

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM
KARLSRUHE**

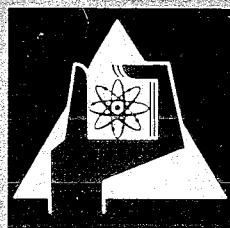
August 1969

KFK 991
EUR 4300 d

Institut für Material- und Festkörperforschung
Institut für Reaktorbauelemente

Natriumkorrosionsversuche an Brennelementhüllstählen für einen
natriumgekühlten schnellen Brutreaktor

H. U. Borgstedt, G. Frees, G. Drechsler



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.
KARLSRUHE



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

August 1969

KFK 991

EUR 4300 d

**Institut für Material und Festkörperforschung
Institut für Reaktorbauelemente**

**Natriumkorrosionsversuche an Brennelementhüllstählen für einen
natriumgekühlten schnellen Brutreaktor⁺)**

Hans Ulrich Borgstedt

Günter Frees

Günther Drechsler

+) Diese Arbeit wurde im Rahmen der Assoziation zwischen der Europäischen Atomgemeinschaft und der Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe, auf dem Gebiet der schnellen Reaktoren durchgeführt.

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG m. b. H., Karlsruhe

1. The first part of the document discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions and activities. It emphasizes that proper record-keeping is essential for transparency and accountability, particularly in financial reporting and compliance with regulatory requirements. The text highlights the need for a robust system to capture, store, and analyze data effectively.

2. The second part of the document focuses on the role of technology in enhancing operational efficiency and data management. It explores various digital tools and platforms that can streamline processes, reduce errors, and provide real-time insights into organizational performance. The importance of data security and privacy is also discussed, along with the need for regular updates and training to ensure the effective use of technology.

3. The third part of the document addresses the challenges of data integration and interoperability. It notes that organizations often face difficulties in combining data from different sources and systems, which can lead to fragmented information and inconsistent reporting. The text suggests implementing standardized protocols and interfaces to facilitate seamless data exchange and ensure that all stakeholders have access to the most current and accurate information.

4. The fourth part of the document discusses the importance of data governance and the establishment of clear policies and procedures. It emphasizes that data governance is not just a technical issue but a strategic one that involves defining roles, responsibilities, and the overall framework for data management. The text also touches upon the need for regular audits and reviews to ensure that data governance practices are aligned with the organization's goals and regulatory obligations.

5. The fifth part of the document concludes by highlighting the overall benefits of a well-implemented data management strategy. It states that such a strategy can lead to improved decision-making, increased operational efficiency, and enhanced compliance. The text encourages organizations to take a proactive approach to data management and to continuously evaluate and refine their processes to stay ahead in a rapidly changing digital landscape.

Einleitung

Die für das Projekt Schneller Brüter in engere Wahl gezogenen Stähle für die Brennelementummantelung, die hochwarmfesten austenitischen Chromnickelstähle der Werkstoff-Nummern 4961, 4981 und 4988, sind in flüssigem Natrium bislang keiner Korrosionsprüfung unterworfen worden. Vergleichende Untersuchungen an verschiedenen austenitischen Stählen wie den US-Stählen AISI 304, 316 und 347 (1)(2) hatten angedeutet, daß die Korrosion der verschiedenen Stähle in strömendem Natrium schließlich nach anfänglichen Verschiedenheiten sehr einheitlichen Zeitgesetzen folgt. Als Grund dafür wird angesehen, daß nach der anfänglichen bevorzugten Herauslösung von Nickel und der Oxidation des oberflächlichen Chroms im oxidhaltigen Natrium die Stahloberflächen annähernd gleiche Zusammensetzung aufweisen. Die Oberflächzone ist reich an Eisen und arm an Nickel und Chrom und nimmt eine ferritische Struktur an (1)(2)(3). Nun lassen aber Befunde von Korrosionsversuchen an den reinen Legierungsbestandteilen (4) und auch an gewissen Nickellegierungen befürchten, daß Stähle mit höheren Nickelgehalten ein ungünstigeres Korrosionsverhalten zeigen könnten (1)(5).

In dem für die Korrosionsversuche benutzten Korrosionsprüfstand "Cerberus" (6) lassen sich zwar die Betriebsbedingungen des Reaktor-Cores nicht annähern, aber Bestimmungen der Geschwindigkeitskonstanten der Korrosionsreaktion im Temperaturbereich 500 bis 600°C lassen einen Vergleich der Werkstoffe und gewisse Extrapolationen zu. Ebenso können wir Massetransporteffekte an den Stählen untersuchen. Unter diesen Effekten wollen wir hier die selektive Lösung von metallischen Bestandteilen wie Nickel oder Chrom und nichtmetallischen Komponenten wie Kohlenstoff oder Stickstoff verstehen.

Die Versuchsergebnisse bedürfen zur Gewinnung von Auslegungsdaten noch der Ergänzung durch Messungen der Korrosionsgeschwindigkeit bei Temperaturen bis 700°C und Strömungsgeschwindigkeiten des Natriums über 5 m/sec. Es hat sich nämlich gezeigt, daß die Abtragungsraten unter diesen Bedingungen relativ zu den geringen Wandstärken der Brennelementhüllen recht beträchtliche Werte annehmen (1)(2). Man kann sich

also nicht auf mit Ungewisheiten behaftete Extrapolationen verlassen und darf nicht auf Messungen unter exakter Einhaltung der Parameter des Reaktor-Cores verzichten, zumal ja ein möglicher Einfluß des Wärmeübergangs und der Reaktorstrahlung noch nicht berücksichtigt werden können.

Versuchsführung

Bedingungen im Natriumkorrosionskreislauf

Die im Korrosionsprüfstand gemessenen Versuchsparameter wie die Temperatur der Testteile, des Kreislaufs und der Kaltfalle, die Strömungsgeschwindigkeit des Natriums und die Sauerstoffgehalte - nach Messungen der Verstopfungstemperaturen eines Pluggingmeters oder der EMK einer Sauerstoffkonzentrationszelle (7) - sind nachfolgend tabelliert. Die Proben werden von dem aufgeheizten Natrium abströmend umspült; die Temperatur der Metallschmelze bestimmt also die Reaktionstemperatur. Hierin liegt ein Unterschied zu den Betriebsverhältnissen im Reaktor, in dem das Natrium an den Hüllrohren höherer Temperatur aufgeheizt wird.

Die Messung des Sauerstoffgehalts erfolgt vor den Probenstrecken, ein Sauerstoffverbrauch der Proben hat allerdings einen deutlichen Einfluß auf die Meßwerte, so daß neben der Kaltfalle vor allem die mehr oder weniger sauerstoffaffinen Proben den Gehalt des umlaufenden Natriums an gelöstem Oxid bestimmen.

Die Umlaufgeschwindigkeit wird durch Umpumpen des Natriums mit einer elektromagnetischen Pumpe eingestellt. Der im Versuch eingehaltene Wert ist durch die Leistung der Pumpe und die Heizleistung in den drei Testteilen vorgegeben. Die Reinigung des Natriums erfolgt vor dem Versuch und während des Versuchs in einem Bypass mit einer Kaltfalle.

Tabelle I: Versuchsbedingungen im Prüfstand "Cerberus"

Temperaturen

Teststrecken	500, 550 und 600°C
Natrium an der EM-Pumpe	380°C
Kaltfalle, Meßstelle	160°C
Meßnebenkreis Oxidmessung	300°C

Strömungsgeschwindigkeit 0,5 m/sec

Sauerstoffgehalt

Plug-Temperatur	135 - 145°C
LMO-Zellenspannung	1120 - 1130 mV
Na ₂ O-Gehalt	weniger als 10 ppm

Die Korrosionsproben

Die chemische Zusammensetzung der drei untersuchten Stähle ist nach unseren Analysen in der Tabelle II angegeben.

Nach den früheren Befunden hat die Oberflächenqualität und die Kaltverformung einen Einfluß auf die anfänglichen Korrosionsgeschwindigkeiten der Werkstoffe (8). Wir haben daher die Proben nach dem Herstellen der Bleche und dem Einschlagen von Kennzeichen einheitlich eine Stunde bei 1050°C im Hochvakuum weichgeglüht. Die Oberfläche wurde anschließend durch anodisches Polieren nach den früher beschriebenen Methoden (8) geglättet. Die elektrochemisch polierte Oberfläche eignet sich in besonderer Weise zur Beobachtung von mikroskopischen Veränderungen an den Proben.

Tabelle II: Zusammensetzung der hochwarmfesten Stähle Werkstoff-Nr. 4961, 4981 und 4988

Werkst. Nr.:	Elemente									
	C	Si	S	P	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb
4961	0,017	0,41	0,013	0,005	0,7	16,7	12,85	-	-	0,2
4981	0,022	0,40	0,018	0,008	0,1	17,0	17,1	2,0	-	0,2
4988	0,06	0,4	0,005	0,02	1,3	16,7	13,2	1,4	0,8	0,2

Kontrolle der Korrosionsproben

Die Korrosionsversuche dauerten insgesamt zwischen 4000 und 5500 Stunden und wurden nach Zeitabschnitten von 500 bzw. 1000 Stunden zur Entnahme und Kontrolle der Proben unterbrochen.

Zu der Ausführung der Kontrollen werden die Testteile abgekühlt und durch Absenken des Natriumspiegels entleert. Nach dem Öffnen überführen wir unter strömendem Argon die Probenhalter mit den Proben zur Entfernung der anhaftenden Natriumreste in kaltes Methanol. Diese Prozedur hat für die Stahlproben keine nachteiligen Folgen. Sie sind nach dem Waschen mit destilliertem Wasser und dem Trocknen im Vakuum zur Gewichtskontrolle und zur mikroskopischen Oberflächenuntersuchung bereit. Nach den Unterbrechungen werden die Testteile erst dann wieder auf die Versuchstemperatur gebracht, wenn das umlaufende, stets die Kaltfalle passierende Natrium auf den in der Tabelle I angegebenen Oxidgehalt gereinigt ist.

Versuchsergebnisse

Korrosionskinetik

Der Verlauf der Gewichtsänderung an zwei Serien von Proben des Werkstoffs Nr. 4988 und je einer Serie der Stähle Werkstoff-Nr. 4961 und 4981 ist über Zeiten bis zu 5500 Stunden gemessen worden. Die Werte sind alle zur Berechnung der in Tabelle III aufgeführten Geschwindigkeitskonstanten herangezogen worden. Wir haben auch die Konstanten gemittelt, obwohl die Stahlproben nicht einheitlich in ihren Abmessungen und nicht in gleichwertigen Positionen in den Testteilen eingesetzt worden sind. Die Abweichungen in den Ergebnissen der verschiedenen Serien stellen keine Streuungen dar, auch deuten wir sie nicht als Materialeinflüsse, vielmehr müssen wir für diese Unterschiede in erster Linie Parameterabweichungen und Downstream-Effekte verantwortlich machen.

Die in der Tabelle III angeführten Konstanten der Korrosionsgeschwindigkeit weichen nicht stark von vorläufigen Werten der noch nicht ab-

geschlossenen Untersuchung des US-Stahls AISI 316 ab.

Recht gute Übereinstimmung zeigt der Temperaturgang der gemessenen Konstanten ausgedrückt als

$$\log_{10} k = C - \frac{E_A}{4,57 \cdot T} \quad (1)$$

Die Werte für die Konstante C und die Aktivierungsenergie E_A sind in der Tabelle IV zusammengestellt.

Für die praktische Nutzung wird der korrosive Abtrag besser in den berechneten Dickeverlusten pro Jahr ausgedrückt. Aus den Mittelwerten der Tabelle III ergeben sich die in Tabelle V angegebenen Werte.

Tabelle III: Konstanten der Korrosionsgeschwindigkeit der linearen Abtragung durch Natrium

Werkstoff Nr.:	Versuchsdauer: h	Konstanten		
		500°	550°	600°
4988 I	5500	$7,8 \times 10^{-6}$	$12,2 \times 10^{-6}$	$18,7 \times 10^{-6}$
4988 II	4000	$7,0 \times 10^{-6}$	$11,5 \times 10^{-6}$	$19,7 \times 10^{-6}$
4961	4500	$2,5 \times 10^{-6}$	$4,9 \times 10^{-6}$	$8,0 \times 10^{-6}$
4981	4500	$3,2 \times 10^{-6}$	$6,3 \times 10^{-6}$	$8,4 \times 10^{-6}$
Mittelwerte		$5,1 \times 10^{-6}$	$8,7 \times 10^{-6}$	$13,7 \times 10^{-6}$

Tabelle IV: Temperaturabhängigkeit der Geschwindigkeitskonstanten der Natriumkorrosion nach Gleichung (1)

Werkstoff Nr.:	C	E_A kcal/Mol
4988 I	-1,256	13,73
4988 II	-1,807	11,65
4961	-2,147	11,80
4981	-2,358	10,80
Mittelwert	-1,892	11,995

Tabelle V: Jährlicher Dickenverlust durch Abtragung in strömendem Natrium der Stähle Werkstoff Nr. 4988, 4981 und 4961

Natrium- temperatur: °C	Dickenabnahme im Mittel: cm	Abweichung cm
500	$0,06 \times 10^{-4}$	$\pm 0,03 \times 10^{-4}$
550	$0,10 \times 10^{-4}$	$\pm 0,05 \times 10^{-4}$
600	$0,15 \times 10^{-4}$	$\pm 0,08 \times 10^{-4}$

Die in Tabelle V angegebenen Abweichungen bedeuten keine echten Streuungen, sondern sind durch Parameterschwankungen bedingte Fehler.

Korrosionserscheinungen

Durch die Natriumkorrosion werden die nach dem Finish hochglänzenden Stahloberflächen langsam matt. Zwar bleibt das Aussehen der Proben metallisch, doch verschwindet der Glanz bei 600° nach etwa 2000 Std. Expositionszeit, bei niedrigeren Temperaturen erheblich langsamer. Diese Veränderungen sind nicht als eine Aufrauhung zu verstehen, denn die Wirkung des strömenden Natriums auf die Metalloberflächen ist eher glättend (8). Wie mikroskopische Kontrollen der Probenoberflächen zeigen, gehen die Veränderungen von den Korngrenzen aus und verbreiten sich langsam über die Oberflächen. Die Erscheinungen unterscheiden sich bei den verschiedenen Stählen deutlich. Die nach 2500 Stunden Exposition hervorgerufenen Effekte sind in Bild 1 für die drei Stähle gegenübergestellt.

Auch nach längerer Dauer der Versuche sind die Erscheinungen an den Korngrenzen deutlich stärker als auf den Kornflächen.

Die metallographischen Untersuchungen der Proben aus den drei Stählen haben ergeben, daß alle Werkstoffe mit steigender Temperatur zunehmend zu Korngrenzenausscheidungen neigen, die sich in ihrer Form bei den Stählen jedoch unterscheiden. Im Bild 2 sind Schliffbilder der drei Werkstoffe nach dem Korrosionsversuch bei 550°C gegenübergestellt. Danach treten die Ausscheidungen ziemlich fein und praktisch in allen Korngrenzen im Stahl Werkstoff-Nr. 4988 auf, etwas

grober und ungleichmäßiger verteilt beim Werkstoff Nr. 4981, ziemlich diskret und relativ grob beim Werkstoff Nr. 4961. Das Bild dieser inneren Effekte entspricht qualitativ den unterschiedlichen Oberflächenerscheinungen.

Die Schliffbilder in den Bildtafeln 3 und 4 zeigen den Temperatureffekt auf die Ausscheidungen an den Stählen Werkstoff-Nr. 4961 und 4981. Beim erstgenannten Stahl deuten sich als Folge dieser Ausscheidungsprozesse Korngrenzenschädigungen in der Oberfläche an (siehe Bild 3 B).

Die Ausscheidungen selbst dürften eher thermisch bedingt als eine Folge der Natriumeinwirkung sein, jedoch scheint die Form der Ausscheidungen auf die oberflächlichen Änderungen der Stähle infolge der Natriumeinwirkung einen Einfluß auszuüben.

Die Schliffbilder in den Tafeln 3 und 4 geben keine Hinweise auf Massetransporterscheinungen in den oberflächennahen Bezirken der Proben. Die zu erwartende selektive Lösung von Legierungsbestandteilen hat an den hier untersuchten Proben keine metallographisch sichtbar werdende Veränderung verursacht.

Physikalisch-chemische Analysen der Korrosionserscheinungen

Die Mikrosondenanalysen der korrodierten Proben haben ergeben, daß in den Randzonen der Stähle bis etwa 4 μm Tiefe stärkere, bis etwa 10 μm Tiefe sehr schwache Konzentrationsverschiebungen eingetreten sind. Wegen der geringen Stärke der Schichten und des kontinuierlichen Ganges der Konzentration läßt sich eine quantitative Analyse mit der Mikrosonde nicht ausführen. Jedoch ergibt sich qualitativ eindeutig, daß aus der Metalloberfläche Nickel und in schwächerem Maße Chrom herausgelöst wird, entsprechend ist die Oberfläche an Eisen angereichert.

Wegen des Versagens der Mikrosondentechnik bei der quantitativen Analyse der Massetransportfolgerscheinungen haben wir eine neue Methode zur chemischen Abtragung von dünnen Schichten der Stähle

und anschließende Analyse der entstandenen Lösungen angewendet (9). Zur stufenweisen Auflösung der korrodierten Proben werden sie in thermostatisierten Mischungen von Brom und absolutem Methanol behandelt. Die Methode liefert außer dem analytischen noch einen kinetischen Hinweis auf die äußere Zone von veränderter Zusammensetzung, da die anfängliche Auflösungsgeschwindigkeit der korrodierten Proben größer als die der vorbereiteten Proben vor der Exposition im Natrium ist.

Die quantitativen Analysen der einzelnen Lösungen ergeben die mittleren Zusammensetzungen der Schichten von rund 1 μm Dicke. Wählt man vor allem die anfänglichen Lösungsschritte sehr klein, so zeigt sich deutlich der Verlauf der Verarmung der Oberflächzone an Nickel und Chrom und die Anreicherung von Eisen an. Konzentrationsprofile nach derartigen Messungen sind im Bild 5 dargestellt.

Nach den Befunden ist die Konzentrationsabnahme zum Rand hin recht flach und die Zone relativ starker Veränderungen der Konzentrationen ist sehr dünn. Sie dürfte die Stärke von 1 μm unter den hier herrschenden Versuchsbedingungen nicht überschreiten.

Aus diesem Grund gelingt auch der Nachweis einer Strukturänderung des Austeniten in der Oberflächzone mit Röntgenstrahlen wegen der großen Eindringtiefe dieser Strahlung nicht.

Nach den Ergebnissen unserer chemischen Analysen haben die Korrosionsversuche nicht zur Veränderungen der Gehalte an Kohlenstoff und Stickstoff geführt (siehe Tabelle VI).

Tabelle VI: Ergebnisse von Bestimmungen des C- und N-Gehaltes von Proben

Werkstoff	Kohlenstoff:		Stickstoff:	
	Anfangs	4500 h Na 600°	Anfangs	5500 h Na 600°
4981	0,032/0,031	0,025/0,024	--	--
4988	--	--	0,060/0,055	0,063/0,060
			0,063	0,054

Diskussion

Die in der Tabelle III aufgeführten Werte der Korrosionsgeschwindigkeit der drei Stähle weisen erheblich stärkere Unterschiede auf, als den an allerdings relativ kleinen Probenzahlen gefundenen Streuungen entspricht. Wir neigen trotzdem nicht dazu, diese unterschiedlichen Werte der Geschwindigkeitskonstanten den Unterschieden in der Stahlzusammensetzung ursächlich zuzuordnen. Wir haben zwar die Proben gleichartig vorbehandelt, doch waren die zur Verfügung stehenden Bleche nicht von gleicher Dicke. Das hat während des Korrosionsversuchs unterschiedliche Abmessungen der von Natrium durchspülten Spalte bedingt. Zudem konnten wir die Proben nicht in völlig gleichwertige Positionen der Teststrecken einsetzen.

Das Ergebnis der kinetischen Korrosionsuntersuchung ist also so zu interpretieren, daß zu diesem Zeitpunkt noch offen gelassen werden muß, ob in den Korrosionsgeschwindigkeiten der drei Stähle meßbare Unterschiede auftreten. Diese Frage wird in einem neuen Test zu klären versucht.

Die Messungen deuten darauf hin, daß die Korrosionsraten nach längeren Zeiten konvergieren. So fanden wir in den jeweils letzten tausend Stunden der Korrosionstests Gewichtsänderungen, die relativ gut übereinstimmen (siehe Tabelle VII).

Tabelle VII: Die in den letzten tausend Versuchsstunden gemessenen Gewichtsänderungen durch Natriumkorrosion bei 600°C

Material:	W.-Nr. 4988 I		W.-Nr. 4988 II		W.-Nr. 4961		W.-Nr. 4981	
Gew.-Änderg.: (mg/cm ²)	0,07	0,08	0,08	0,09	0,07	0,08	0,04	0,05

Ein bemerkenswertes Ergebnis der Versuche ist, daß das Natrium unter den Bedingungen der Versuche selbst bei Expositionszeiten über 5000 keine Veränderung des Gehalts der Stähle an interstitiellen Komponenten wie Kohlenstoff und Stickstoff hervorgerufen hat. Offensichtlich

geben die stabilisierten Stähle solche Bestandteile nur schwer ab, während die Aufnahme von nichtmetallischen Stoffen, die vom Natrium transportiert werden können, durch die isolierende Korrosionsschicht behindert wird.

Die nach unseren Korrosionsversuchen gefundenen Zonen der veränderten Zusammensetzung an den Probenoberflächen sind dünner und weniger stark ausgeprägt als in den Versuchen von Thorley und Tyzack (1) oder von Brush (10); diese Unterschiede sind durch die in unseren Versuchen relativ milden Bedingungen verursacht. Man kann weiter darauf schließen, daß demnach die Dicke der Diffusionszonen und die Stärke der Konzentrationsverschiebungen von der Temperatur, der Strömungsgeschwindigkeit und dem Oxidgehalt des Natriums abhängen.

In ähnlicher Weise hängen die Korrosionsgeschwindigkeiten mit den genannten Parametern zusammen, und entsprechend finden wir auch für sie Werte, die erheblich kleiner als in der Literatur angegeben (1) (2) sind. Das Diagramm im Bild 6 zeigt, wie die Korrosionswerte unter verschiedenen Versuchsbedingungen zueinanderpassen. Für jeweils ähnliche Versuchsbedingungen erhält man auch recht gut übereinstimmende Versuchsergebnisse. Die Ergebnisse unserer Messungen lassen sich mit den Linien 1-5 in Bild 6 nicht vergleichen, da in unserem Prüfstand eine viel geringere Strömungsgeschwindigkeit nur kleinere Effekte hervorgerufen hat. Aus der Linie 5 kann man jedoch auf kleinere Geschwindigkeiten umrechnen (nach (1)) und erhält Linie 7, die sich recht gut mit unseren Ergebnissen (Linie 6) deckt.

Allerdings weisen die Literaturwerte alle einen stärkeren Temperaturgang auf. Diese Diskrepanz ist nicht ohne weitere Versuchsergebnisse zu deuten.

Qualitativ passen die von uns gemessenen Werte durchaus in das Diagramm im Bild 6. Sie lassen sich allerdings sicher nur mit großen Vorbehalten zu Extrapolationen verwenden, da der Abstand der Versuchsbedingungen von den Reaktorparametern sehr groß ist.

Für die aus unseren Messungen ermittelten Mittelwerte können wir also feststellen, daß sie nicht in Widerspruch zu der Aussage stehen, nach der die austenitischen Stähle nach der Einstellung des Lösungsgewichts und der Ausbildung der Diffusionszonen alle die etwa gleiche Korrosionsgeschwindigkeit aufweisen (1)(2)(3). Deshalb lassen sich für überschlägliche Korrosionsverlustrechnungen für Brennelementhüllen aus den deutschen hochwarmfesten austenitischen Stählen, die für das Projekt Schneller Brüter in der engeren Wahl stehen, die Werte der Literatur für die US AISI 304 und 316 (1)(2) verwenden. Über die Grenzen der Anwendbarkeit solcher Rechnungen entscheiden die Ansprüche der Reaktorbauer an die Genauigkeit der für die Auslegung benötigten Daten.

Wegen der ähnlichen Korrosionsgeschwindigkeiten der verschiedenen Stähle im Natrium dürfte aber auch in den Versuchen unter reaktor-nahen Versuchsbedingungen der Schwerpunkt der Aussagen bei den qualitativen Befunden liegen. Besondere Aufmerksamkeit verdienen die selektive Materialauflösung und Korngrenzeneffekte unter härteren Versuchsbedingungen.

Wir danken Frau Dr. H. Schneider für die chemischen Analysen, Herrn Dr. Kegel und Herrn Wehner für die Mikrosondenuntersuchungen, Herrn Wittig für die Ausarbeitung des Verfahrens der chemischen Abtragung und den Mitarbeitern der Natriumgruppe des IRB für die Betreuung der Versuche im Korrosionsprüfstand "Cerberus".

Literatur:

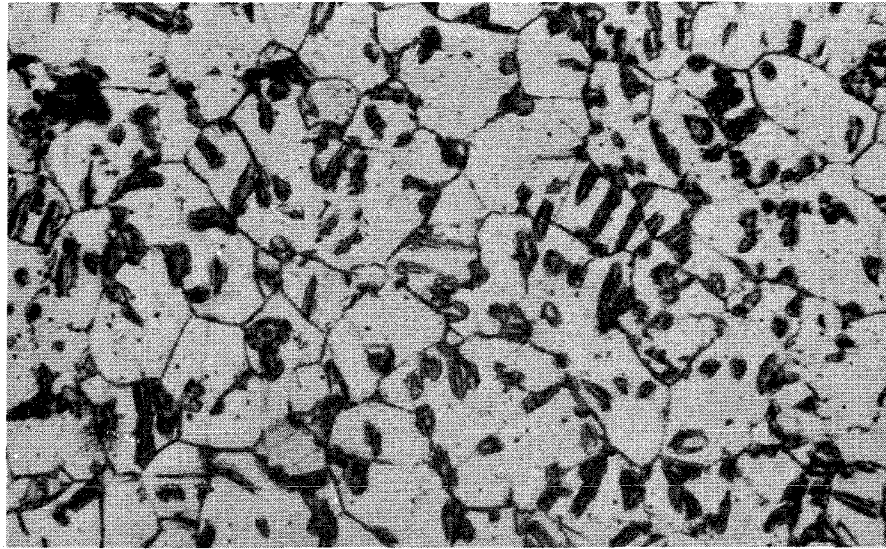
- (1) A.W. Thorley und C. Tyzack
"Alkali Metal Coolants", Wien 1967, p. 106
- (2) E.L. Zebroski, R.S. Young, F.A. Comprelli und D.Dutina
"Alkali Metal Coolants", Wien 1967, p. 195
- (3) J.R. Weeks, C.J. Klamut und D.H. Gurinsky
"Alkali Metal Coolants", Wien 1967, p.3
- (4) N. Agapowa, A.G. Ioltuchovkij, V.V. Romaneev
"Alkali Metal Coolants", Wien 1967, p. 85
(deutsch in KFK-tr-231)
- (5) H.U. Borgstedt, G.Frees und G.Drechsler,
wird publiziert
- (6) H.U. Borgstedt, G. Frees und G. Drechsler
Werkstoffe & Korrosion 18 (1967) 894
- (7) M. Kolodney, B. Minushkin und H. Steinmetz
Electrochem. Technology 3 (1965) 244
- (8) H.U. Borgstedt, G. Drechsler und G. Frees
"Alkali Metal Coolants", Wien 1967, p. 119
- (9) S.L. Schrock, J.N. Baysden und R.L. Miller
Trans. ANS 11/2 (1968) 504
- (10) E.G. Brush
GEAP-Report 4832 (1965)

Zusammenfassung

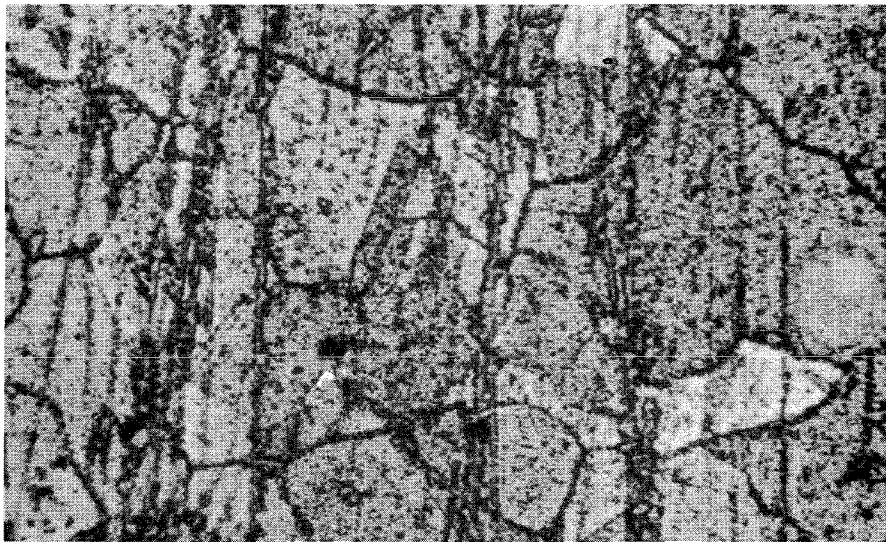
Aus Korrosionsversuchen an den deutschen hochwarmfesten austenitischen Stählen Werkstoff-Nr. 4961, 4981 und 4988 im Natriumkreislauf "Cerberus" errechnen wir jährliche Wandstärkenverluste für Hüllrohre unter den Bedingungen unserer Versuche von $0,06 \cdot 10^{-4}$ cm/a bei 500°C , $0,10 \cdot 10^{-4}$ bei 550°C und $0,15 \cdot 10^{-4}$ bei 600°C .

Diese Werte sind mit Literaturangaben qualitativ in Übereinstimmung. Sie zeigen, daß sich die geprüften deutschen Stähle in Natrium ähnlich wie die US Stähle AISI 304 und 316 verhalten.

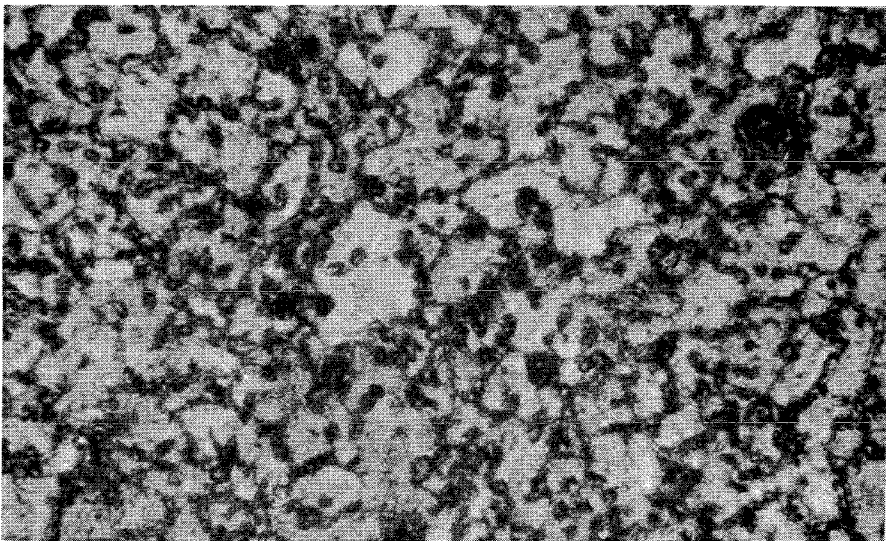
Die Stähle verändern in rund 5000 Stunden Natriumeinwirkung ihre Gehalte an interstitiellen Komponenten nicht meßbar.



A



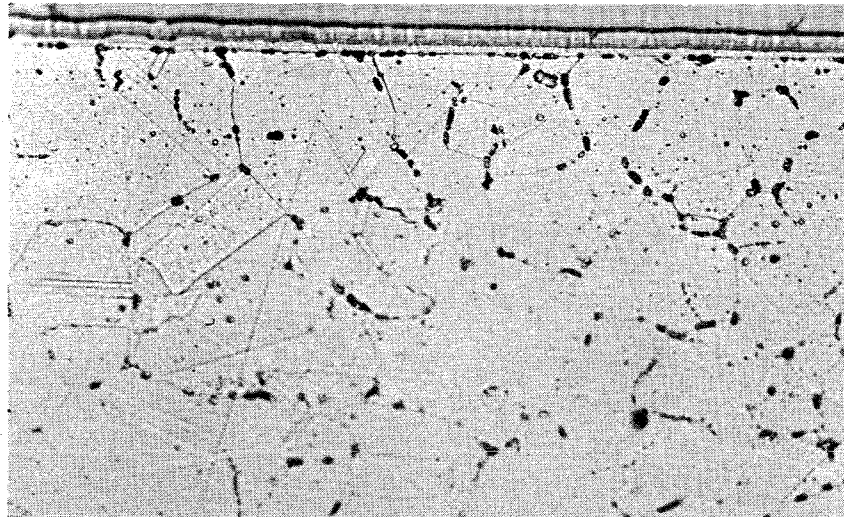
B



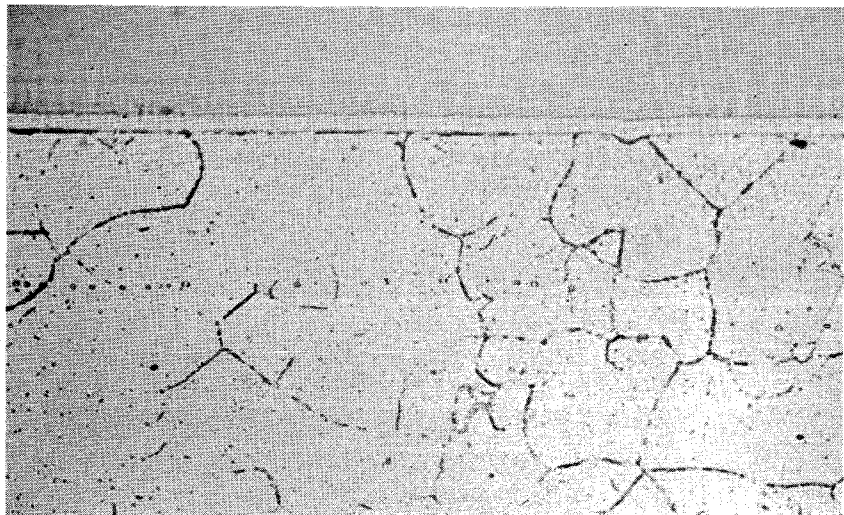
C

Bild 1: Oberflächen der Stähle Werkstoff-Nr. 4961 (A), 4981 (B) und 4988 (C) nach 2500 h Einwirkungsdauer des Natrium von 600°C in etwa 1500-facher Vergrößerung.

A Stahl
Werkst.-Nr. 4961



B Stahl
Werkst.-Nr. 4981



C Stahl
Werkst.-Nr. 4988

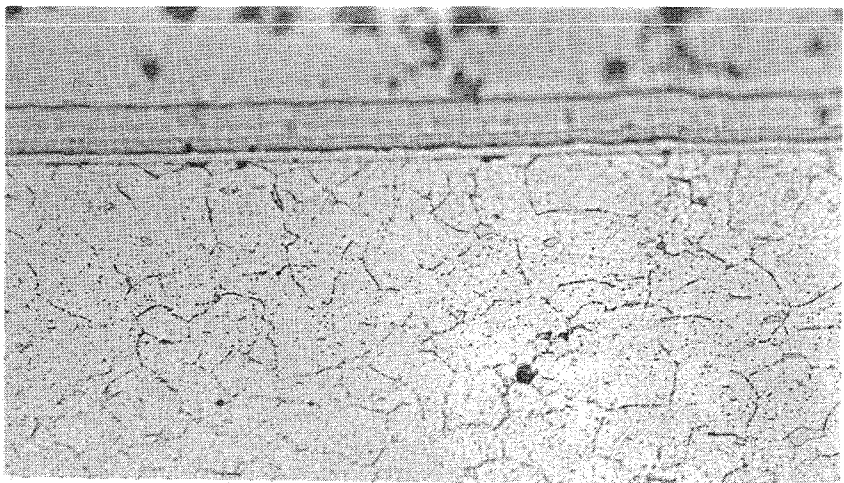
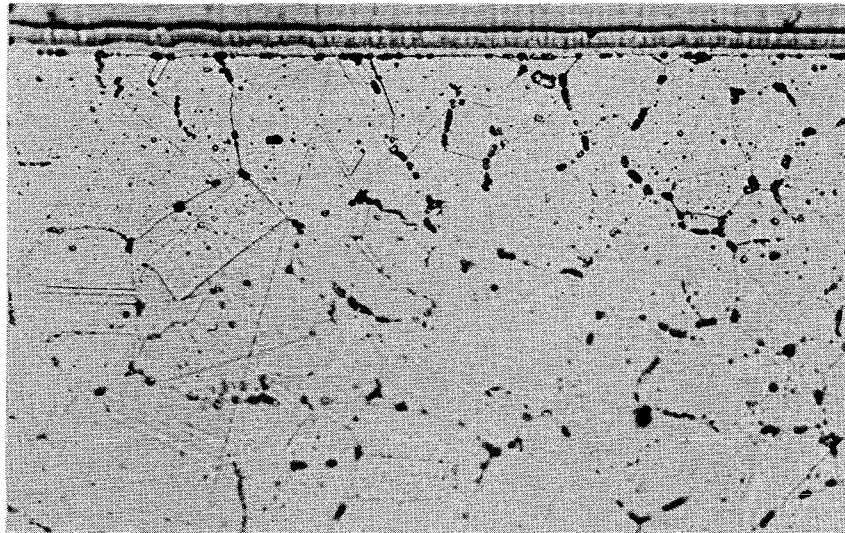


Bild 2: Schliffbilder der bei 550°C im Natriumkreislauf die volle Versuchsdauer exponierten Proben nach der Oberflächenplattierung mit Nickel, 500-fach, geätzt.

A 550°C



B 600°C

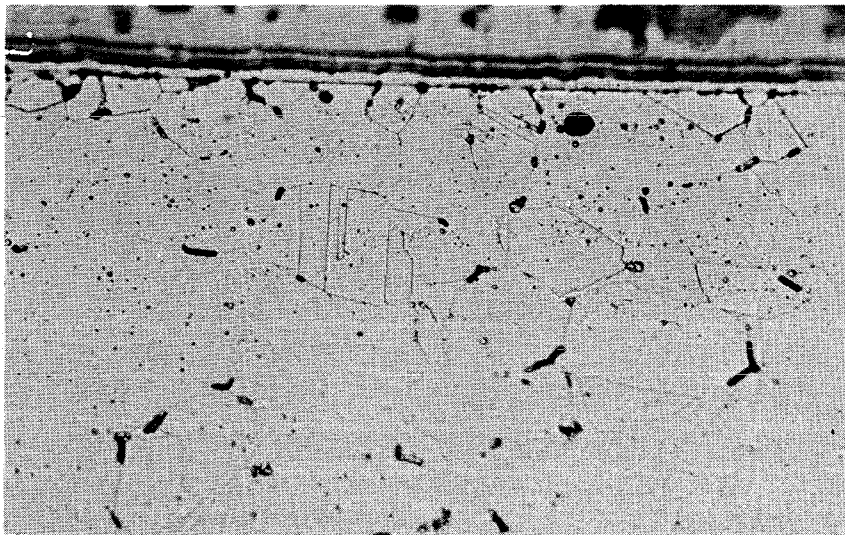
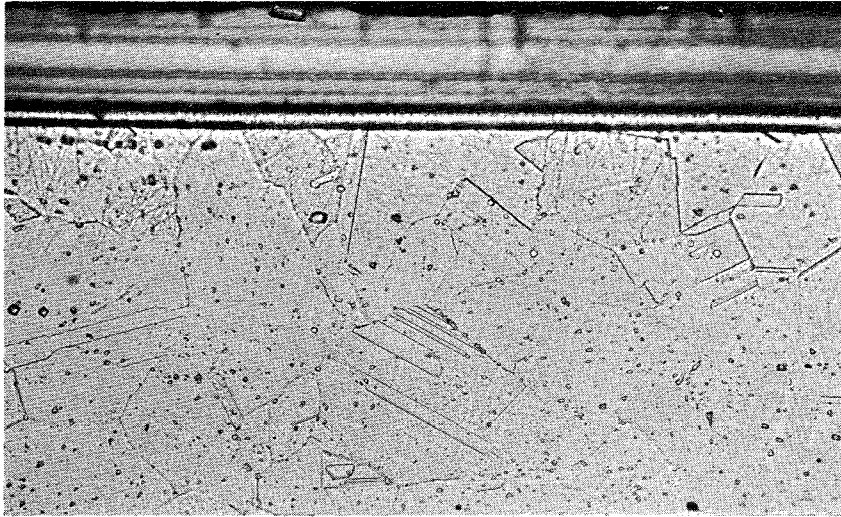
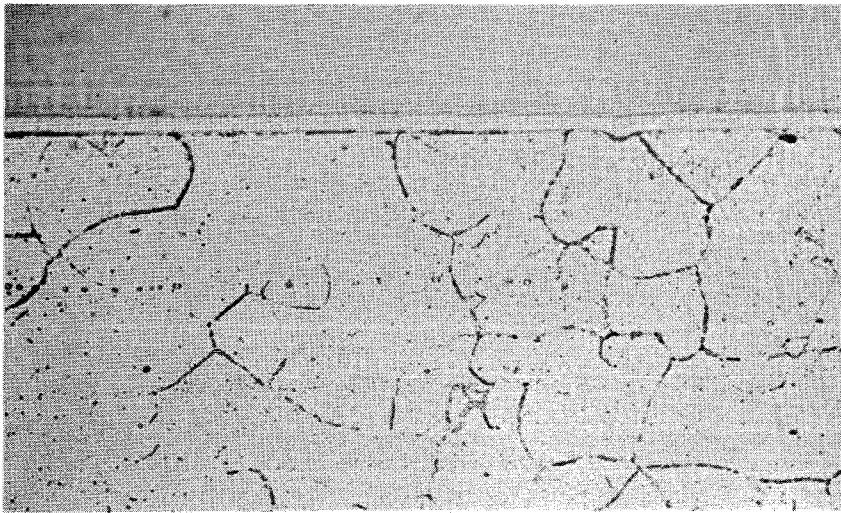


Bild 3: Schliffbilder der Proben aus dem Stahl Werkst.-Nr. 4961 nach der Exposition im Natriumkreislauf über 4500 Stunden. Die Proben sind oberflächlich mit Nickel plattiert, die Vergrößerung ist etwa 500-fach.

A 500°C



B 550°C



C 600°C

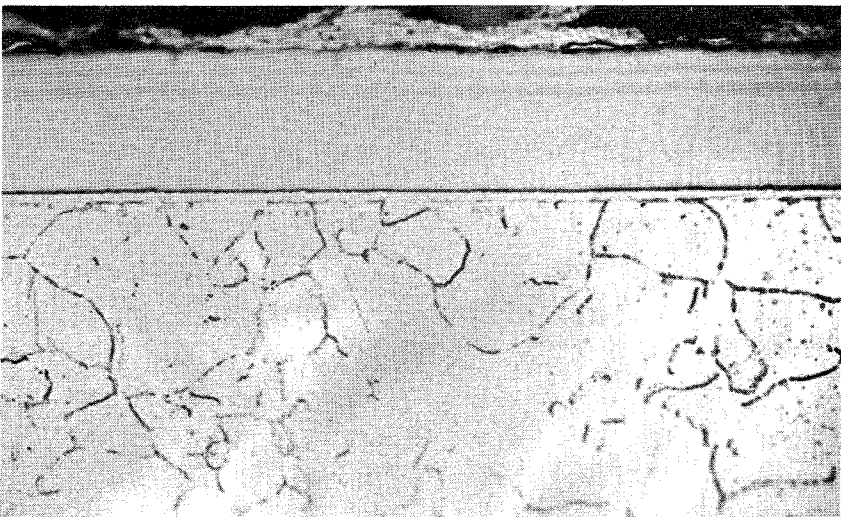


Bild 4: Schliffbilder der Proben aus dem Stahl Werkst.-Nr. 4981 nach der Exposition im Natriumkreislauf über 4500 Stunden. Die Proben sind oberflächlich mit Nickel plattiert, die Vergrößerung ist etwa 500-fach.

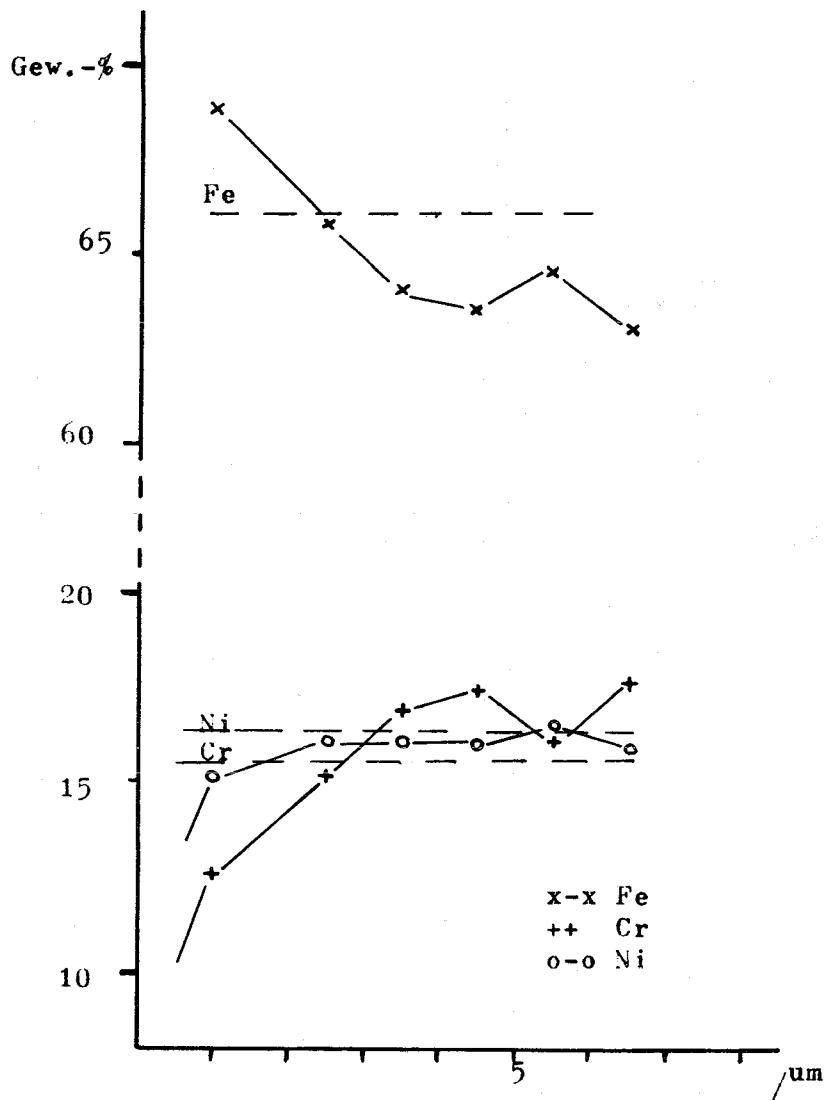


Bild 5: Chemisch-analytische Untersuchung von Massetransporteffekten einer Probe des Stahls Werkst.-Nr. 4988 nach einer Expositionszeit von 5500 h in Natrium von 550°C.

Die unterbrochenen Linien geben die auf dem gleichen Wege gewonnenen Analysenwerte einer unkorrodierten Probe wieder. Die Meßpunkte stellen jeweils die Mitte der bei dem entsprechenden Lösungsschritt gelösten Schicht dar.

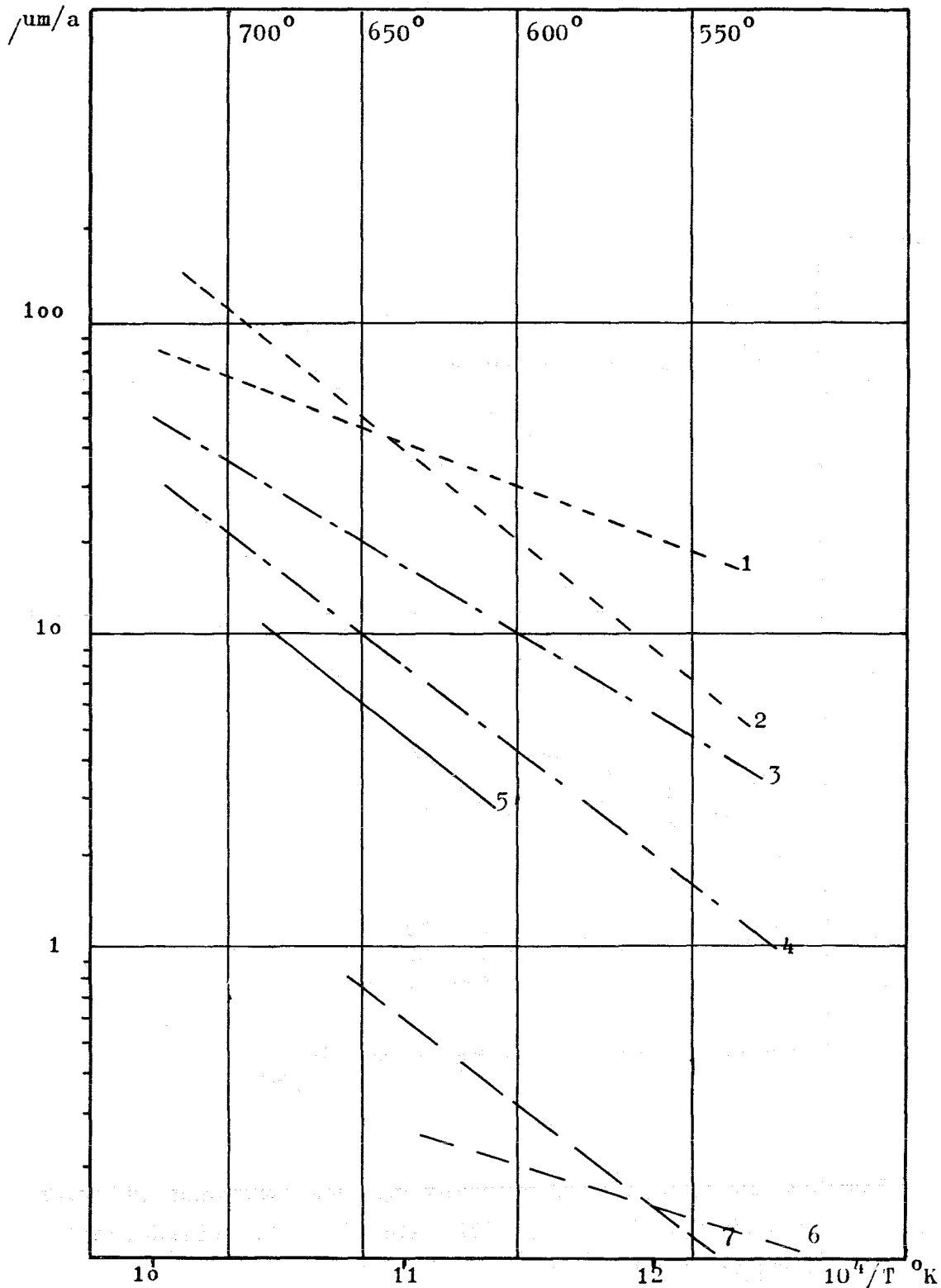


Bild 6: Korrosionsraten an austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur für verschiedene Oxidgehalte und Strömungsgeschwindigkeiten des Natriums

um 50 ppm Na_2O ,	6 - 10	m/sec
10 -15 "	6 - 10	"
um 5 ppm "	6 - 10	"
um 5 "	0,5	"
um 5 "	0,5	"

1 UKAEA (1)	2 GE (2)
3 UKAEA (1)	4 GE (2)
5 UKAEA (1)	
6 diese Arbeit	
7 berechnet aus Linie 5	
nach Angaben in (1)	