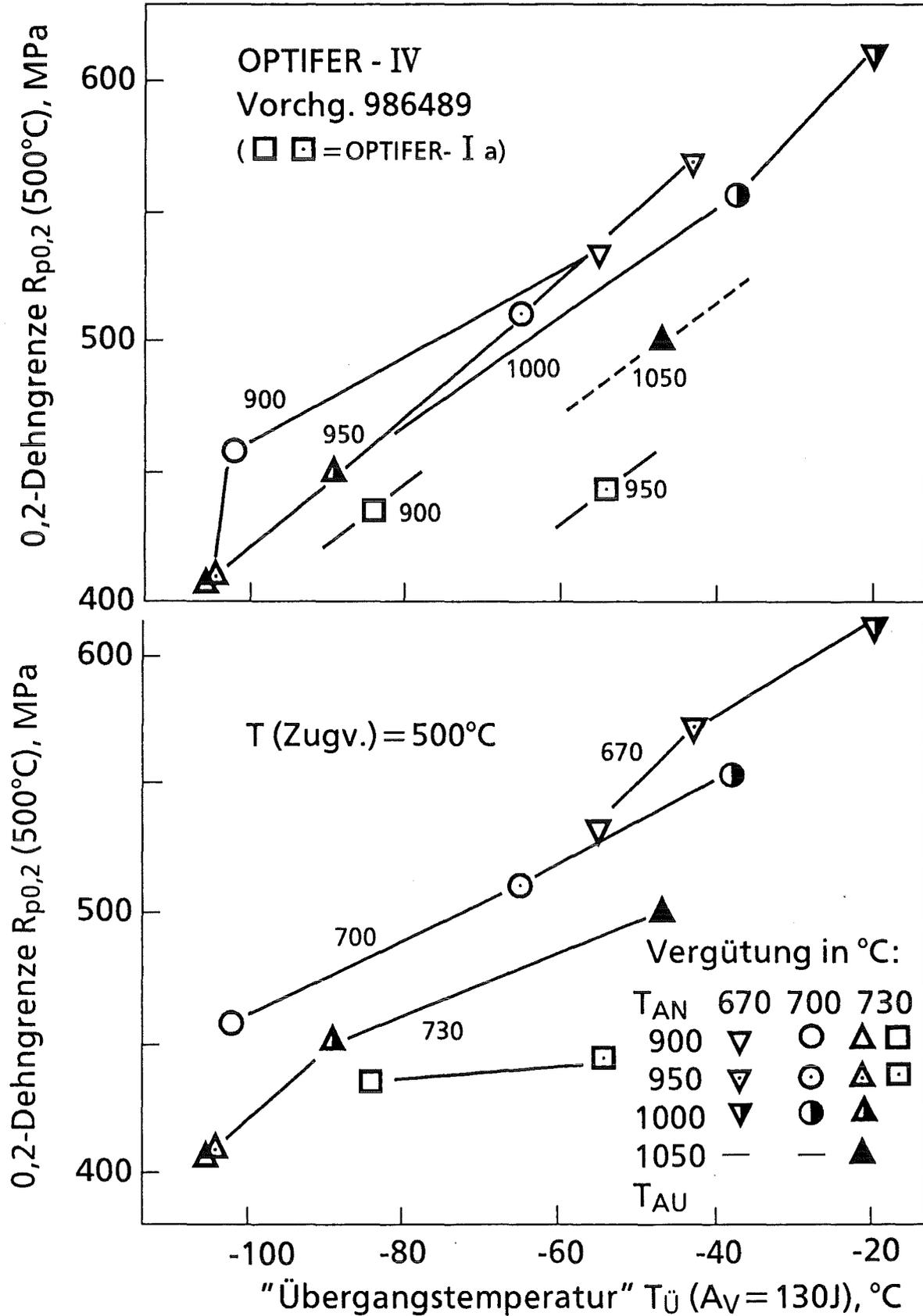


Bild 10: 0,2-Dehngrenze (bei $T_p = 500$ °C) und "Übergangstemperatur" der Schlagarbeit des Stahles OPTIFER-IV, Chg. 986489, in Abhängigkeit von der Austenitisierungs- und der Anlaßtemperatur.