

KERNFORSCHUNGSZENTRUM

KARLSRUHE

Juni 1971

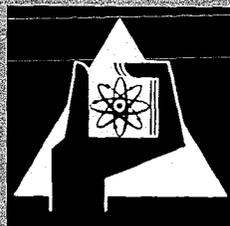
KFK 1476

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

Der Einfluß von Kaltverformung auf die Korrosionsbeständigkeit
austenitischer CrNi-Stähle in überhitztem Wasserdampf

1. Statische und semidynamische Untersuchungen
der Legierung Incoloy 800

S. Leistikow, E. Pott



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

**GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.
KARLSRUHE**

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Juni 1971

KFK 1476

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Schneller Brüter

"Der Einfluß von Kaltverformung auf die Korrosionsbeständigkeit
austenitischer CrNi-Stähle in überhitztem Wasserdampf"

1. Statische und semidynamische Untersuchungen
der Legierung Incoloy 800

von

Siegfried Leistikow

Eberhardt Pott

Vortrag gehalten

auf der Jahrestagung der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde

in Lausanne (Schweiz) am 2. 6. 1971

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe

Übersicht

Zur Auswahl geeigneter Heißdampf-Materialien wurden an sieben kommerziellen austenitischen CrNi-Stählen und Nickelbasislegierungen isotherme Langzeituntersuchungen in Heißdampf (600°C, 70 at) unter statischen Bedingungen durchgeführt. Die Resultate zeigten für lösungsgeglühte, elektropolierte Blechmaterialien ein sehr unterschiedliches, mit zunehmendem Nickelgehalt verbessertes Ausmaß der allgemeinen Korrosion. Für die Gesamtheit der durch Schmirgeln kaltverformten Blechproben hingegen wurde ein sehr ähnliches, gutes Korrosionsverhalten beobachtet. Die favorisierte Legierung Incoloy 800 wurde einer genaueren Untersuchung dieses Effektes unterzogen.

Dazu wurden kaltgewalzte Bleche des Verformungsgrades 10, 30, 50, 70 und 90% während 1000 Stunden der Heißdampf-Korrosion in semidynamischer und statischer Versuchsanordnung exponiert. Die Untersuchungen ergaben, daß die Korrosion mit zunehmendem Grad der Kaltverformung - gemäß einer negativen Exponentialfunktion - abnimmt. Dadurch konnte die oben beschriebene, durch Schmirgeln erzeugte Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit schrittweise angenähert und dieser Oberflächenbehandlung eine, auf eine dünne Oberflächenschicht beschränkte 80-90%ige Kaltverformung zugeordnet werden. Zusätzlich wurde unter gleichen Bedingungen die Abhängigkeit der Korrosion der Legierung Incoloy 800 von der Korngröße untersucht und ein linearer Zusammenhang festgestellt. Daraus wurde die gleichsinnige Wirksamkeit der in ihrer Qualität, Quantität und Lokalität variierten Gitterdefekte als bevorzugte Diffusionswege des korrosionshemmenden Legierungselementes Chrom gefolgert.

Abstract

For a suitable choice of superheat material conditions static corrosion experiments are performed in superheated steam (600°C, 70 at). They resulted for seven solution annealed electropolished superheat alloys in a different corrosion behavior which was improved by an increasing nickel content. On the contrary, for all alloys which were superficially cold worked by grinding a uniformly good corrosion resistance was observed. Further experiments were made to study the influence of defined degrees of cold work and grain size on steam corrosion of different stainless steels. Sheet specimens were cold-rolled to 10, 30, 50, 70 and 90% deformation and tested at 600°C, 70 at for 1000 hours. A continuous decrease of corrosion with increasing cold deformation was observed - a dependency which can be approximated by a negative exponential

function. Thus the above mentioned increase of corrosion resistance of ground material could be correlated to a cold work of about 90%.

In addition, the effect of grain refinement superimposed on cold deformation and its influence on corrosion resistance was tested. Sheet specimens of different grain sizes were produced by thermal and mechanical-thermal treatments and oxidized under the above mentioned conditions. The results proved a linear relationship between the amount of corroded metal and the grain size. The quantity of oxygen consumed by coarse grain structures is at least one order of magnitude higher than that a very fine grain ones.

The experiments proved the similar action of lattice defects, varied in quality, quantity, and locality, as preferential easy diffusion paths of chromium. While the initial number of defects depends upon the grain size, additional ones can be produced by cold working:

- up to 50% cold deformation (at constant grain size) by increasing dislocation density and subgrain development,
- above 50% cold work by additional grain refinement.

Thus an oxide scale of high chromium content and a long-time effective corrosion protection was built up.

1. Einführung

Seit Ende der 50er Jahre ist bekannt, daß austenitische CrNi-Stähle durch eine kaltverformende Oberflächenbearbeitung einen starken Beständigkeitsgewinn gegen den Korrosionsangriff von oxidierenden Gasen wie Luft, Kohlendioxid und Wasserdampf erfahren. Es sind hier im wesentlichen die Arbeiten von Stiefel (Sulzer AG) (1), Ullmer (Combustion Engineering)(2) und Berge (Euratom) (3) zu nennen.

Qualitativ macht sich das bei der metallographischen Untersuchung korrodierten Materials (Abb. 1) an Stellen punkt- oder linienförmiger Kaltverformung (wie Kratzer, Schneidkanten) durch das Auftreten lokal verminderter Oxidschichtdicken bemerkbar. Oberflächen, die als ganze einer gleichmäßig kaltverformenden Bearbeitung durch Schmirgeln oder Überdrehen unterlagen, zeichnen sich nach Korrosion durch besondere Gleichmäßigkeit der dünnen Oxidschicht und die Entstehung einer Diffusionsrandschicht im benachbarten Korn und den Korngrenzen des metallischen Gefüges aus. Diese Randschichten sind der Ort von steilen Konzentrationsgradienten mit positivem Vorzeichen für Eisen und Nickel, mit negativem für Chrom, Mangan, Silizium u.a. Sie lassen sich qualitativ durch Oxalsäure-Ätzung des metallographischen Querschliffes sichtbar machen; und quantitativ durch die Elektronenstrahlmikrosonde ausmessen. Ihre Zusammensetzung ist mit verändertem Vorzeichen das Spiegelbild der selektiven Oxidschichtbildung.

Interesse an einer Untersuchung des Korrosionsverhaltens kaltverformten Materials wurde durch unsere vergleichenden Kreislaufversuche (4,5) an verschiedenartig vorbereiteten Legierungen unterschiedlichen Nickelgehalts in überhitztem Wasserdampf geweckt. Dabei war das bedeutungsvollste Resultat das - im Gegensatz zu dem unterschiedlichen Verhalten der spannungsarmen, gebeizten Proben - von der Legierungsbasis unabhängige und quantitativ gleichartige Korrosionsverhalten des durch Schmirgeln kaltverformten Materials. Gerade für die bei 620°C weniger beständigen austenitischen CrNi-Stähle trat bei ähnlichen, niedrigen Absolutwerten korrodierten Metalles ein hoher Beständigkeitsgewinn auf, der umso höher ausfiel, je niedriger der Nickelgehalt der untersuchten Legierung war, und der z.B. für den 18/10 CrNi-Stahl eine Verminderung der korrodierten Metallmenge von 95% beinhaltete.

2. Experimentelle Untersuchungen

2.1 Kaltverformung

Die hier dargelegten Heißdampf-Korrosionsuntersuchungen dienten der Vervollständigung des Bildes vom Korrosionsverhalten der Legierungen im statischen Hochdruckversuch sowie für die Durchführung zahlreicher grundlegender Untersuchungen. Sie wurden bei 600°C , 70 at an sieben verschiedenen Heißdampf-Legierungen unter Variation der Legierungszusammensetzung sowie des Oberflächen- bzw. Gefügestandes durchgeführt. Dabei wurden Proben der bereits genannten Legierungen im lösungsgeglühten, elektropolierten Zustand und geschmirgeltem Lieferzustand in den sauerstoffarmen Dampf entgasten Wassers bei 600°C , 70 at eingesetzt.

Die Ergebnisse (Abb. 2) sind mit denen der atmosphärischen Kreislaufversuche (4,5) qualitativ voll identisch; sie ergeben eine sehr differenzierte Korrosionsbeständigkeit der elektropolierten, lösungsgeglühten Proben (W), eine sehr ähnliche, für die austenitischen CrNi-Stähle stark erhöhte Korrosionsbeständigkeit aller kaltverformten Proben (T); entsprechend dem sehr niedrigen Sauerstoffgehalt des Dampfes trat eine kräftige Korrosion der elektropolierten, lösungsgeglühten Proben, eine mäßige deckschichtbildende Korrosion der geschmirgelten Proben auf. Ein Einfluß des gegenüber den Kreislaufversuchen erhöhten Dampfdruckes war nicht erkennbar. Die Abb. 3 - 9 zeigen das unterschiedliche Korrosionsverhalten der untersuchten Legierungen im metallographischen Anschliff.

Eine quantitative Überprüfung des Einflusses der Kaltverformung wurde an elektropolierten Blechproben der für die Dampfüberhitzung favorisierten Legierung Incoloy 800, einem 20% Cr-30%Ni-Stahl, vorgenommen. Diese Proben wurden im feinkörnigen ($25\ \mu$) Anlieferungszustand elektropoliert, um 10, 30, 50, 60, 70 und 90% ihrer Stärke durch Kaltwalzen reduziert, erneut elektropoliert und der Korrosion im überhitzten Wasserdampf bei 600°C , 70 at während 1000 Stunden unterworfen.

Die gravimetrische Kontrolle (Tab. 1) ergab eine mit zunehmender Kaltverformung stetig verminderte Gewichtsänderung der Proben, deren zeitlicher Verlauf, mit parabolischem Zeitgesetz beginnend, sich schließlich durch kubische und logarithmische Funktionen darstellen läßt (Abb. 10). Sie zeigte also eine der

Verformung proportionale Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit des Materials. Bei Auftragung der Gewichtsänderung resp. des ihr äquivalenten Metallverlustes (Abb. 11) gegen den Kaltverformungsgrad lassen sich die Meßergebnisse durch eine negative Exponentialfunktion annähern. Durch Schmirgeln im Anlieferungszustand oberflächlich kaltverformte Bleche verhielten sich unter den gewählten Versuchsbedingungen wie etwa 87%-ig verformtes Material.

Die metallographische Untersuchung der Proben (Abb. 12) ergab mit zunehmender Kaltverformung eine Verminderung der Oxidschichtdicke und des mehrphasigen Schichtaufbaues; im metallischen Gefüge (Abb. 13) wurde das Auftreten von Diffusionsrandschichten und eine in Walzrichtung zunehmend gestreckte, bei hohen Kaltverformungsgraden verfeinerte Konstruktur beobachtet. Diese Resultate sind in voller Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Versuchen an gleichartig vorbehandeltem Material in den semidynamischen Laborkreisläufen von Atmosphärendruck und Sauerstoffgehalten von etwa 1 ppm, also nicht spezifisch für die Autoklaven-Bedingungen (Abb. 14 - 17).

Im Rückblick auf den funktionellen Zusammenhang zwischen Kaltverformung und Korrosion muß erwähnt werden, daß der über 50% Kaltverformung beobachtete, weitere kontinuierliche Abfall der korrodierten Metallmenge wegen der bereits bei mittleren Kaltverformungsgraden angenäherten Sättigung des Gefüges an Versetzungen nicht mehr allein durch deren Wirksamkeit verstanden werden kann. Es lag deshalb nahe, den der Verformung überlagerten Effekt der Kornverfeinerung, der gleichsam korrosionshemmend wirksam sein könnte, genauer zu untersuchen.

2.2 Korngröße

Dazu wurden Incoloy 800-Blechproben in verschiedenen Korngrößen durch unterschiedliche thermische und mechanisch-thermische Vorbehandlung hergestellt. Sie wurden unter identischen Bedingungen (600°C, 70 at) während 1000 Stunden in Heißdampf korrodiert. Die Resultate (Tab. 2) ergaben, daß die korrodierte Metallmenge mit der Korngröße linear zunimmt (Abb. 18). Für das feinkörnige Gefüge wurden die für hohe Kaltverformungsgrade gemessenen optimalen Korrosionsergebnisse angenähert. Für das grobkörnige Gefüge dagegen wurden um den Faktor 10 erhöhte Werte gemessen. Sie können gemäß den metallographischen Untersuchungen (Abb. 19) durch die Abnahme der Zahl der als Diffusionswege des Chroms in der Oberfläche und als Oxidationsbarrieren im Gefüge wirksamen Korngrenzen verstanden werden.

3. Diskussion

Grundsätzlich besteht aufgrund der hohen freien Bildungsenergien die Neigung zu einer selektiven Oxidation der Legierungskomponenten Chrom, Mangan etc. in der metallischen Oberfläche. Sie wirkt sich auf die selektive Bildung des ersten Oxidfilmes aus.

Auch über den weiteren Reaktionsablauf wird im Gradienten des chemischen Potentials die selektive Oxidation aufgrund der in der Metalloberfläche erhöhten Konzentration von 1- und 2-dimensionalen Gitterfehlern und der dadurch gesteigerten Diffusionsgeschwindigkeit des Chroms begünstigt.

Die Korngrenzen sind und die Körner werden nach Maßgabe ihrer Verformung zu einfachen Diffusionswegen (easy diffusion paths) des Chroms. Mit zunehmender Defektkonzentration in der metallischen Oberfläche steigt die Selektivität, d.h. der Chromgehalt der oxidischen Dünnschicht. Mit zunehmendem Chromgehalt jedoch vermindert sich die Fehlordnung der Oxidschicht und damit die Durchlässigkeit der z.B. hoch Cr_2O_3 - und MnCr_2O_4 -haltigen Schicht für einen notwendigerweise mit Kationen- und Anionentransport verbundenen weiteren Reaktionsablauf. Die Umwandlung oder der sogen. Durchbruch von einem dünnen, schützenden Film in dicke Oxidschicht wird mit zunehmender Verformung behindert, bei hohen Kaltverformungsgraden ganz unterdrückt.

4. Zusammenfassung

Mit den vorliegenden Untersuchungen konnte für CrNi-Stähle am Beispiel der Legierung Incoloy 800 eine gleichsinnige Wirksamkeit der in ihrer Qualität und Lokalität variierten Gitterdefekte als bevorzugte Diffusionswege des korrosionshemmenden Legierungselementes Chrom aufgezeigt werden.

Diese Gitterdefekte sind einerseits durch die Korngröße, d.h. durch die die Metalloberfläche durchstoßenden Korngrenzen vorgegeben. Sie können andererseits durch Kaltverformung zusätzlich erzeugt werden:

- bis etwa 50% Kaltverformung -bei konstanter Korngröße- durch vermehrte Versetzungsdichte und zunehmende Subkornbildung im Gefüge,
- ab 50% Kaltverformung zusätzlich durch Kornverfeinerung.

Die Arbeit führt den hohen Korrosionsschutz der Oxidbedeckung auf ihre Selektivität der Zusammensetzung und ihre ionenleitenden Eigenschaften zurück. Für eine technische Nutzung des Effektes ist die langfristige Aufrechterhaltung eines Materialzustandes mit einer Vielzahl freier Diffusionswege

des Chroms in einer angemessenen Schichtdicke der Metalloberfläche und eine höchstmögliche chemische und mechanische Stabilität der Oxidschicht von entscheidender Bedeutung. Diese Forderung erfüllt hochkaltverformtes Material, das trotz der im Verlauf der Korrosionsreaktion einsetzenden Rekristallisation den hohen Korrosionswiderstand des feinstkörnigen Gefüges beibehält.

Seine technische Anwendung unterhalb der Temperatur der Grobkornbildung erscheint deshalb als sehr erfolgversprechend. Die Beständigkeit der genannten Effekte wird demnächst im dynamischen Hochdruckexperiment überprüft.

5. Danksagung

Für die metallographischen Untersuchungen sind wir Herrn A. Hünlich besonderen Dank schuldig.

6. Literatur

- (1) W. Stiefel
Techn. Rundschau Sulzer 3, 21 - 27 (1961)
- (2) R.C. Ulmer
16. NACE-Conf. Dallas, Texas (1960)
- (3) Ph. Berge
EUR 3776 f (1968)
- (4) S. Leistikow, E. Pott, H. v. Berg
KFK 1054 (1969)
- (5) S. Leistikow, H. v. Berg, E. Pott
KFK 1301 (1971)

Tab. 1 Gewichtszunahmen und Metallverluste nach 1000 stündiger Heißdampf-Korrosion der Legierung Incoloy 800 in Abhängigkeit von der Kaltverformung.

Grad der Kalt- verformung (%)	kl. Kreislauf 620°C, 1 at			Autoklav 600°C, 70 at		
	Gew.Zunahme		Met. Verlust	Gew.Zunahme		Met. Verlust
	500 Std (mg/dm ²)	1000 (mg/dm ²)	nach Entzundern (mg/dm ²)	500 Std (mg/dm ²)	1000 (mg/dm ²)	nach Entzundern (mg/dm ²)
e	130,5	139,1	-	129,7	140,4	372+)
el.pol.Anl.Zustand	118,9	124,8	332+)	132,7	155,5	412+)
10	84,2	86,9	-	94,4	107,2	255
	88,2	91,6	275	97,4	113,5	234
30	58,6	58,5	158	61,7	69,2	-
	62,5	62,9	163	59,4	69,0	169
50	50,4	52,1	127	41,2	46,5	-
	50,6	52,4	-	37,5	43,1	117
60	44,6	46,1	115	34,4	38,1	99
				33,2	37,3	-
70		23,0	56	24,5	25,9	67
		22,0	-	26,8	27,6	-
90	15,7	16,3	36	11,7	13,4	32
	10,4	12,3	-	8,7	10,7	-
T geschm.Anl.Zustand	13,3	16,3	36	12,5	13,4	32
	13,5	16,4	-	13,1	16,2	-

-) Entzunderung nicht durchgeführt

+) wegen Schwierigkeiten bei der Entzunderung wurde der Metallverlust aus der Gewichtszunahme durch Multiplikation mit dem stöchiometrischen, empirischen Faktor 2,66 errechnet.

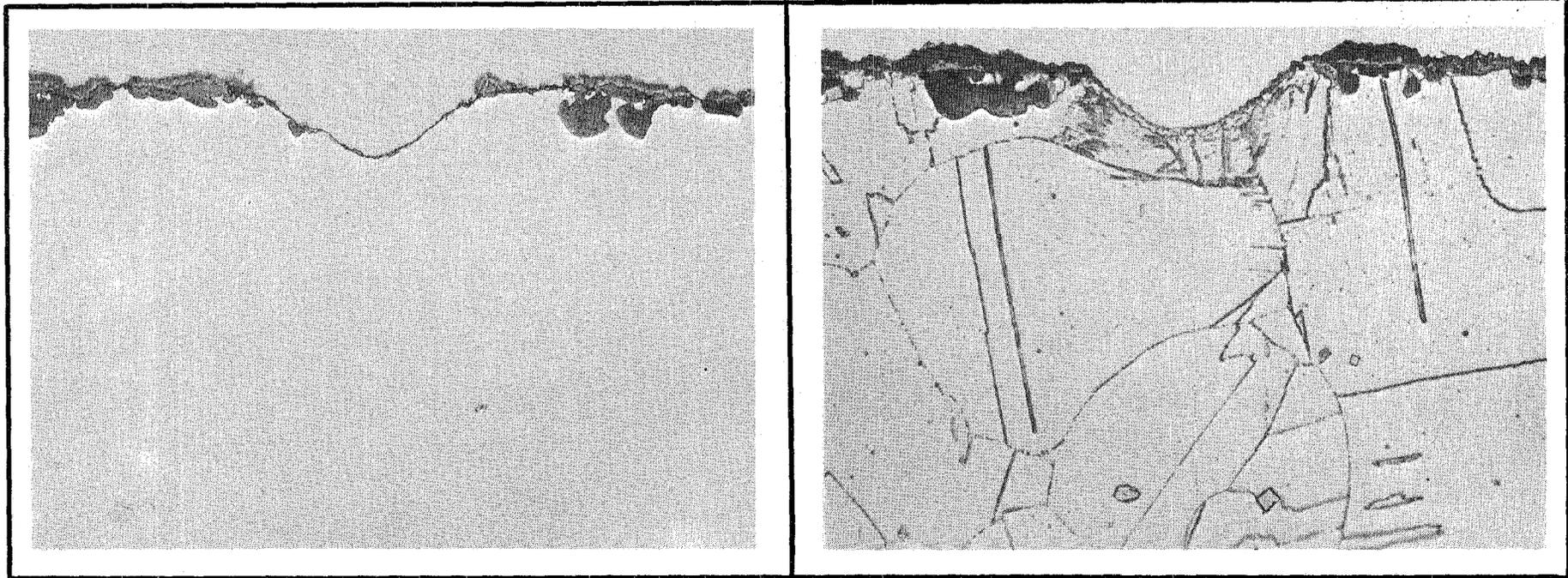
Tab. 2 Gewichtszunahmen nach 1000 stündiger Heißdampf-Korrosion der Legierung Incoloy 800 bei 600°C, 70 at in Abhängigkeit von der Korngröße.

Probe Nr.	Vorbehandlung			Mittl. Korndurchm. (μm)	Gewichtszunahme (mg/dm^2)
	Kaltverf./Glühzeit/Temp. (%)	(Std)	(°C)		
509	90	20	750	< 10	30
508	70	20	750	< 10	44
552	50	1	1000	15	91
488	50	2	1000	15	107
489	50	2	1000	15	109
424	Anlieferungszustand			< 25	140
434	Anlieferungszustand			< 25	155
426	-	1	900	< 25	125
427	-	1	900	< 25	143
432	-	1	950	< 25	146
433	-	1	950	< 25	148
436	-	1	1000	< 25	134
437	-	1	1000	< 25	179
472	-	5	1050	nicht gemessen	200
481	90	1	1050	31	161
553	20	1	1100	41	226
554	10	1	1000	52	281
556	10	1	1200	55	190
557	50	1	1200	74	318
491	90	25	1050	77	312
555	30	1	1100	82	349
482	90	1	1200	82	350
475	-	25	1050	90	237
442	-	1	1050	nicht gemessen	289
443	-	1	1100	105	312
450	-	1	1200	112	302
444	-	1	1100	118	362
479	-	1	1200	122	310
445	-	1	1150	129	295
446	-	1	1150	154	375
473	-	5	1200	156	436
457	-	1	1250	174	410
456	-	1	1250	181	523
454	-	1	1300	203	436
480	-	1	1300	210	431
452	-	1	1300	212	447

Abb.1 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800-RIPPENROHREN

KORROSIONSVERHALTEN EINES ÖRTLICH KALTVERFORMTEN OBERFLÄCHENBEREICHES

KORROSION: 1030 Std, 540°C, 140 atü



UNGEÄTZT

GEÄTZT

500 X

Abb. 2 ISOTHERME HEISSDAMPF-KORROSION AUSTENITISCHER Cr-Ni-STÄHLE UND NICKELBASISLEGIERUNGEN
 IM LÖSUNGSGEGLÜHTEN, ELEKTROPOLIERTEN UND GESCHMIRGELTEN OBERFLÄCHENZUSTAND BEI 600°C, 70at WÄHREND 1000Std

VERGLEICH DER METALLVERLUSTE NACH DEM ENTZUNDERN

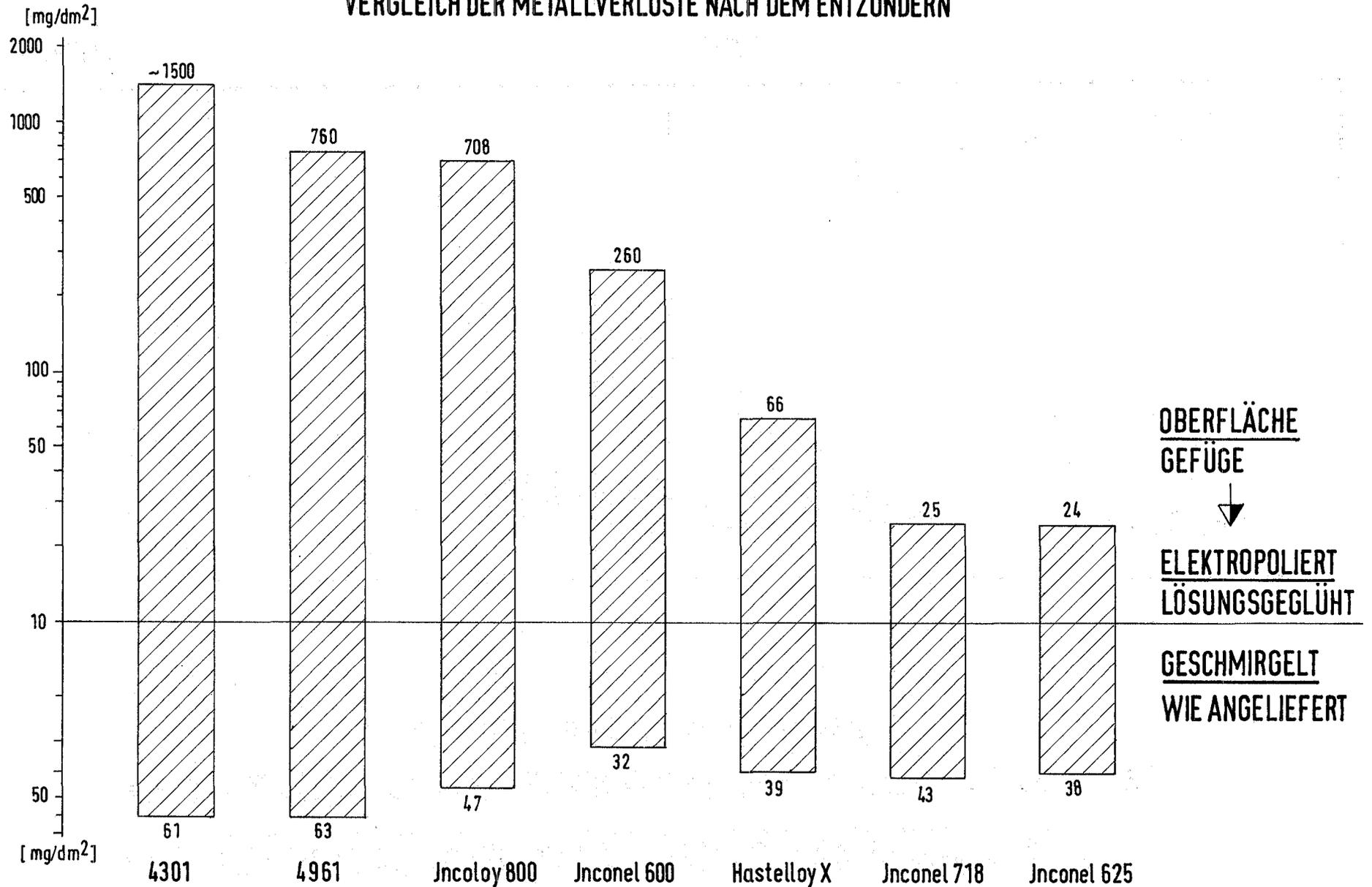
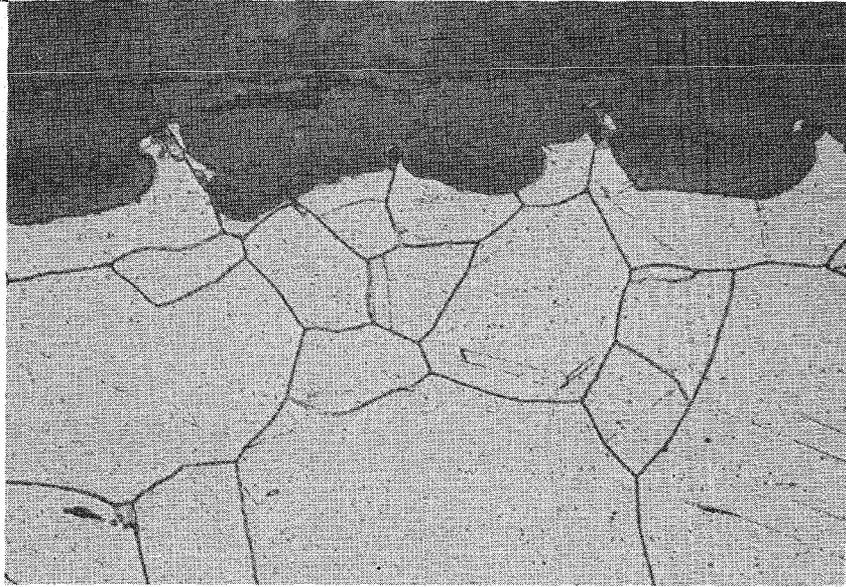


Abb. 3

WERKSTOFF NR. 4301

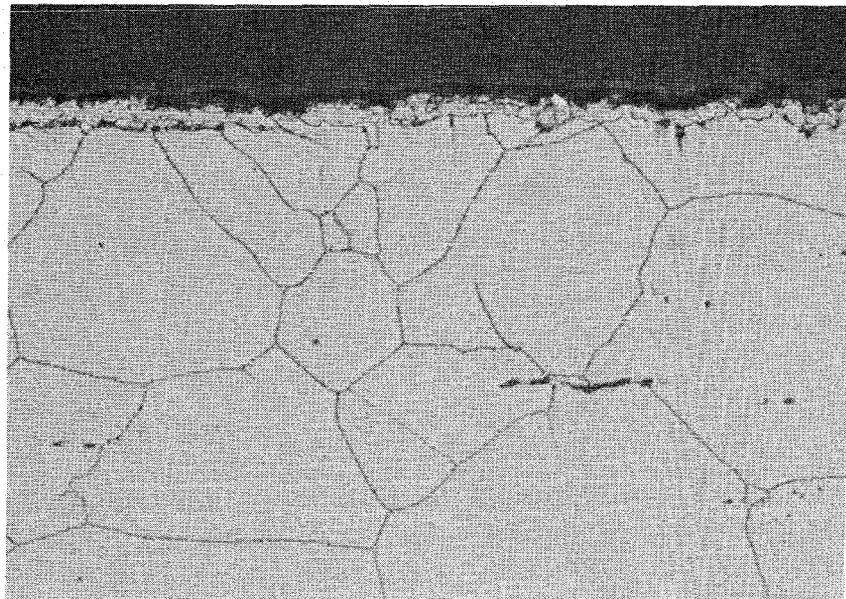
HEISSDAMPF, 600°C, 70 at, 1000 Std.

W



500 x

T

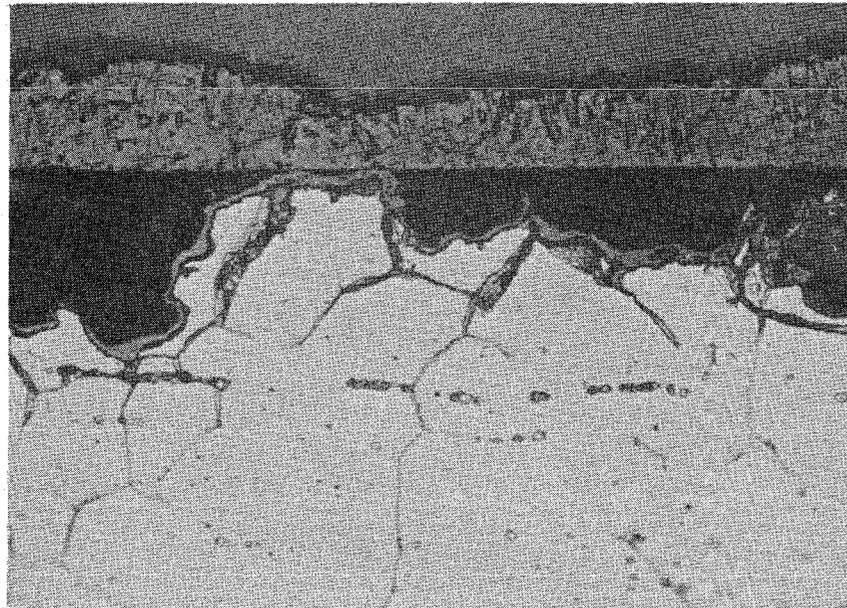


1000 x

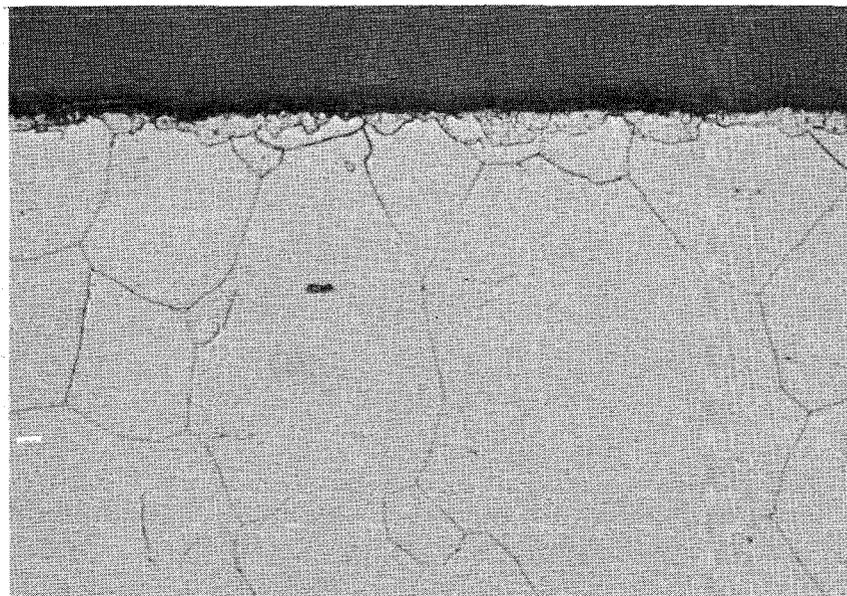
Abb. 4

WERKSTOFF NR. 4961

HEISSDAMPF, 600°C, 70 at, 1000 Std.



W



T

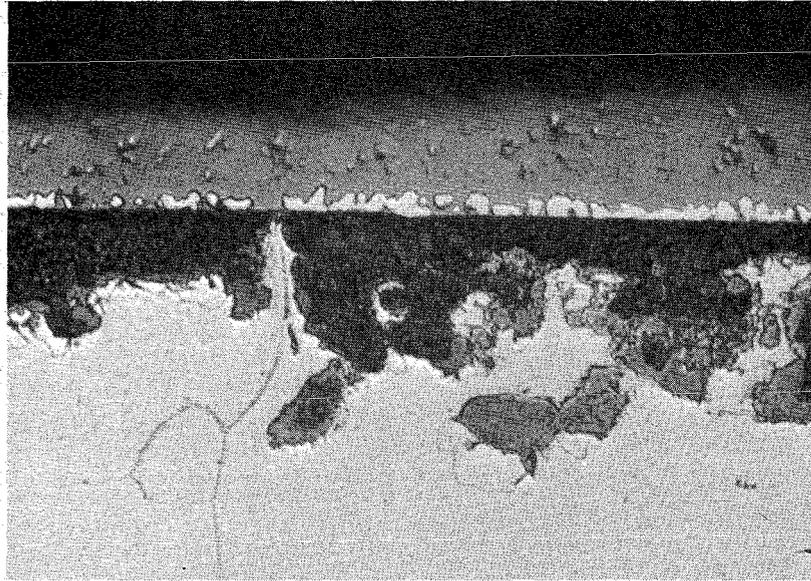
1000 x

Abb. 5

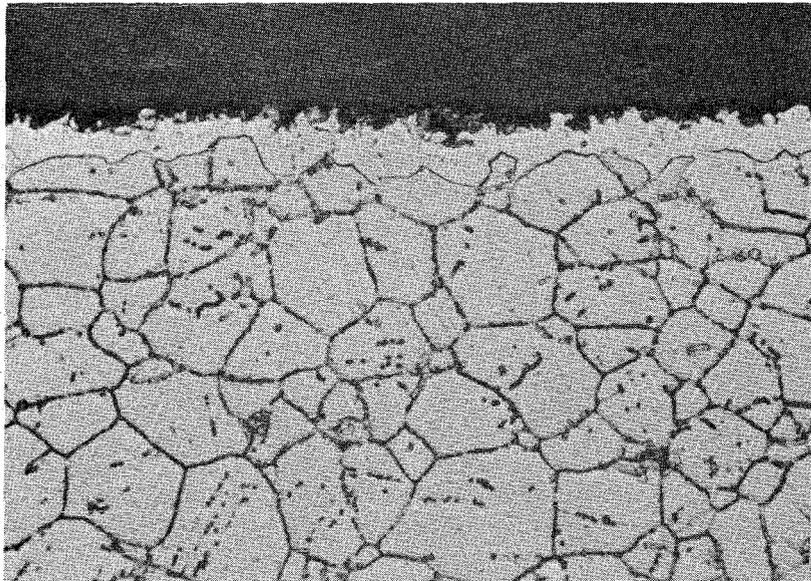
INCOLOY ALLOY 800

HEISSDAMPF, 600°C, 70at, 1000 Std.

W



I



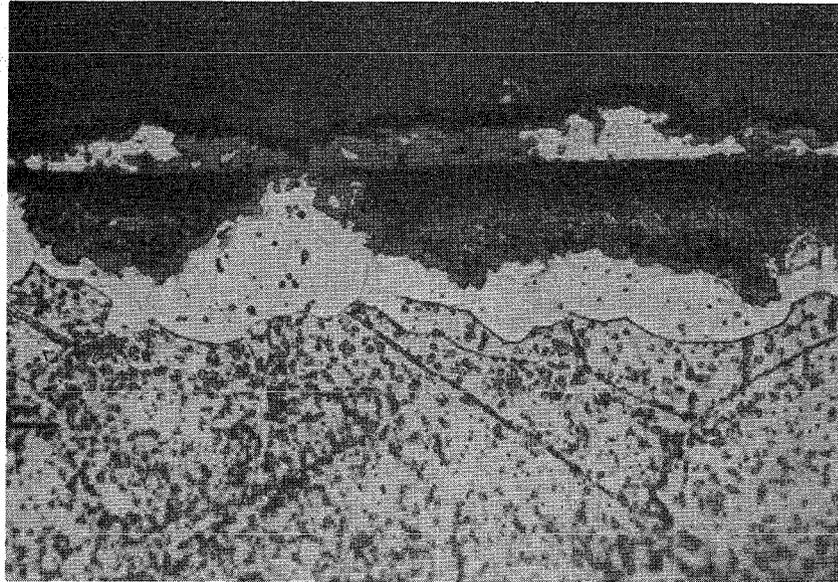
1000 x

Abb. 6

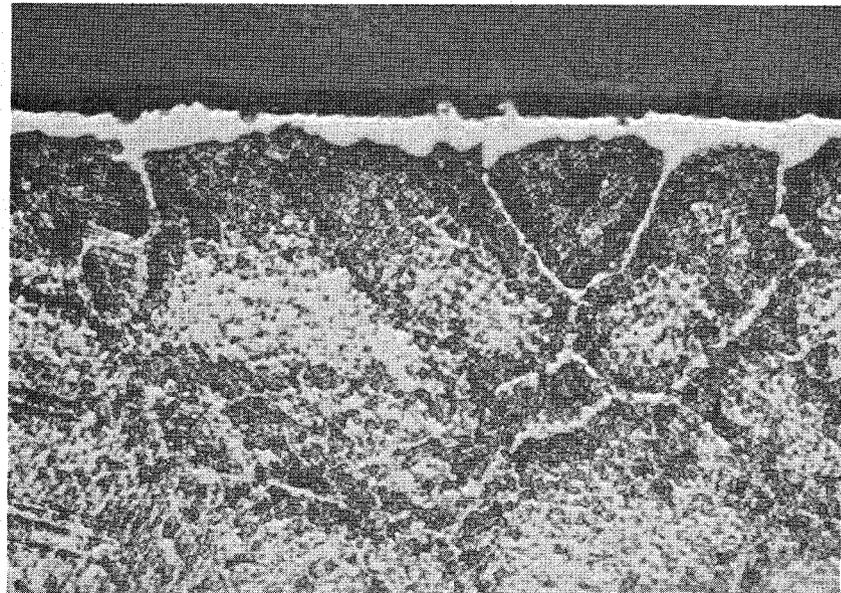
INCONEL ALLOY 600

HEISSDAMPF, 600°C, 70 at, 1000 Std.

W



I

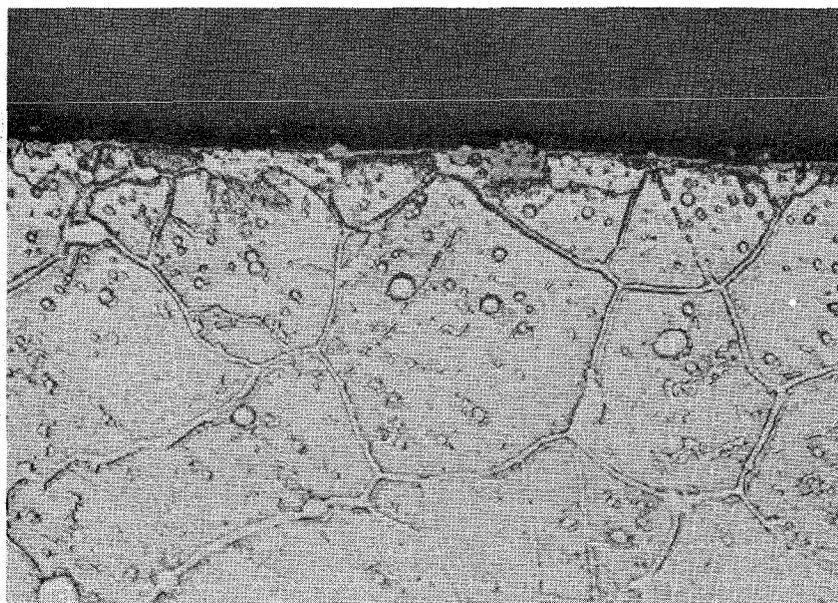


1000 x

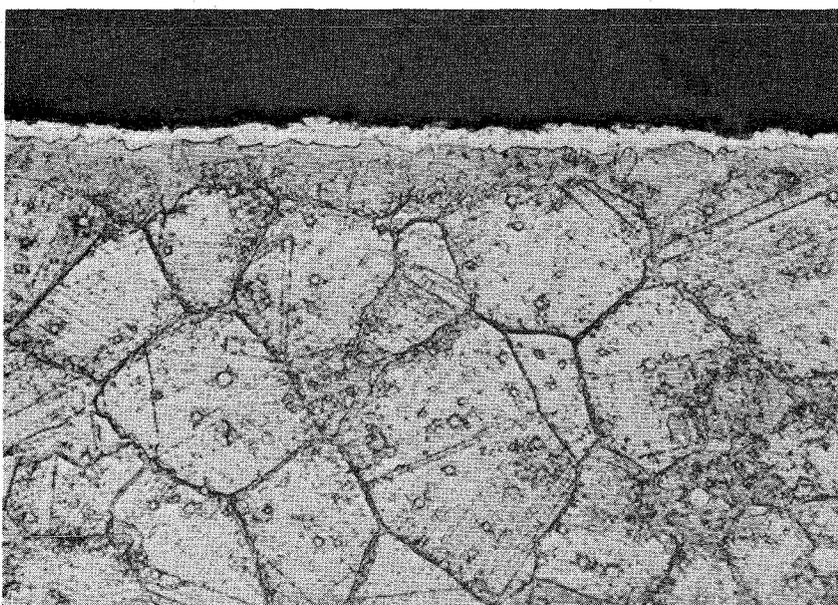
Abb. 7

HASTELLOY X 255

HEISSDAMPF, 600°C, 70 at, 1000 Std.



W



T

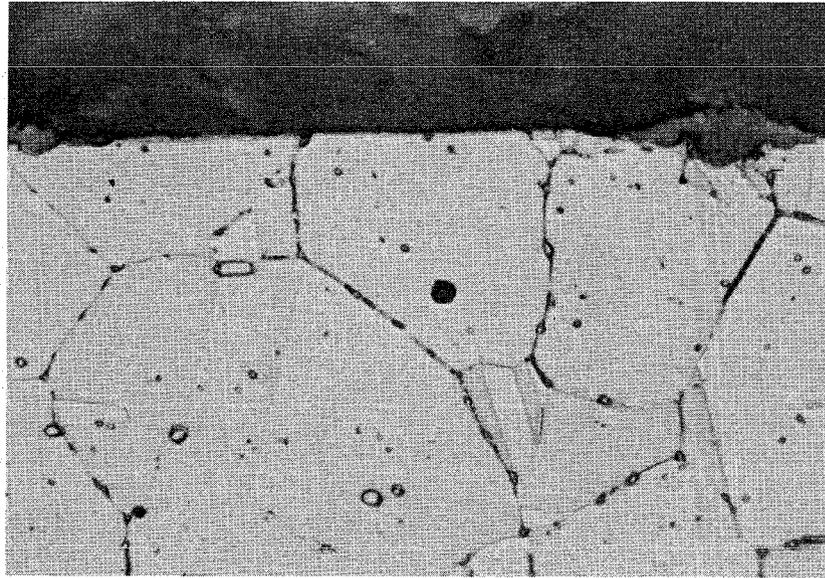
1000 x

Abb. 8

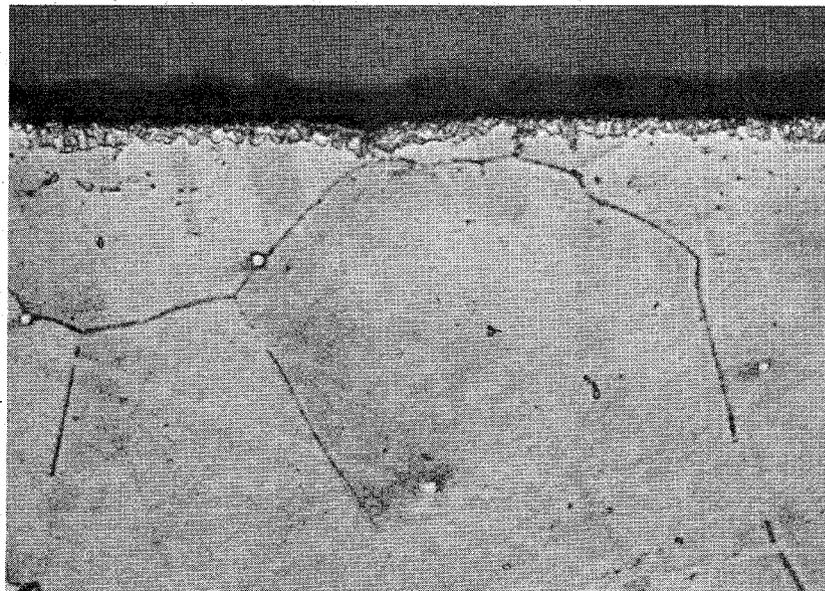
INCONEL ALLOY 718

HEISSDAMPF, 600°C, 70 at, 1000 Std.

W



I

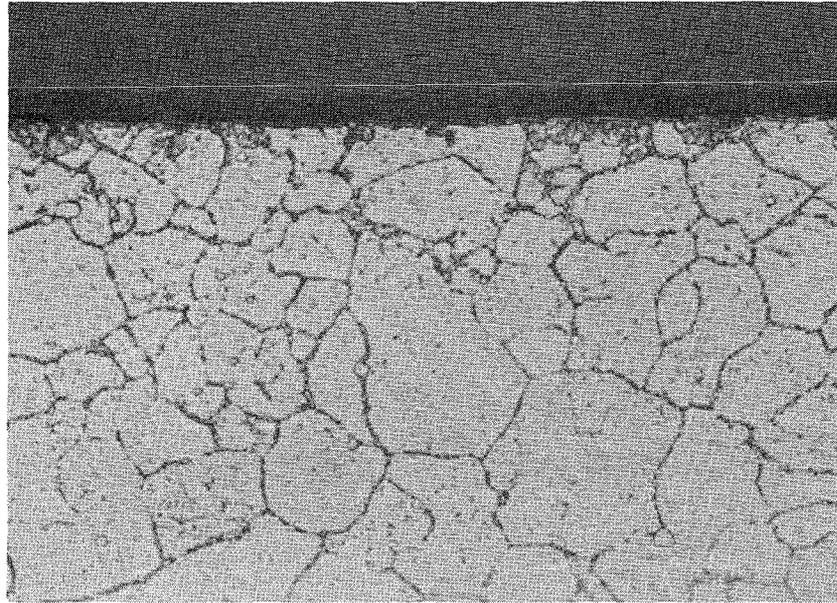


1000 x

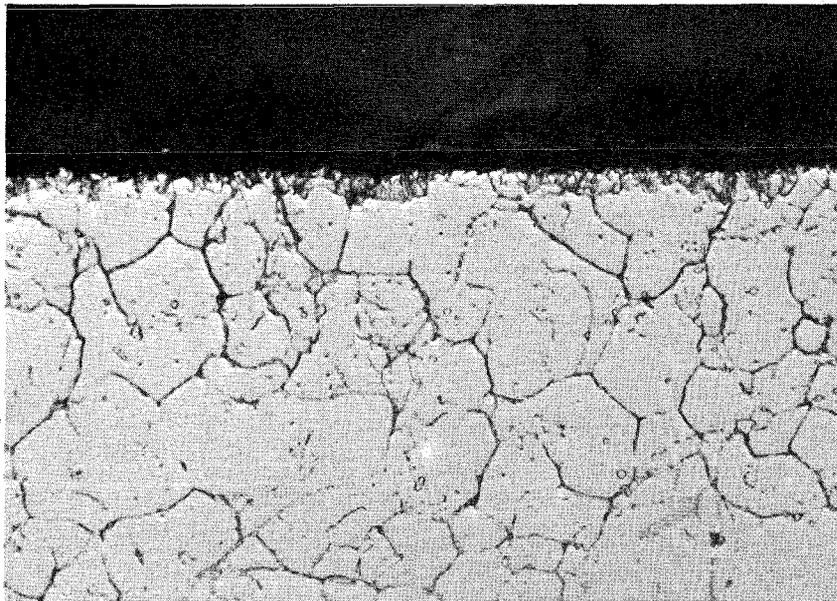
Abb. 9

INCONEL ALLOY 625

HEISSDAMPF, 600°C, 70 at, 1000 Std.



W



I

1000 x

Abb. 10 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800-BLECHPROBEN
 UNTERSCHIEDLICHEN KALTVERFORMUNGSGRADES WÄHREND 1000 Std
 BEI 600°C, 70at

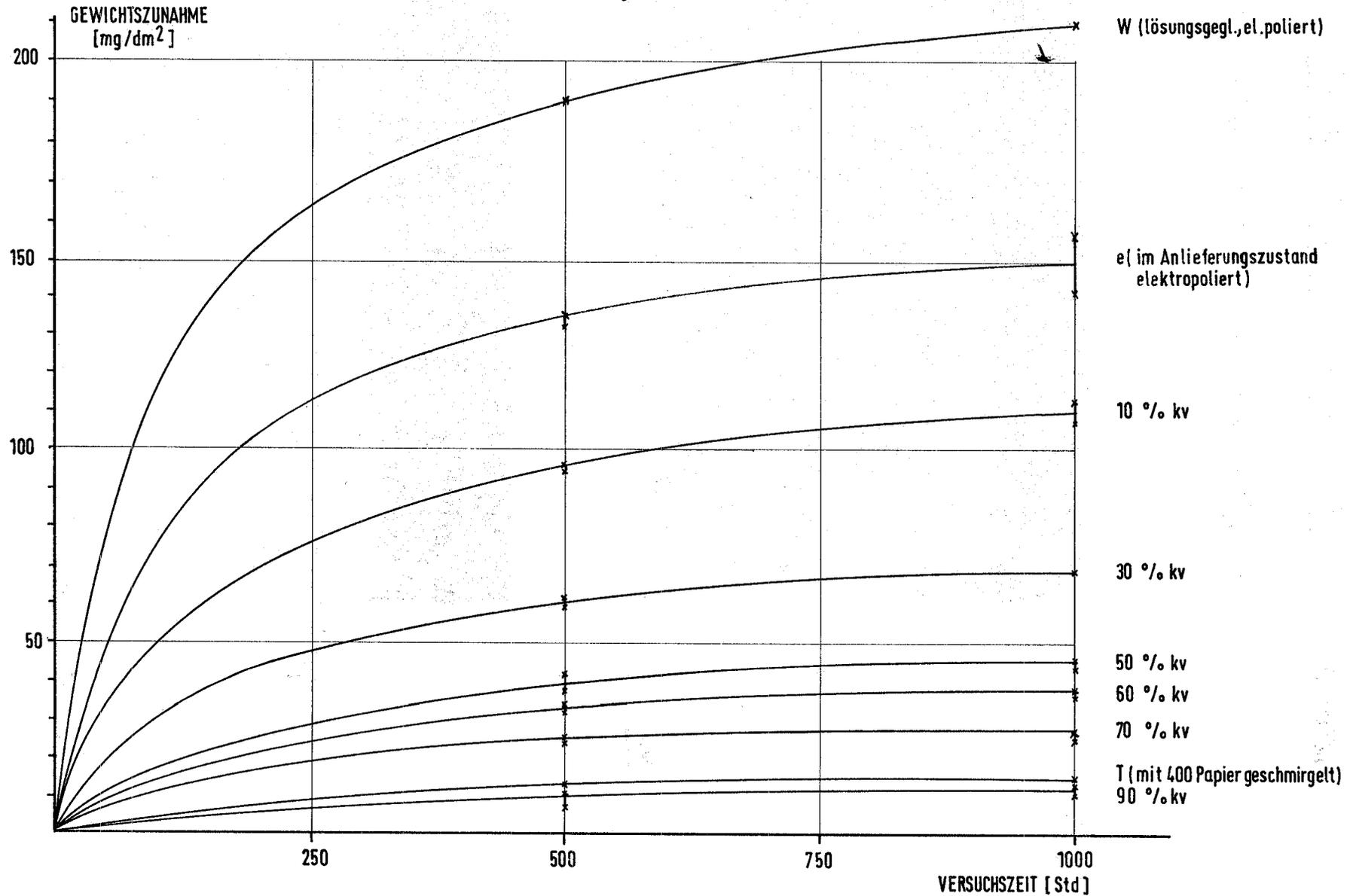
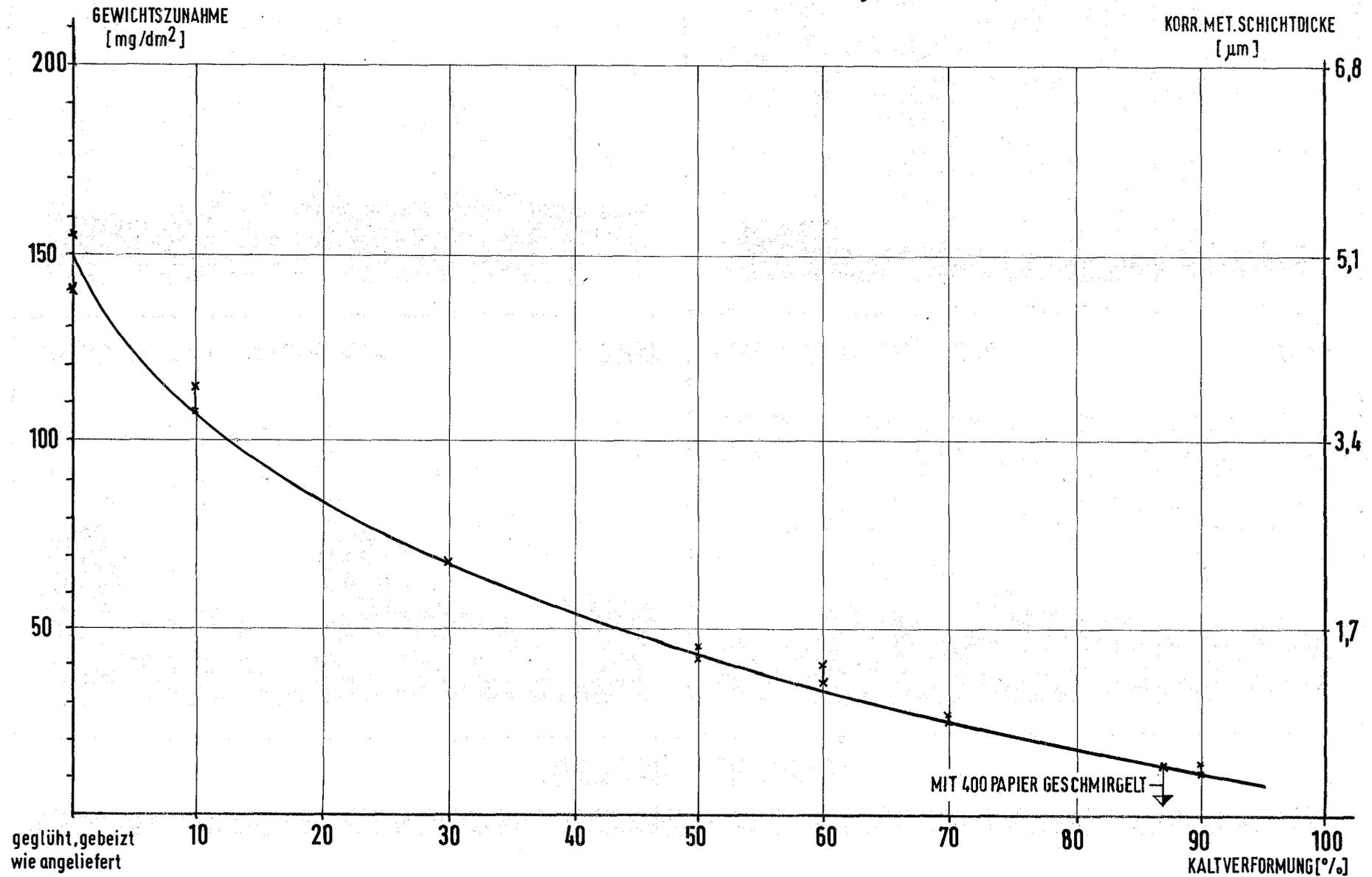
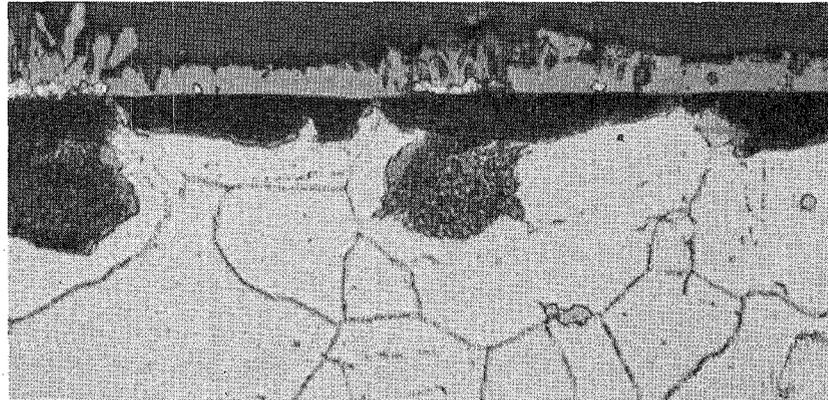


Abb.11 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800-BLECHPROBEN
 ABHÄNGIGKEIT DER GEWICHTSZUNAHME VOM GRAD DER KALTVERFORMUNG
 NACH 1000 STUNDEN IM AUTOKLAV BEI 600°C, 70 at

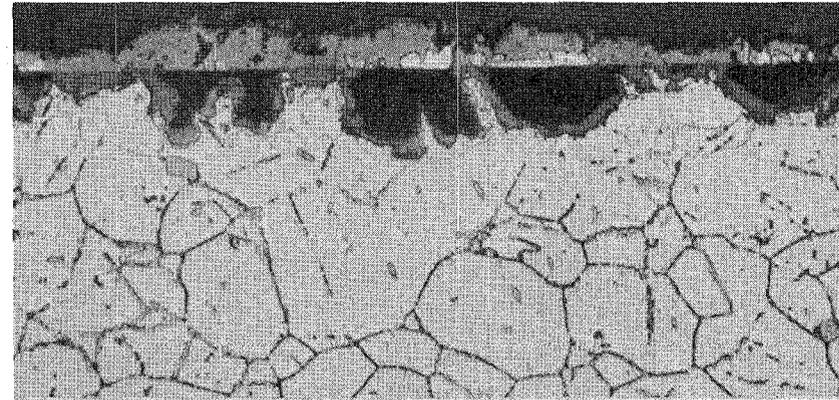


**Abb.12 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800 - BLECHPROBEN UNTERSCHIEDLICHEN KALTVERFORMUNGSGRADES
(600°C, 70at, 1000Std)**



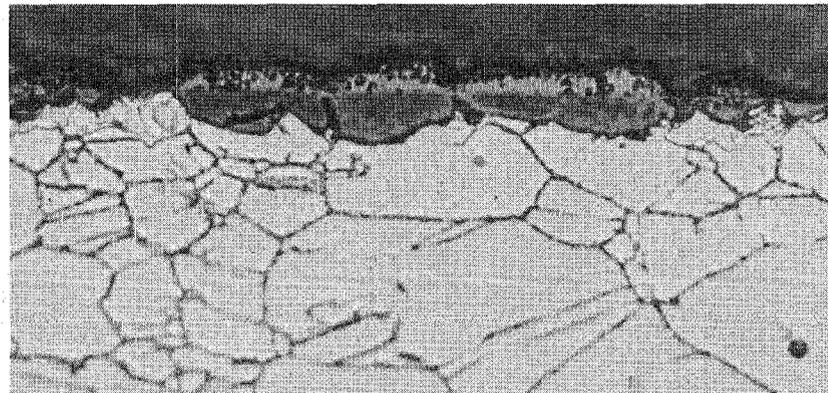
geglüht, im Lieferzustand

1:1000



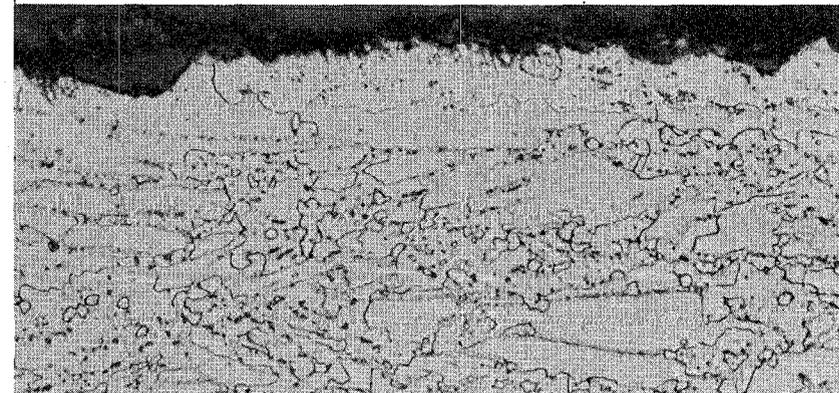
Kaltverformung 10 %

1:1000



Kaltverformung 30 %

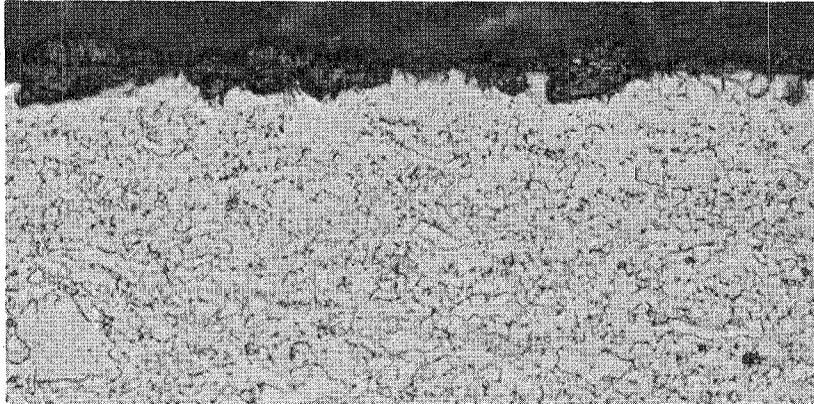
1:1000



Kaltverformung 50 %

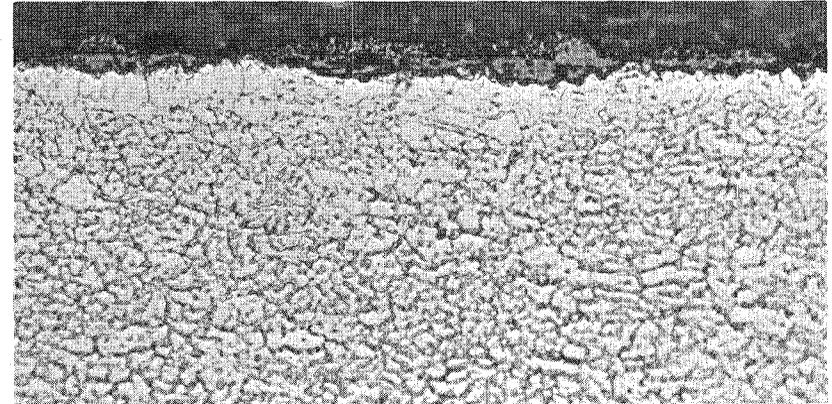
1:1000

Abb.13 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800-BLECHPROBEN UNTERSCHIEDLICHEN KALTVERFORMUNGSRADES
(600°C, 70at, 1000Std)



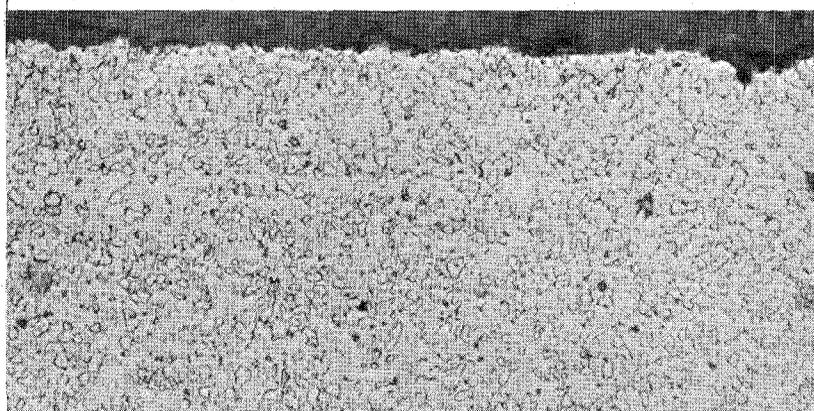
Kaltverformung 60 %

1:1000



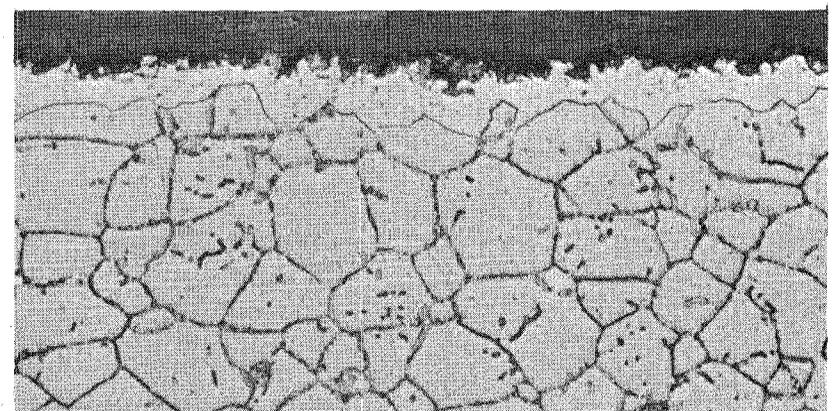
Kaltverformung 70 %

1:1000



Kaltverformung 90 %

1:1000



geschmiregelt, im Lieferzustand

1:1000

Abb.14 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800 - BLECHPROBEN
 UNTERSCHIEDLICHEN KALTVERFORMUNGSGRADES WÄHREND 1000 Std
 BEI 620°C, 1at , 6 cm/sec, ≈ 1 ppm O₂

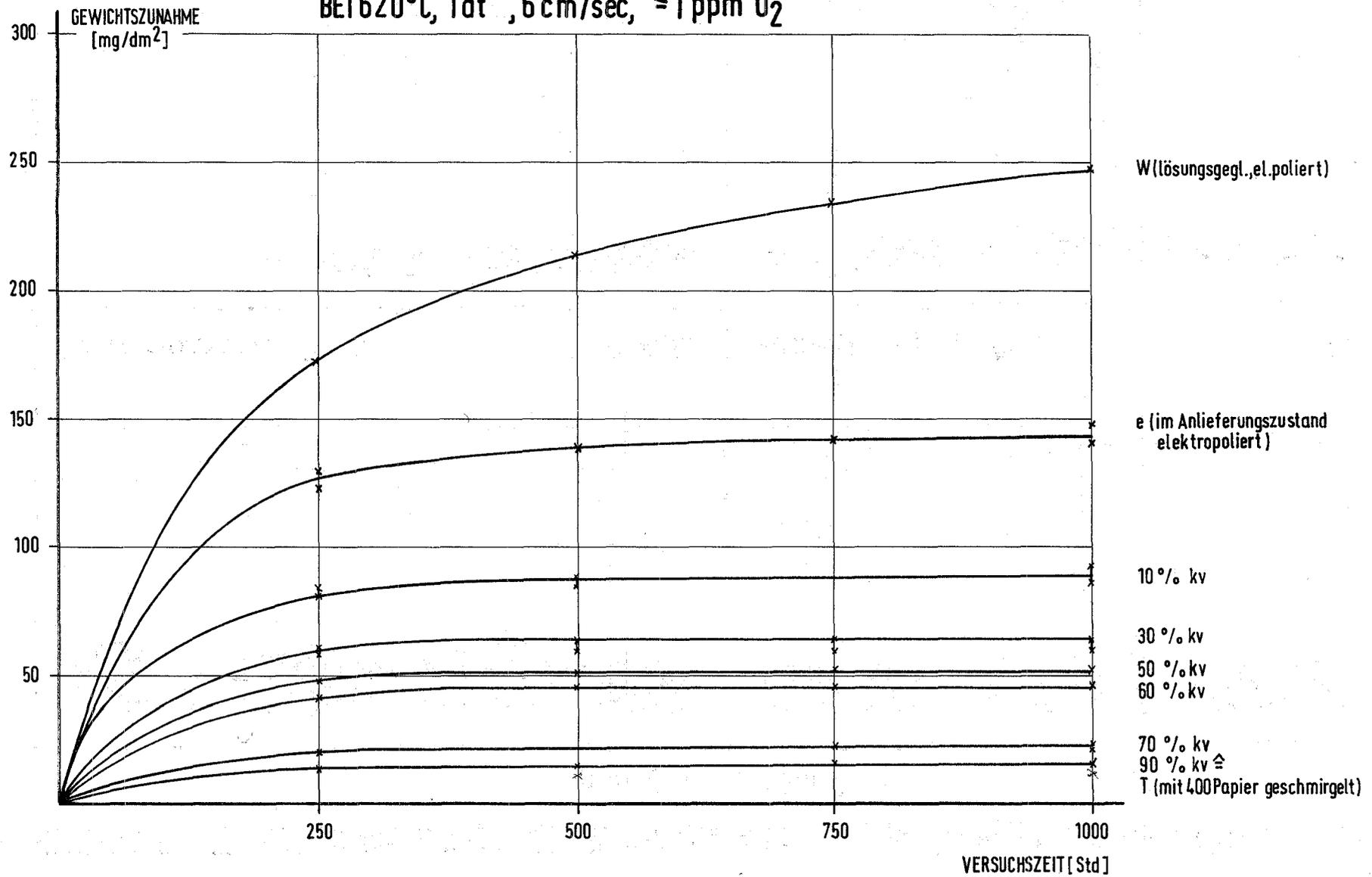
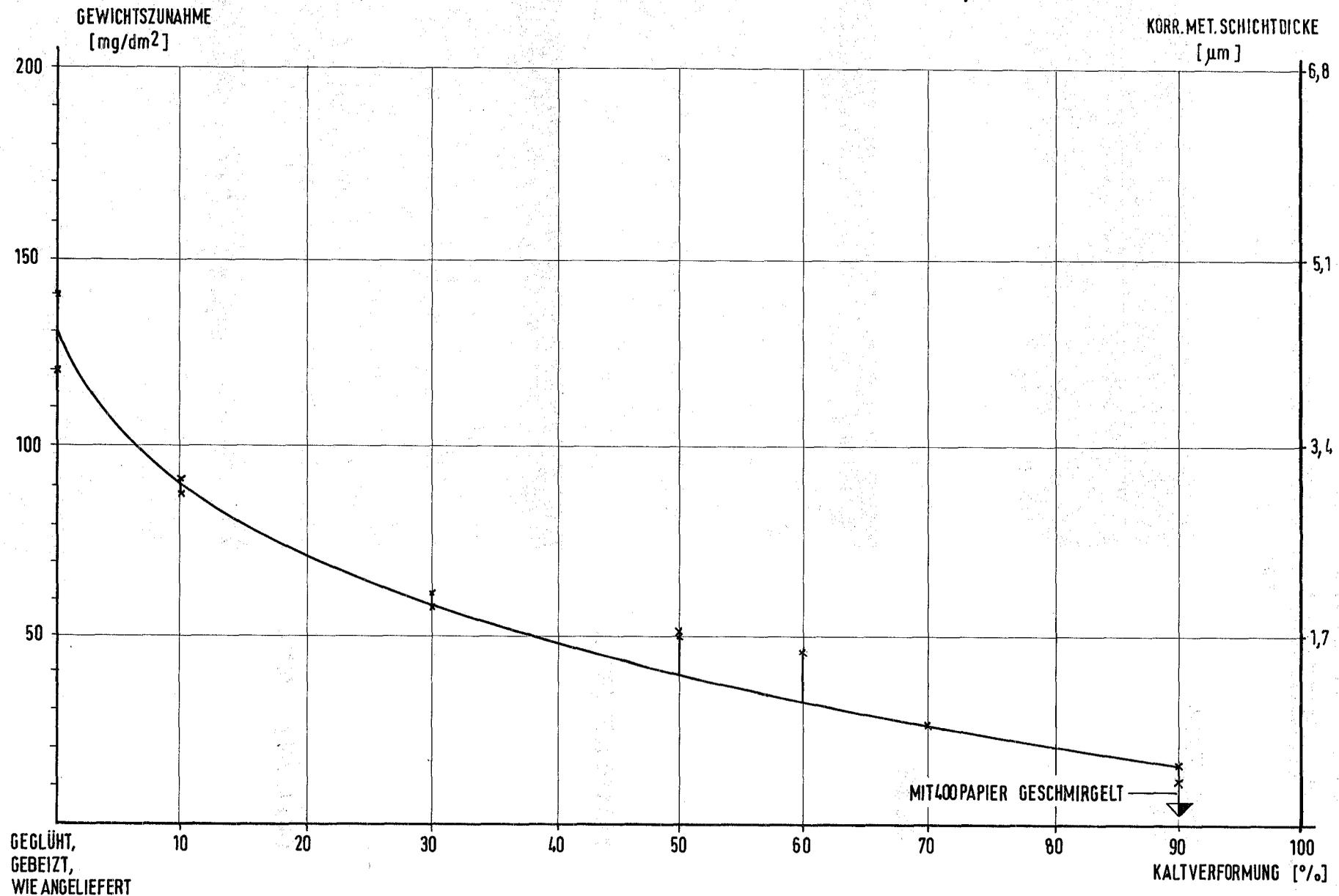


Abb.15 HEISSDAMPF- KORROSION VON INCOLOY 800- BLECHPROBEN
 ABHÄNGIGKEIT DER GEWICHTSZUNAHME VOM GRAD DER KALTVERFORMUNG
 NACH 1000 STUNDEN IM SEMI-DYNAMISCHEN KREISLAUF BEI 620°C, 1at

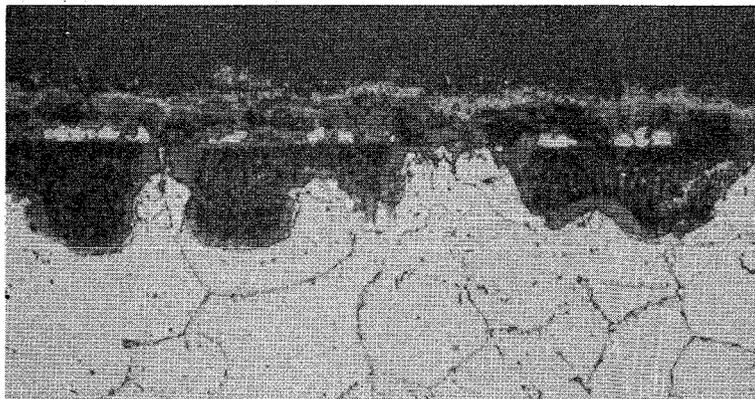


HEISSDAMPF-KORROSION VON ELEKTROPOLIERTEN INCOLOY 800-BLECHPROBEN

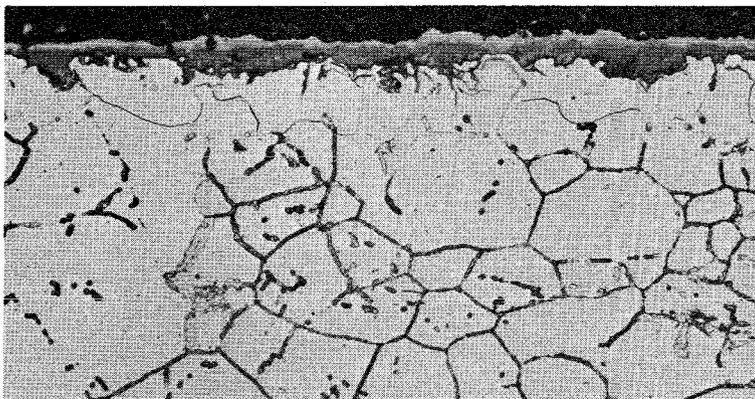
Abb.16 UNTERSCHIEDLICHEN KALTVERFORMUNGSGRADES WÄHREND 1000 Std
BEI 620°C, 1 at , ≤ 1 ppm O₂, 6 cm/sec

GEFÜGEZUSTAND

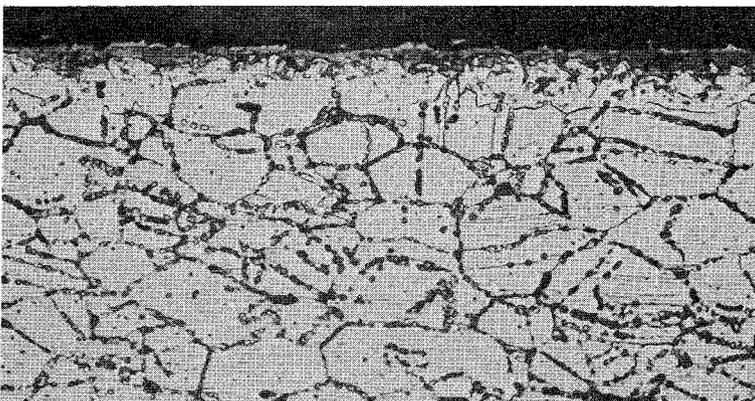
1000 X



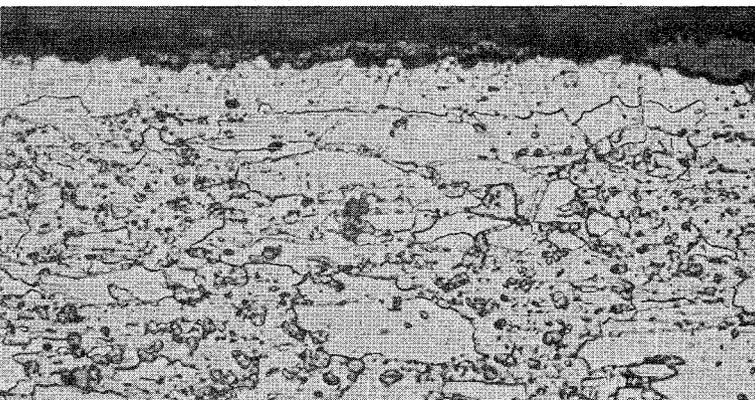
GEGLÜHT



KALT GEWALZT (10%)



KALT GEWALZT (30%)



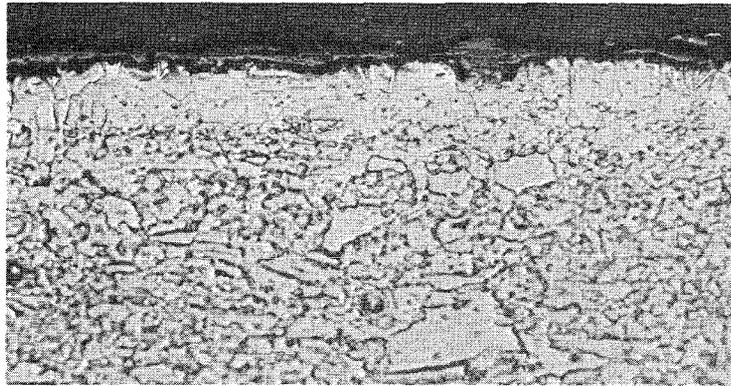
KALT GEWALZT (50%)

HEISSDAMPF-KORROSION VON ELEKTROPOLIERTEN INCOLOY 800-BLECHPROBEN

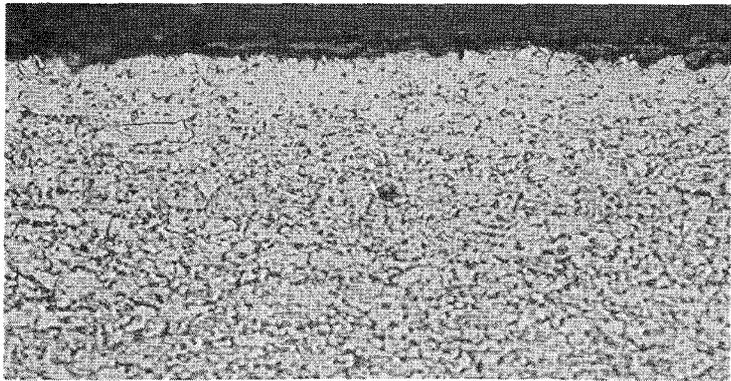
Abb.17 UNTERSCHIEDLICHEN KALTVERFORMUNGSGRADES WÄHREND 1000 Std
BEI 620°C, 1at , ≤ 1 ppm O₂, 6 cm/sec

GEFÜGEZUSTAND

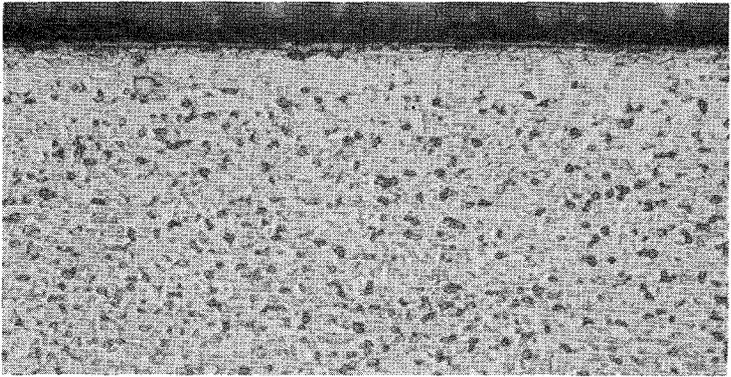
1000 X



KALT GEWALZT (60%)



KALT GEWALZT (70%)



KALT GEWALZT (90%)



GESCHMIRGELT
WIE ANGELIEFERT

Abb. 18

HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800-BLECHPROBEN

ABHÄNGIGKEIT DER KORROSION VOM MITTLEREN KORNDURCHMESSER ELEKTROPOLIERTER, SPANNUNGSARMER PROBEN

KORROSION: 1000Std, 600°C, 70at

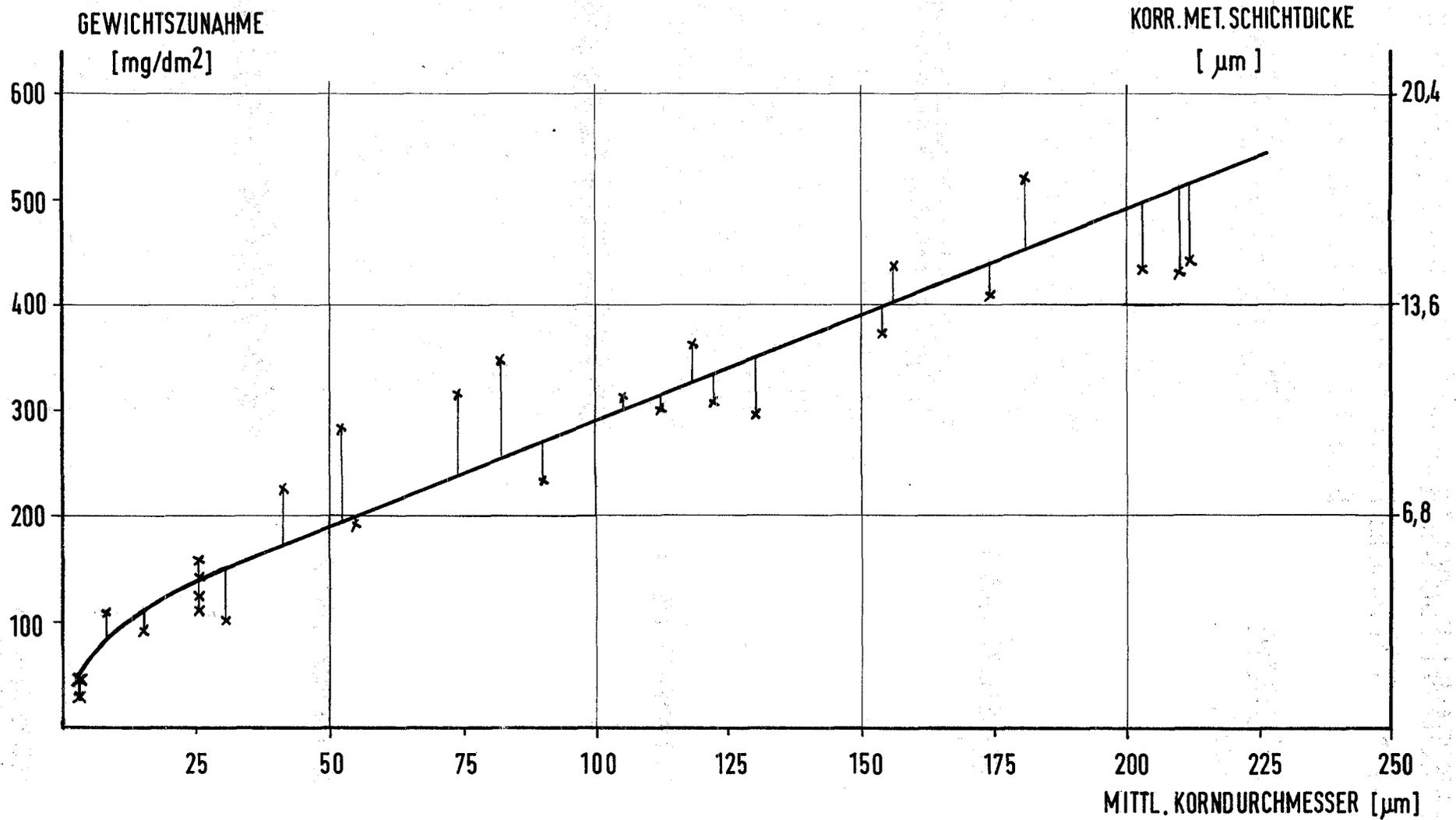
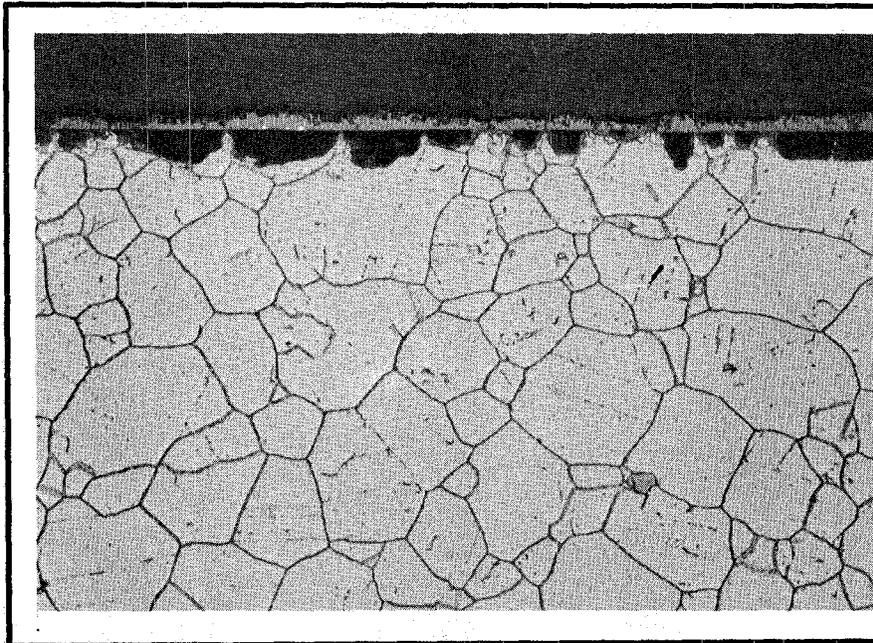


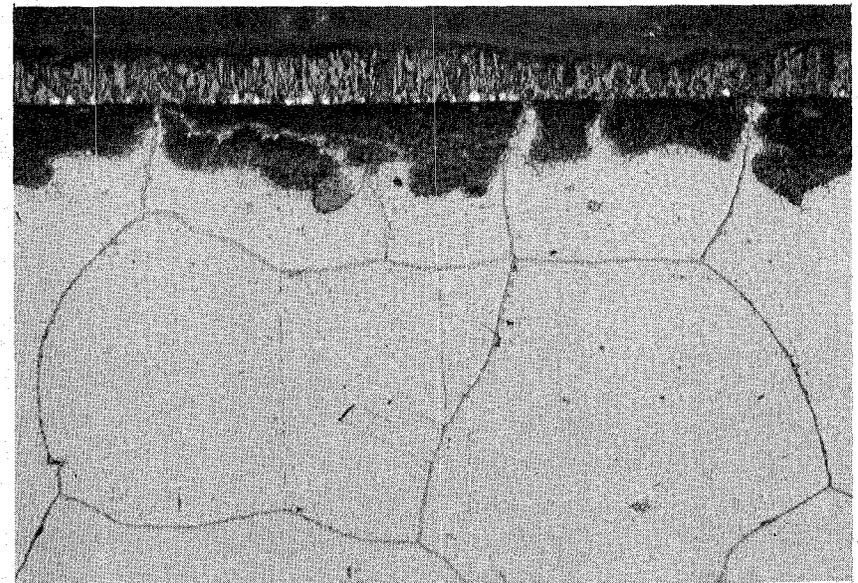
Abb.19 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800-BLECHPROBEN

VERGLEICH DES KORROSIONSVERHALTENS VON GEFÜGEN UNTERSCHIEDLICHER KORNGRÖSSE

KORROSION: 1000 Std, 600°C, 70 at



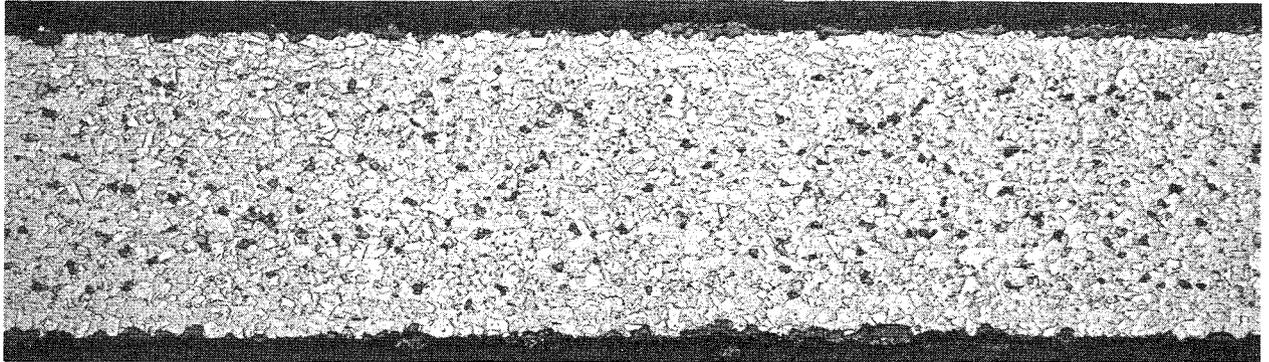
FEINKÖRNIG,
WIE ANGELIEFERT



GROBKÖRNIG,
1Std 1200°C LÖSUNGSGEGLÜHT

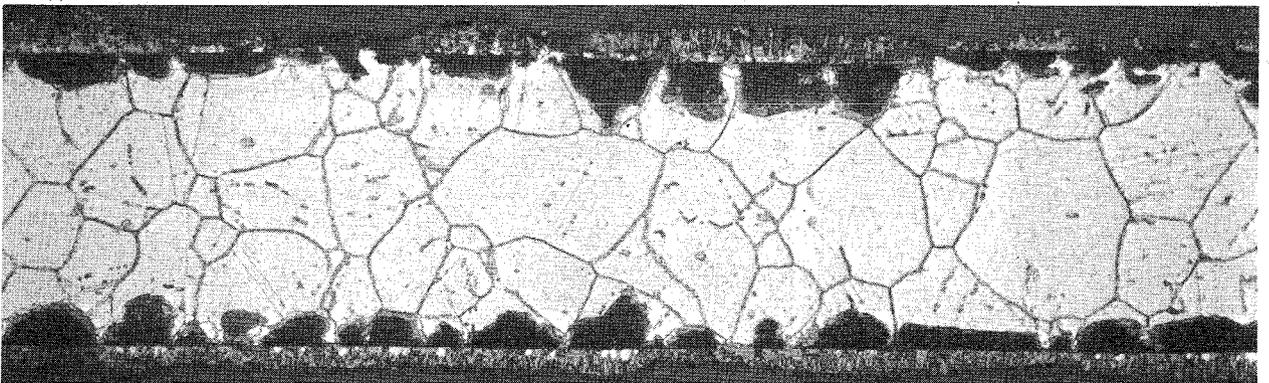
GEÄTZT 500X

Abb. 20 HEISSDAMPF-KORROSION VON INCOLOY 800-BLECHPROBEN
 IN ABHÄNGIGKEIT VON DER KORNGRÖSSE WÄHREND 1000 Std, 600°C, 70at
 KALTVERFORMUNG = 90%
 THERM. BEHANDLUNG: 20 Std 750°C (1), 1 Std 1050°C (2), 25 Std 1050°C (3)
 MITTL. KORNGRÖSSE [μm] KORROSION [mg/dm^2]



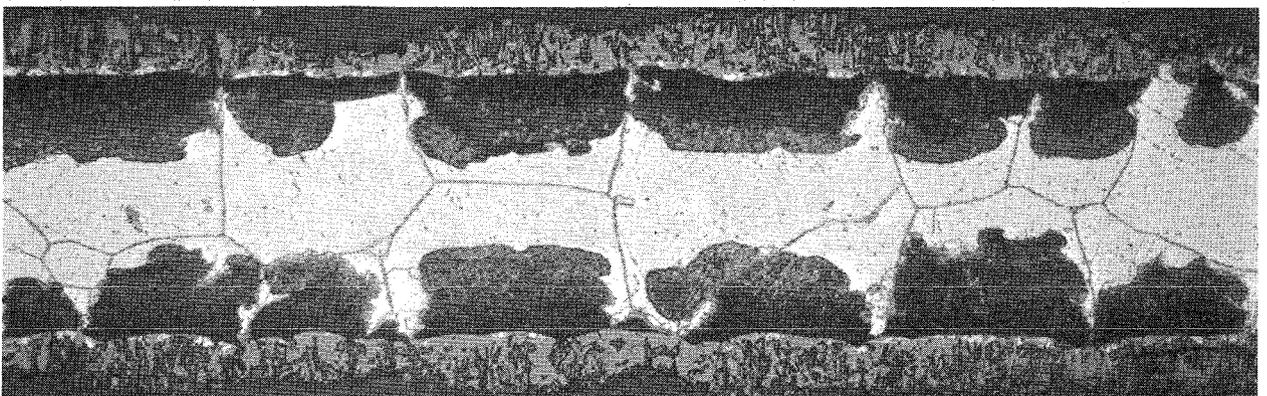
5

30



30

160



80

310

500X