



KERNFORSCHUNGSANLAGE JÜLICH GmbH

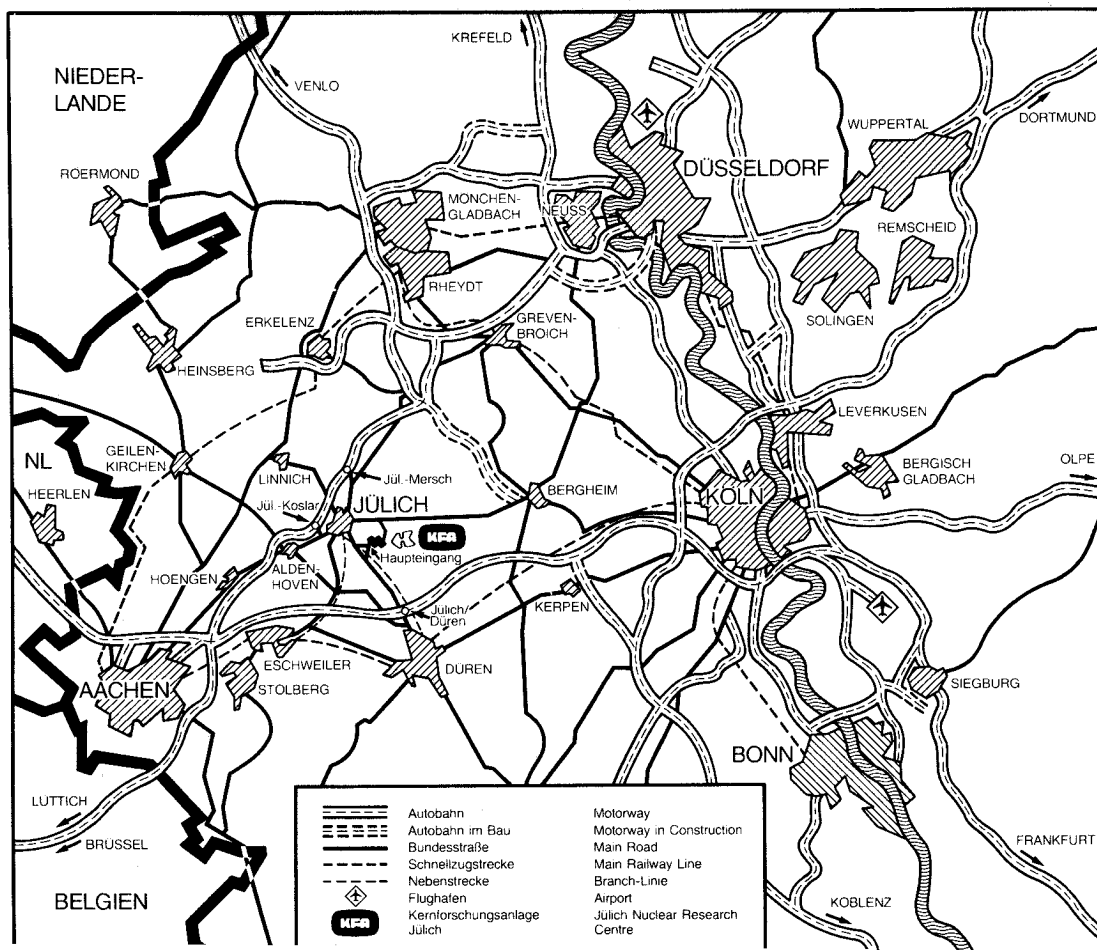
Institut für Reaktorwerkstoffe

**Verhalten von Kandidatenwerkstoffen
für Fusionsanwendungen
unter thermoschockartigen
Oberflächenbelastungen**

von

Hans-Harald Bolt
Tsutomu Kuroda
Akira Miyahara
Hubertus Nickel

Jül-2214
Juli 1988
ISSN 0366-0885



Als Manuskript gedruckt

Berichte der Kernforschungsanlage Jülich – Nr. 2214

Institut für Reaktorwerkstoffe Jül-2214

Zu beziehen durch: ZENTRALBIBLIOTHEK der Kernforschungsanlage Jülich GmbH

Postfach 1913 · D-5170 Jülich (Bundesrepublik Deutschland)

Telefon: 024 61/610 · Telex: 833556-0 kf d

Verhalten von Kandidatenwerkstoffen für Fusionsanwendungen unter thermoschockartigen Oberflächenbelastungen

von

H. Bolt*

T. Kuroda**

A. Miyahara**

H. Nickel

* D 82 (Diss. T. H. Aachen)

** Institute of Plasma Physics
Nagoya University
Nagoya 464 / Japan

Behaviour of Candidate Materials for
Fusion Applications under High Surface
Heat Loads

by

H. Bolt

T. Kuroda

A. Miyahara

H. Nickel

Abstract

High heat fluxes to in-vessel components of nuclear fusion devices during normal operation and abnormal operation conditions are one of the governing issues in the selection of a plasma facing material and the design of first wall components. Their failure under high heat loads during service can severely influence the further operability of the entire fusion device.

In order to determine the response of candidate materials to high heat fluxes an experimental program was carried out using the 10 MW Neutral Beam Injection Test Stand of the Institute for Plasma Physics of Nagoya University.

Metal samples, 13 different fine grain graphites, carbon - carbon composites, and pyrolytic carbon samples were subjected to heat loads between 16 and 117 MW/m² and pulse durations of 50 to 950 ms. Afterwards the resulting structural changes as well as threshold values for the occurrence of material damage were determined. The main damage observed on carbon materials was cracking in the case of graphites and pyrolytic carbon and erosion in the case of graphites and carbon - carbon composites. Processes leading to such damage were discussed and described in form of models.

Parallel to these laboratory experiments numerical analyses of the response of graphite materials to high heat fluxes were carried out. The results are in general agreement with the experimentally determined values.

In order to verify the results from experiments and numerical analyses, graphite test limiters were exposed to about 900 discharges in the JIPP T-IIU tokamak. These proof tests fully confirmed the results obtained.

Verhalten von Kandidatenwerkstoffen
für Fusionsanwendungen unter thermo-
chockartigen Oberflächenbelastungen

von

H. Bolt
T. Kuroda
A. Miyahara
H. Nickel

Kurzfassung

Thermoschockartige Oberflächenbelastungen, mit denen Komponenten der ersten Wand von Fusionsanlagen (Tokamaks) während des Betriebs beaufschlagt werden können, führen häufig zu schwerwiegenden strukturellen Änderungen und Schäden an den Werkstoffen dieser Komponenten. Zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens unter diesem Gesichtspunkt wurden Kandidatenwerkstoffe für Fusionsanwendungen thermoschockartigen Belastungen in Laborexperimenten unterzogen. Hierbei wurden die Oberflächen der Werkstoffproben gepulsten Wärmequellen durch den Wasserstoffstrahl des 10 MW Neutralteilcheninjektor-teststandes des Instituts für Plasmaphysik, Universität Nagoya, ausgesetzt. Metallproben, 13 unterschiedliche Feinkorngraphitprodukte, sowie kohlefaserverstärkte Kohlenstoffe und pyrolytische Kohlenstoffe wurden mit Wärmequellen von 16 bis 117 MW/m² und Pulsdauern von 50 bis 950 ms belastet. Die resultierenden Strukturänderungen und die Grenzwerte für das Auftreten von Schäden wurden ermittelt. Hauptschäden, die an Kohlenstoffwerkstoffen während der Belastungsexperimente auftraten, sind Rißbildung in Graphiten und pyrolytischen Kohlenstoffen sowie Erosion von Graphiten und kohlefaserverstärkten Kohlenstoffen. Prozesse und Ursachen, die zu diesen Schäden führen, werden diskutiert und durch Modelle erläutert. Parallel zu diesen Laborexperimenten wurden numerische Analysen der Werkstoffantwort von Graphiten auf Thermoschockbelastungen durchgeführt. Die hierbei ermittelten Werte zeigen näherungsweise Übereinstimmung mit den experimentell gewonnenen Daten. Zur Absicherung der Ergebnisse wurden Graphittestlimiter für die Dauer von etwa 900 Entladungen im JIPP T-IIU Tokamak eingesetzt. Die Resultate dieser Tests bestätigen die experimentellen Ergebnisse in vollem Umfang.

Inhaltsverzeichnis

	<u>Seite</u>
1. Einleitung	1
1.1 Ziel der Arbeit	4
1.2 Werkstoffkandidaten fuer Wandkomponenten, die in direktem Kontakt mit dem Plasma stehen	5
1.3 Tokamakdisruptionen und Disruptionsschaeden an Komponenten der ersten Wand	8
1.4 Literaturuebersicht	11
1.4.1 Experimentelle Untersuchungen des Thermoschock- verhaltens von Werkstoffkandidaten	11
1.4.2 Numerische Studien	16
2. Experimentelle Durchfuehrung	17
2.1 Werkstoffauswahl	17
2.2 Verwendung des 10 MW Neutralteilcheninjektortest- stands zur Durchfuehrung von Thermoschockver- suchen	19
2.3 Probenvorbereitung und Versuchsdurchfuehrung	22
3. Numerische Analyse der werkstoffseitigen Reaktion auf thermische Oberflaechenbelastung	24
3.1 Temperaturanstieg, Verdampfung und Waermespannungen	24
3.2 Waermeflussparameter F	29
3.3 Rechenprogramm zur Analyse thermischer Werkstoff- belastungen	30
4. Uebersichtsversuche an metallischen Werkstoffen	32

5.	Verhalten von Graphiten unter thermischer Oberflaechenbelastung	43
5.1	Versuchsergebnisse	43
5.1.1	Vergleich des Verhaltens verschiedener Graphite	43
5.1.2	Verhalten unter Spannungskonzentration	49
5.1.3	Thermische Zyklerversuche	53
5.2	Numerische Ergebnisse	55
5.3	Diskussion der an Graphiten gewonnenen Ergebnisse	64
5.3.1	Rissbildung	64
5.3.2	Erosion	72
5.4	Ueberpruefung der Ergebnisse durch Tokamakbetrieb mit Graphittestlimitern	79
6.	Verhalten von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen unter thermischer Oberflaechenbelastung	83
6.1	Versuchsergebnisse	84
6.2	Diskussion der an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen gewonnenen Ergebnisse	92
7.	Verhalten von Pyrokohlenstoffen und Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundsystemen unter thermischer Oberflaechenbelastung	96
8.	Bedeutung der gewonnenen Ergebnisse fuer Werkstoffauswahl und Auslegung von Komponenten der ersten Wand	100
9.	Zusammenfassung	106
	Verwendete Literatur	107

Anhang: Werkstoffdaten und Versuchsparameter	121
A1: Physikalische Eigenschaften der untersuchten metallischen Werkstoffe	122
A2: Hersteller der in dieser Arbeit untersuchten Kohlenstoffwerkstoffe	123
A3: Mechanische und physikalische Eigenschaften der untersuchten Graphite	125
A4: Werkstoffdaten fuer Graphite, die in numerischen Analysen verwendet wurden	126
A5: Mechanische und physikalische Eigenschaften des pyrolytischen Kohlenstoffs Pfizer Pyroid	128
A6: Parameter der Versuche an metallischen Werkstoffen	129
A7: Parameter der Versuche an Graphiten	130
A8: Parameter der Versuche an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen	132
A9: Parameter der Versuche an pyrolytischen Kohlenstoffen und einem geloeteten Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundsystem	134

1. Einleitung und Problemstellung

Die vorliegende Untersuchung befasst sich mit dem Thermoschockverhalten von Werkstoffkandidaten fuer den Einsatz in magnetischen Kernfusionsanlagen (Tokamaks) /1/. In diesem Anlagenkonzept wird ein Wasserstoffplasma, das zukuenftig aus einem Deuterium - Tritiumgemisch bestehen wird, durch starke magnetische Felder eingeschlossen. Die Magnetfelder sind derart ausgebildet, dass das Plasma die Form eines toroidal in sich geschlossenen Schlauchs annimmt /1,2/. Die Plasmatemperaturen im Zentrum dieser Konfiguration liegen zwischen 1 und 15 keV ($1 \text{ keV} = 10^7 \text{ K}$). Vom Zentrum aus nimmt die Plasmatemperatur rasch ab /4/ und erreicht in der Plasmarandschicht Werte von einigen 10 bis zu etwa 200 eV. Zur weiteren Umgebung hin wird das Plasma durch eine technische Struktur, die sogenannte "erste Wand", begrenzt. Diese erste Wand ist eine komplex strukturierte Ansammlung von Komponenten, deren aeusserste, dem Plasma zugewandten Werkstoffschichten thermischen Belastungen durch eintreffende Plasmateilchen und elektromagnetische Strahlung unterworfen werden /5-8/. Entsprechend ihrer technischen Funktion werden Komponenten der ersten Wand in Limiter und Divertoren, die die Plasmarandschicht begrenzen und formen, Schutzplatten und Liner (soweit vorhanden) und Gefaesswand unterteilt /9,10/. Durch die technische Funktion einer Komponente wird ihre relative Position zum Plasma bestimmt, woraus sich die an ihrer Oberflaeche herrschenden thermischen Belastungen ableiten lassen. Die jeweiligen Oberflaechenbelastungen waehrend des Normalbetriebs von Komponenten koennen sich um Groessenordnungen voneinander unterscheiden. So wird z.B. die thermische Belastung der Anstroemkante eines Pumplimiterkopfs im Tore Supra Tokamak bei 30 bis 40 MW/m^2 fuer eine Pulsdauer von 30 s liegen /11/. Andererseits wird die Wand in der Naehe des Vakuumgefaesses einer Anlage der naechsten Generation wie NET (Next European Torus) oder ITER (International Thermonuclear Experimental Reactor) voraussichtlich nur mit etwa 0.1 MW/m^2 beaufschlagt werden /12/. Abbildung 1 zeigt die Struktur der ersten Wand eines Tokamaks am Beispiel der TEXTOR-Anlage (Torus Experiment for Technology Oriented Research), die sich in der KFA Juelich befindet.

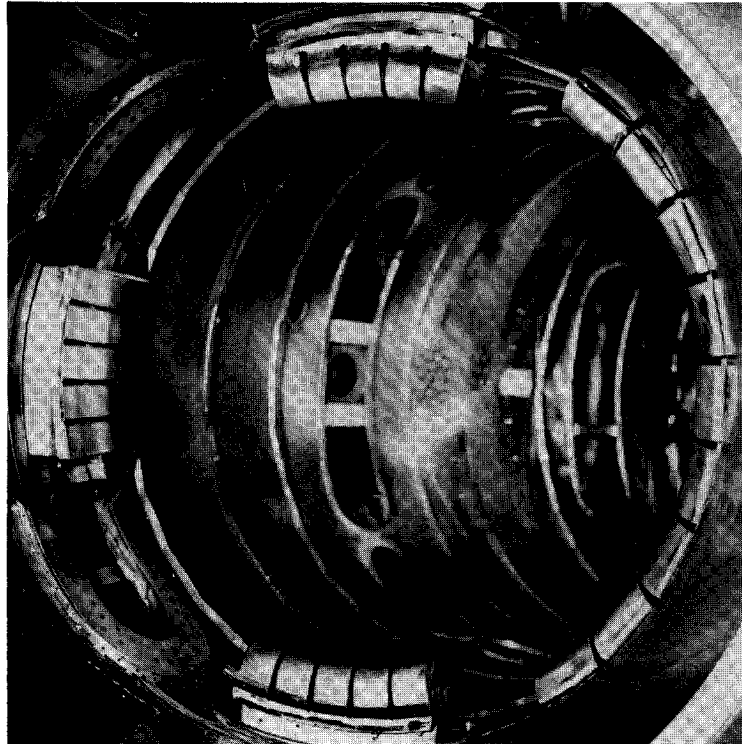


Abb. 1: Blick in das Gefaess des TEXTOR-Tokamaks. Neben dem Liner sind die Hauptlimiter sichtbar.

Verglichen mit diesen thermischen Belastungen unter normalen Betriebsbedingungen, werfen kurzfristige thermische Belastungen unter Stoerfallbedingungen, d.h. Disruptionen und Runaway-Elektronenereignisse noch gravierendere Werkstoffprobleme auf. Im Fall einer Disruption wird ein grosser Teil des Energieinhalts des Plasmas, der einige 10 MJ betragen kann, auf relativ kleinen Oberflaechen der ersten Wand in Zeitraeumen von Millisekunden deponiert. Aufgrund dieses Prozesses kommt es zu einem ploetzlichen Anstieg der Oberflaechentemperatur einer Komponente, deren Werkstoff daraufhin durch strukturelle Veraenderungen Schaeden erleiden kann, die zum Versagen der gesamten Komponente fuehren koennen (Abb. 2). Gebuendelt auftreffende Fluesse von hochbeschleunigten Plasmaelektronen (Runaway-Elektronen) koennen ebenso hohe thermische Belastungen der Komponenten der ersten Wand verursachen. Aufgrund ihrer hohen Energie im Bereich von mehreren 10 MeV geschieht die Deposition der Elektronenenergie jedoch hauptsaechlich in tiefergelegenen Werkstoffschichten. Da sich die

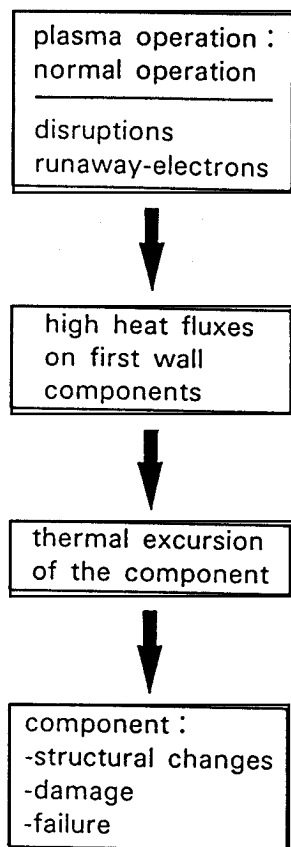


Abb. 2: Thermische Werkstoffbelastungen durch das Plasma in Tokamaks

vorliegende Arbeit mit der Reaktion von Werkstoffen auf hohe thermische Oberflaechenbelastungen befasst, wird die Werkstoffantwort auf Runaway-Elektroneneinfall an anderem Ort behandelt /13-16/. Abbildung 3 zeigt die moeglichen Schaeden an einer Komponente der ersten Wand, wie sie unter Stoerfallbedingungen des Plasmabetriebs entstehen koennen, in schematischer Form.

Da die Betriebsfaehigkeit einer gesamten Anlage durch das Versagen einer Komponente der ersten Wand beeintraehtigt werden kann, werden Werkstoffe benoetigt, die unter Disruptionsbelastungen eine moeglichst hohe strukturelle Stabilitaet aufweisen. Fuer die Auswahl solcher Werkstoffe sind daher umfangreiche Untersuchungen des Verhaltens unter thermoschockartigen Belastungen notwendig. Arbeiten mit dieser Zielsetzung werden im Rahmen des Projekts

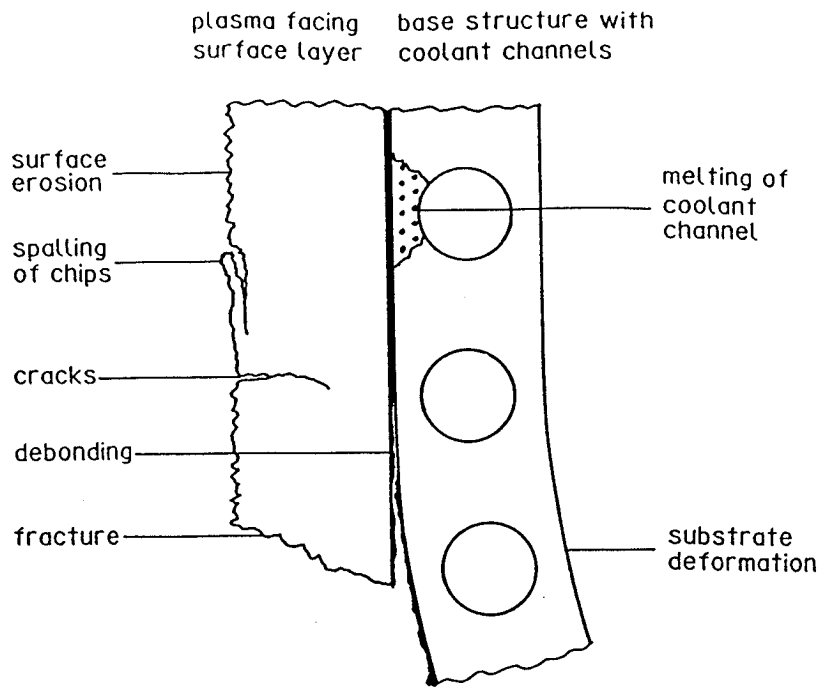


Abb. 3: Mögliche Schäden, die durch thermoschockartige Wärme-
flüsse an Komponenten der ersten Wand hervorgerufen
werden können

Kernfusion der Kernforschungsanlage Juelich in Zusammenarbeit mit japanischen und amerikanischen Forschungseinrichtungen durchgeführt. Neben Laborexperimenten, in denen Werkstoffe thermoschockartigen Belastungen unterzogen werden, umfassen diese Arbeiten die Charakterisierung von belasteten und unbelasteten Werkstoffen. Werkstoffe, die sich in diesen Untersuchungen bewährt haben, werden nach Möglichkeit teilweise in Tokamaks (TEXTOR, KFA Juelich oder JIPP T-IIU, IPP Nagoya) eingesetzt.

1.1 Ziel der Arbeit

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird das Verhalten von Kandidatenwerkstoffen unter thermoschockartigen Oberflächenbelastungen behandelt. Nach einer einleitenden Untersuchung des Verhaltens metallischer Werkstoffe liegt der Schwerpunkt auf der Untersuchung von Kohlenstoffwerkstoffen. Hierbei werden hauptsächlich graphitische Werkstoffe behandelt, da Graphitkomponenten momentan in den meisten Tokamakanlagen im Einsatz sind, wie z.B. in JET

/17/, TFTR /18/, JT-60 /19/ und T-10 /20,21/, und Graphit ebenso als Hauptkandidat fuer das CIT-Projekt (Compact Ignition Tokamak) /22/ sowie fuer Anlagen der naechsten Generation, z. B. NET, ITER /23,24/ betrachtet wird. Darueber hinaus werden die Ergebnisse eingehender Untersuchungen an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen dargestellt. Werkstoffe dieser Gruppe werden aufgrund ihrer - im Vergleich zu Graphiten - besseren Thermoschockstabilitaet fuer den Tokamakeinsatz erwogen. Abschliessend werden pyrolytische Kohlenstoffe betrachtet, deren hohe Waermeleitfaehigkeit den Einsatz auch unter hohen stationaeren Waermebelastungen erlaubt.

Die Belastungsexperimente an diesen Werkstoffproben wurden am 10 MW Neutralteilcheninjektorteststand des Instituts fuer Plasma-physik der Universitaet Nagoya durchgefuehrt. Die hierbei gewonnenen Ergebnisse wurden durch den testweisen Tokamakbetrieb von Werkstoffen in JIPP T-IIU abgesichert. Begleitend zu den experimentellen Arbeiten wurden numerische Analysen der Werkstoffantwort von Kohlenstoffwerkstoffen unter Thermoschockbelastung durchgefuehrt. Abbildung 4 zeigt in schematischer Darstellung die Vorgehensweise, nach der die Werkstoffuntersuchungen in dieser Arbeit durchgefuehrt wurden.

1.2 Werkstoffkandidaten fuer Wandkomponenten, die in direktem Kontakt mit dem Plasma stehen

Die Anforderungen, die ein dem Plasma direkt zugewandter Werkstoff moeglichst umfassend zu erfuellen hat, lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Der Werkstoff sollte eine niedrige Kernladungszahl Z aufweisen, die zu geringen Strahlungsverlusten des Plasmas fuehrt /25-28/.
- Der Werkstoff sollte eine hohe strukturelle Stabilitaet gegen Thermoschocks sowie gegen die unter normalen Betriebsbedingungen auftretenden Waermeffluesse besitzen.
- Die Erosionsrate fuer physikalische und physikalisch-chemische Zerstaebung durch Wasserstoffionen und deren Isotope sowie Verunreinigungen sollte gering sein /29-33/.

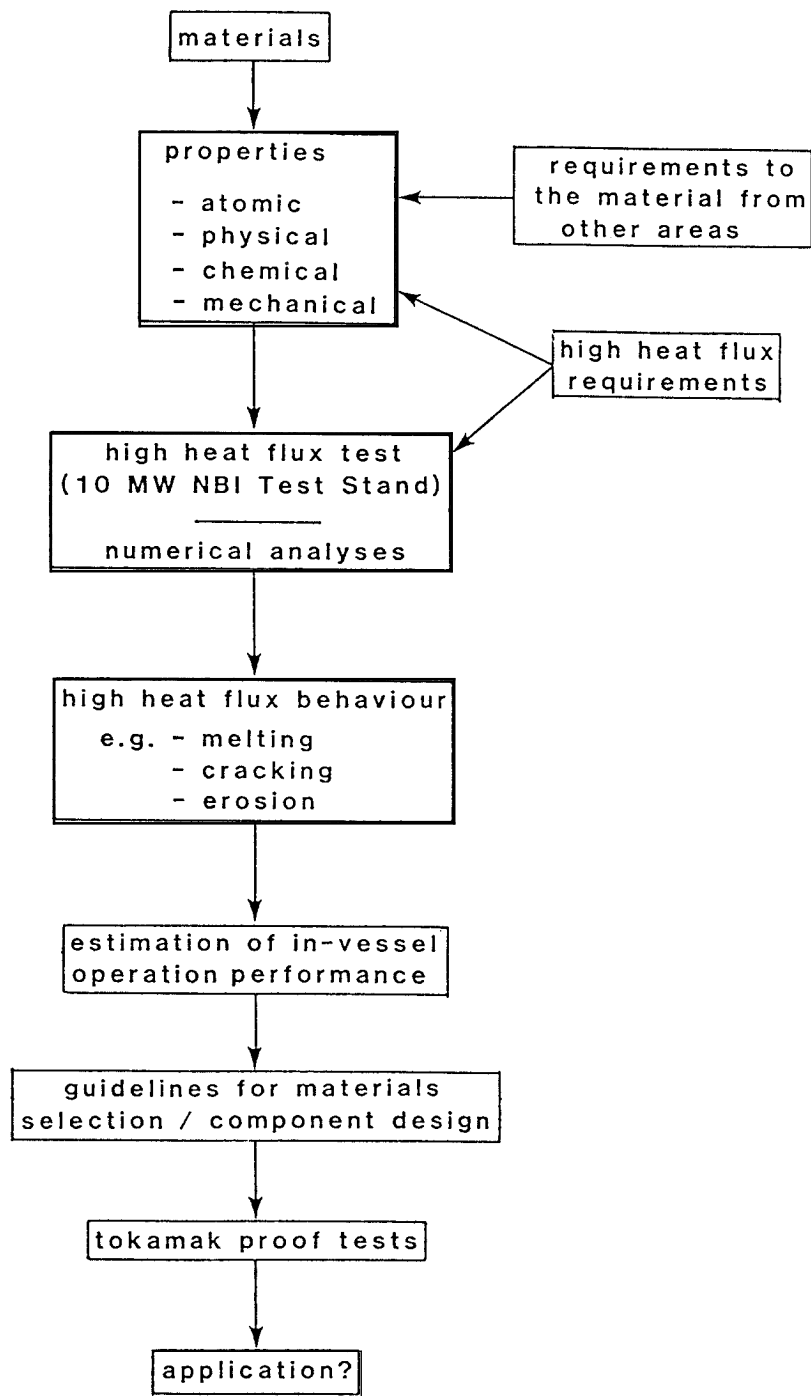


Abb. 4: Vorgehensweise bei den Werkstoffuntersuchungen im Rahmen der vorliegenden Arbeit

- Der Werkstoff sollte ein guenstiges Verhalten in Bezug auf Wasserstoff- bzw. Deuterium- und Tritiumaufnahme und ein guenstiges Recyclingverhalten aufweisen /34-37/.
- Eine geringe Aufnahmerate fuer atmosphaerische Gase und ihre rasche Abgabe nach der Komponenteninstallation im Vakuumgefass oder nach Gefaessbelueftung erleichtert die Betriebsauf-

nahme /38/. Darueber hinaus muss der Werkstoff auch unter erhoekten Betriebstemperaturen hochvakuumtauglich sein, d.h. er sollte z.B. einen niedrigen Dampfdruck aufweisen.

- Fuer eine Anwendung in Anlagen der naechsten Generation muss der Werkstoff ueber eine hinreichende strukturelle Widerstandsfahigkeit gegen hohe Fluenzen von 14 MeV Neutronen verfuegen. Zusaetzlich ist eine geringe Aktivierung des Werkstoffs unter diesen Bedingungen wuensenswert /39,40/.
- Hohe mechanische Festigkeit, einfache Verarbeitbarkeit und vertretbare Kosten sind weitere Gesichtspunkte, die beruecksichtigt werden muessen.

Metallische Werkstoffe, die momentan in Tokamaks Anwendung finden oder deren Anwendung in Betracht gezogen wird, sind in erster Linie Edelstaehle, Nickelbasislegierungen, Aluminium, Kupfer, Molybdaen, Tantal, Wolfram und deren Legierungen. Die Vakuumgefuesse sind meist aus Edelstaehlen oder Nickelbasislegierungen gefertigt. Ebenso koennen Liner, die in das Vakuumgefuesse eingefuegt werden, wie z. B. im TEXTOR-Tokamak, aus diesen Werkstoffen bestehen. Die meisten frueheren Tokamakexperimente wurden mit Limitern aus Metallen, insbesondere aus Edelstahl /41-43/, betrieben. Die in diesen Experimenten erzeugten Plasmen wiesen jedoch betraechtliche Verunreinigungen, d.h. hohe effektive Kernladungszahlen Z_{eff} auf. Durch in-situ Deposition duenner Kohlenstofffilme, die fuer TEXTOR entwickelt wurde, konnten bedeutende Verringerungen der Plasmaverunreinigungen erzielt werden /44,45/. Ein weiterer metallischer Werkstoff, Aluminium, findet Beachtung fuer Tokamakkonzepte, die zuendnahe D-T-Plasmen bei kurzen Puls-laengen vorsehen. Hierbei ist die geringe Aktivierung von Aluminium unter Neutronenbestrahlung von Bedeutung /46-51/. Refraktmetalle wurden teilweise aufgrund ihrer hohen thermischen Belastbarkeit als Limiterwerkstoffe eingesetzt /52,53/ und werden weiterhin fuer Anwendungen als Kollektorplattenwerkstoffe fuer Divertoren in Betracht gezogen /12,54-63/.

Erste versuchsweise Anwendungen von Graphiten als Limiterwerkstoffe /64-66/ brachten bemerkenswerte Reduktionen der Plasma-

verunreinigungen mit sich, so dass momentan die weitaus meisten Tokamakanlagen mit Komponenten aus Feinkorngraphiten betrieben werden /17-20,67-73/. Graphitkomponenten erfuellen im Plasmabetrieb die vorstehend aufgefuehrten Werkstoffanforderungen in einem Ausmass, dass auch fuer geplante Fusionsanlagen Werkstoffe dieser Gruppe in erster Linie in Betracht gezogen werden.

Verglichen mit Graphiten bieten kohlefaserverstaerkte Kohlenstoffe zusaetzliche Vorteile wie hoehere Thermoschockstabilitaet und bessere mechanische Festigkeit /74/, wodurch sie zum Gegenstand verstaerkten Interesses fuer Fusionsanwendungen wurden /23,75/. Zum momentanen Zeitpunkt befinden sich diese Werkstoffe jedoch nur in sehr begrenzten Umfang in Anwendung.

Pyrolytischer Kohlenstoff zeigt aufgrund seiner extrem hohen Waermeleitfaehigkeit gute Bestaendigkeit auch unter hohen stationaeren Waermelasten und ist daher ein Werkstoffkandidat fuer Sonderanwendungen in Fusionsanlagen /11/. Seine geringe Widerstandsfaehigkeit gegen Neutronenbestrahlung bildet jedoch ein Hindernis gegen Anwendungen in Anlagen der naechsten Generation.

Keramische Werkstoffe wie AlN, SiC oder Si_3N_4 sind graphitischen Werkstoffen hinsichtlich ihres Erosionsverhaltens, ihrer Wasserstoffaufnahme, ihres Ausgasverhaltens und ihrer Bestaendigkeit unter Neutronenbestrahlung ueberlegen /76,77/. Die Thermoschockstabilitaet der momentan erhaeltlichen Keramikqualitaeten ist jedoch so gering, dass sie zum gegenwaertigen Zeitpunkt fuer Anwendungen unter direktem Plasmakontakt nicht in Betracht gezogen werden /78-80/.

1.3 Tokamakdisruptionen und Disruptionsschaeden an Komponenten der ersten Wand

Disruptionen, die einen Stoerfall des Plasmabetriebs in Tokamakanlagen darstellen, koennen ernsthafte Schaeden an Komponenten der ersten Wand verursachen. Ein Verstaendnis der plasmaseitigen Prozesse waehrend einer Disruption ist notwendig, da die thermische Oberflaechenbelastung der ersten Wand aufgrund dieser Pro-

zesse erfolgt. Anhand der Literatur /81-84/ kann das Auftreten von Disruptionen durch die magnetohydrodynamische Theorie (MHD) wie folgt erklärt werden:

Disruptionen entstehen in Tokamaks, wenn sich das eingeschlossene Plasma am Rand der MHD-Stabilität befindet. In diesem Zustand kann jede weitere Störung während des Plasmabetriebs eine Disruption auslösen. Dies kann z. B. durch nicht-optimierte Brennstoffzufuhr, einen Anstieg des Verunreinigungspegels, zusätzliche Energieeintrags durch Neutralteilcheninjektion bzw. Radiofrequenzheizung oder eine Überschreitung des zulässigen Plasmaprucks durch einen Anstieg der Plasmadichte geschehen. In diesen Fällen wachsen magnetische Inseln im Plasma, bei deren Überlappung die magnetischen Feldlinien nicht mehr in sich geschlossen verlaufen. Hierdurch kann ein schneller Teilchen- und Energietransport entlang dieser Feldlinien in radialer Richtung zur Plasmaachse auftreten. Auf diese Weise expandiert das Plasma radial, was zu hohen Teilchenflüssen auf Komponenten der ersten Wand führt. Hierbei sind erst der Linie die Oberflächen der Komponenten betroffen, die am weitesten in die Plasmarandschicht hineinragen. Dieser Verlust der thermischen Energie des Plasmas vollzieht sich in sehr kurzer Zeit, d.h. zwischen 20 und 200 μ s in heutigen Anlagen /85,86/ sowie angenommenen 100 μ s in Anlagen der nächsten Generation /87/. Der dem Verlust der thermischen Energie folgende Abfall der gespeicherten magnetischen Energie erfolgt langsamer. Studien nennen Zeitdauern von weniger als 1 ms bis zu 40 ms /88,89/.

Im Verlauf einer Disruption werden Komponenten der ersten Wand, insbesondere solche, die am weitesten in die Plasmarandschicht hineinragen, hohen thermoschockartigen Wärmebelastungen ausgesetzt. Tabelle 1 führt die Wärmeflüsse; denen Komponenten der ersten Wand bei schweren Disruptionen unterworfen werden, für gegenwärtige und geplante Anlagen auf /55,58,59,83,85,87-94/.

Die hieraus resultierenden Disruptionsschäden an Komponenten der ersten Wand sind in /42,78,95-97/ für Edelmetalllimiter in TEXTOR, FT (Frascati Tokamak), PLT (Princeton Large Tokamak) und ISX-A (Impurities Study Experiment A) dokumentiert. Beobachtete

	peak heat flux fast phase (MW/m ²)	duration fast phase (ms)	peak heat flux slow phase (MW/m ²)	duration slow phase (ms)
present day devices	5000 /90/	0.02-0.2 /83,85,91/		1-40 /88,89/
CIT	5000	1	800	10
TFCX	6100	1	450	10
next genera- tion (NET)	10000?	0.1	75	20
INTOR			1) 268 2) 1070	20 5

CIT: Compact Ignition Tokamak (Study) /92/

TFCX: Tokamak Fusion Core Experiment (Study) /93/

NET: Next European Torus (Study) /55,87,94/

INTOR: International Tokamak Reactor (Study) /58,59/

Tabelle 1: Literaturangaben ueber die waehrend einer Disruption auftretenden Oberflaechenbelastungen fuer Komponenten der ersten Wand

Schaeden sind u.a. Verformungen, Aufschmelzungen, Spritzerbildung der Metallschmelze, Aufrauhungen der Oberflaeche in Gebieten wiedererstarrter Schmelze sowie die Aenderung der chemischen Zusammensetzung durch selektive Verdampfung von Legierungsbestandteilen. In JT-60 erlitten mehrere TiC-beschichtete Molybdaenschutzplatten Aufschmelzungen, die auf Disruptionen zurueckzufuehren sind /89,98/. Teilstuecke des TiC-beschichteten Graphitlimiters in Doublet III erlitten Rissbildung und Bruch durch Disruptionsbelastungen /99-101/. In TFTR versagte ebenso eine Anzahl von Graphitplatten aufgrund solcher Belastungen /102/. Keine Schaeden, die auf Disruptionen zurueckzufuehren sind, wurden bisher an Graphitkomponenten in JET ausgemacht /103/.

1.4 Literaturuebersicht

Die vorhandene Literatur ueber das Verhalten von Kandidatenwerkstoffen fuer Fusionsanwendungen unter thermoschockartigen Oberflaechenbelastungen ist im folgenden in experimentelle und numerische Studien aufgeliedert.

1.4.1 Experimentelle Untersuchungen des Thermoschockverhaltens von Werkstoffkandidaten

Experimentelle Arbeiten zum Verhalten von Kandidatenwerkstoffen unter thermoschockartigen Waermebelastungen verwenden normalerweise Einrichtungen, mit denen Werkstoffoberflaechen durch einen Elektronenstrahl, Ionenstrahl oder Laserstrahl hoher Leistungsdichte belastet werden koennen. In Tabelle 2 sind die bedeutendsten Anlagen fuer solche Verwendungen aufgelistet /23,54,104,105/.

Der ueberwiegende Teil der Anlagen, an denen thermische Belastungstests durchgefuehrt wurden, sind Elektronenstrahlanlagen, deren hohe Verfuegbarkeit und einfache Maschinenbedienung von Vorteil sind. In solchen Anlagen wird ein kontinuierlicher Fluss von Elektronen auf Energien zwischen 5 und 150 keV beschleunigt, der dann als gebuendelter oder defokussierter Strahl auf die zu belastende Probenoberflaeche gelenkt wird /54,78-80,106-138/. Die in diesen Experimenten verwendeten Pulslaengen des Elektronenstrahls lagen zwischen 0.5 ms /120/ und einigen Sekunden /128,129/. Die Hauptnachteile der Elektronenstrahlexperimente liegen in der begrenzten verfuegbaren Strahlleistung, die bei den leistungsfaeigsten Anlagen etwa 120 kW betraegt, und einer unguenstigen Strahlgeometrie. Aufgrund der selbst bei Strahldefokussierung geringen Strahldurchmesser, die etwa 1 bis 2 cm betragen, ist die Verteilung der Strahlleistungsdichte bei Anlagen mit stationaer positioniertem Elektronenstrahl sehr inhomogen. Zur Aufbringung von Belastungen auf groessere Oberflaechen wird normalerweise ein leicht defokussierter Elektronenstrahl durch die

Location	IPP Nagoya Japan	JAERI Japan	KFA FRG	SNLA USA	KFA FRG	JRC-Ispra Italy	KHI Japan	MHI Japan	SNLA USA	Westinghouse USA	HEDL USA
Beam	$H^+ H^0$	$H^+ H^0$	$H^+ H^0$	$H^+ D^+$	e^-	e^-	e^-	e^-	e^-	e^-	e^-
Particle Energy	120keV	100keV	50keV	40keV	150keV	60keV	100keV	120keV	30keV	150keV	25keV
Power density	150MW/m ²	200MW/m ²	150MW/m ²	40MW/m ²	500MW/m ²	500MW/m ²	170MW/m ²	1000MW/m ²	1000MW/m ²	1000MW/m ²	
Pulse length	1s	10s	10s	30s	cont.	cont.	cont.	cont.	cont.	cont.	
Loaded area	600cm ²	600cm ²	150cm ²		25cm ²	0.2cm ²	16cm ²		100cm ²		
Total power	9MW	8MW	4MW	800kW	30kW	5kW	60kW	120kW	30kW	50kW	60kW
Thermal cycling	No	Yes	Yes	Yes	Yes	Yes	Yes	Yes	Yes	Yes	
Status	operational	operational	under preparation	checkout	operational	operational	operational	operational	operational	phased out	hot cell facility under construction

Tabelle 2: Teststaende fuer Thermoschocktests an Kandidatenwerk-
stoffen fuer Fusionsanwendungen und ihre technischen
Daten /23,54,104,105/

synchronisierte Ansteuerung von Ablenkspulen gerastert. Hierbei sind jedoch sehr hohe Rastergeschwindigkeiten notwendig, um transiente Ueberhitzungseffekte auf der Probenoberflaeche zu vermeiden. Die Anwendung von Lasern fuer thermische Belastungsexperimente /139-142/ ist problematisch aufgrund der begrenzten Leistungsfaeahigkeit dieser Anlagen und Unsicherheiten in den Betraegen der tatsaechlich im Werkstoff deponierten Strahlenergie.

Die Verwendung von Neutralteilcheninjektorteststaenden fuer Thermoschockexperimente an Werkstoffproben erlaubt die Belastung grosser Probenoberflaechen durch einen beschleunigten Wasserstoffstrahl. Der Vorteil dieser Anlagen liegt in den hohen verfügbaren Leistungen und in der hierdurch moeglichen breiten Verteilung der Leistungsdichte des Wasserstoffstrahls. Hierdurch koennen grosse Probenoberflaechen oder selbst ganze Komponenten der ersten Wand Thermoschockversuchen unterzogen werden. Die hohe Komplexitaet dieser Anlagen ist jedoch von Nachteil, insbesondere, da die Strahlkonditionierung zu Beginn eines Experiments viel Maschinenzeit erfordert. Bisherige Arbeiten unter Verwendung von Neutralteilcheninjektorteststaenden wurden hauptsaechlich an Metallen mit Strahlenergien und Leistungsdichten von 26 keV, 43 MW/m² /143/, 30 keV, 20 MW/m² /144-148/ und 120 keV, 100 MW/m² /149-152/ durchgefuehrt. Nach Werkstoffen aufgeschluesselt, koennen die Ergebnisse von Thermoschockexperimenten an saemtlichen vorstehend beschriebenen Anlagentypen wie folgt zusammengefasst werden:

Metalle:

Die weitaus meisten Untersuchungen an metallischen Werkstoffen wurden an unterschiedlichen Edelstahlqualitaeten und Nickelbasislegierungen durchgefuehrt. Detaillierte Studien des Verhaltens dieser Werkstoffe finden sich in /54,107,108,111,116-120,122-124,126/. Strukturelle Aenderungen an Edelstaehlen unterhalb der Aufschmelzgrenze sind Zwillingsbildung und Kornwachstum /111,113,120/. Pulslaengen und Leistungsdichten der Oberflaechenbelastungen, die die Aufschmelzgrenze charakterisieren, wurden in /54,79,80,111,116-118,120,122-124/ bestimmt. Die experimentell ermittelten Schwellwerte fuer den Aufschmelzbeginn weisen weitge-

hende Uebereinstimmung mit numerisch ermittelten Schwellwerten auf /54,111,116-118,123,124/. Oberhalb der Aufschmelzgrenze wurden Schmelzbadbildung, Metallverdampfung, die vorzugsweise Verdampfung von Legierungsbestandteilen mit hohem Partialdampfdruck und Rissbildung beobachtet. Untersuchungen, die diese Effekte quantitativ analysieren, sind /54,108,109,111,113,116-119,122-125/. Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass die tatsaechliche Aufschmelztiefe die numerisch ermittelten Werte ueberschreitet. Die gemessenen Gewichtsverluste wurden mit Rechnungen zur Werkstoffverdampfung unter Beruecksichtigung von Abschirmeffekten oder erhoelter thermischer Leitfaehigkeit bewegter Schmelzen verglichen. Durch die Beruecksichtigung dieser Effekte ergibt sich in den meisten Studien eine groessenordnungsmaessige Uebereinstimmung der experimentell und der numerisch ermittelten Ergebnisse zur Werkstoffverdampfung. Arbeiten, die metallographische Untersuchungen der bestrahlten Proben einschliessen, berichten das Auftreten von Warmrissen in der wiedererstarzten Schmelzlage /78,107,108,111,120-122/.

Weitere umfangreiche Arbeiten wurden an Refraktearmetallen durchgefuehrt, wobei hauptsaechlich Molybdaen untersucht wurde /79,80,104,107,111,112,115-118,123,144-146,149,150/. Detaillierte Vergleiche unterschiedlicher Refraktaermetalle hinsichtlich ihrer Aufschmelzgrenze, des Verdampfungsverhaltens und der Rissbildung finden sich in /111,112,115,118/. Verglichen mit Edelstaehlen, weisen diese Werkstoffe hohe Aufschmelzgrenzen und niedrige Dampfdrucke, die zu geringen Verdampfungsverlusten fuehren, auf.

Ein gravierender Nachteil dieser Werkstoffe liegt in ihrer Neigung zur Rissbildung unter Thermoschockbelastungen, insbesondere von Werkstoffen mit hoher Uebergangstemperatur von sproedem zu duktilem Verhalten. Eine Reihe von Untersuchungen wurde an TiC- und TiN-beschichteten Molybdaenproben durchgefuehrt, wobei das Versagen solcher Proben in erster Linie durch das Verhalten des Substratwerkstoffs und nicht durch die Beschichtung bestimmt wurde /104,127-129,144-146/.

Kohlenstoffwerkstoffe:

Eine Reihe von Untersuchungen zum Verhalten von Graphiten unter Thermoschockbelastungen wurde bereits durchgefuehrt /79,104,118,123,128,130-138,152/. Ein Teil dieser Arbeiten beinhaltet Untersuchungen an carbidbeschichteten Graphiten /79,128,137,138/. Studien, die eine grosse Anzahl unterschiedlicher Graphite und anderer Kohlenstoffwerkstoffe miteinander hinsichtlich ihres Rissbildungs- und Erosionsverhaltens vergleichen, finden sich in /131-133/. Einen Ueberblick ueber den Stand der Arbeiten an Graphiten bietet /23/. Generell wurden folgende Erkenntnisse gewonnen:

Das Erosionsverhalten unterschiedlicher Graphite weicht hinsichtlich ihres Gewichtsverlusts in etwa um einen Faktor 5 voneinander ab. Deutlich messbare Erosion tritt entlang folgender Linie auf: 11 MW/m², 20 s /104/; 22 MW/m², 5 s /104/; 50 MW/m², 1 s /133/; 100 MW/m², 0.1 s /133/; 600 MW/m², 0.02 s /123/. Oberhalb dieser Werte nehmen die Gewichtsverluste drastisch zu, wobei neben der Verdampfung von Werkstoff die Emission von Kohlenstoffpartikeln zur Gesamterosion beitraegt.

Die an Graphiten beobachtete Rissbildung wies in diesen Arbeiten eine starke Abhaengigkeit von der jeweils untersuchten Graphitsorte und von der Probengeometrie auf. Bisher wurde keine systematische Anstrengung zur Erklaerung des Rissbildungsverhaltens von Graphiten unter thermoschockartigen Oberflaechenbelastungen, die den Werkstoffeinfluss auf die Risseinleitung und den Rissfortschritt untersucht, unternommen.

Momentan sind nur wenige experimentelle Arbeiten zum Verhalten von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen unter thermischer Belastung veroeffentlicht /131,132,142,153/. Saemtliche untersuchten Werkstoffe zeichneten sich durch einen ausserordentlich hohen Widerstand gegen Rissbildung und Bruch aus, der die Thermoschockbelastbarkeit von Graphiten bei weitem uebertrifft.

Einige Untersuchungen unter Verwendung von Elektronenstrahlanlagen schliessen pyrolytische Kohlenstoffe ein /79,104,128,131,

132/. Saemtliche Ergebnisse weisen auf die aussergewoehnlich geringe Erosion dieser Werkstoffe unter Oberflaechenbelastung hin, die eine Folge ihrer hohen Waermeleitfaehigkeit ist.

1.4.2 Numerische Studien

Da aeltere Konzepte fuer Tokamakanlagen meist die Verwendung von ungeschuetzten Edelstahlkomponenten mit direktem Plasmakontakt vorsahen, behandeln die meisten numerischen Untersuchungen diese Werkstoffgruppe unter den Gesichtspunkten von Aufschmelzung und/oder Verdampfung /154-169/. Untersuchungen der Reaktion von Molybdaen auf thermische Belastungen finden sich in /154,156, 158,159,161/. Einige Arbeiten schliessen Graphite ein /154,160, 161,167/.

Das Aufschmelzverhalten von Metallen hinsichtlich der Schwellwerte von Dauer und Energiedichte der thermischen Belastung sowie der Aufschmelztiefe wird in /154-163/ behandelt. Mit Ausnahme von /156/ wird in diesen Studien eine moegliche Bewegung der Schmelze oder ihr teilweiser Verlust durch die Einwirkung elektromagnetischer Kraefte waehrend einer Disruption nicht eingeschlossen.

Der Hauptgewicht wird in den meisten Untersuchungen auf zwei Aspekte der Werkstoffverdampfung gelegt:

- Die Verringerung der Wandstaerke von Komponenten durch Verdampfung unter thermischer Belastung wird in /154,157-163/ analysiert.
- Durch die Gaswolke verdampften Materials, die sich ueber der belasteten Werkstoffoberflaechе bildet, koennen Abschirmeffekte auftreten /168/. Hierbei geben die eintreffenden energetischen Partikel (Neutralteilchen, Ionen, Elektronen) bereits bei dem Durchtritt durch diese Gaswolke einen grossen Teil ihrer Energie aufgrund von Kollisionen mit Partikeln der Gaswolke ab, so dass nur ein Teil der Gesamtenergie die Werkstoffoberflaechе tatsaechlich belastet. Modelle, die diesen Effekt beruecksichtigen, wurden in /154,159-161,164-168/ zur Analyse der werk-

stoffseitigen Reaktion herangezogen. Fuer die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgefuehrten Analysen wurde ein leicht modifiziertes Rechenprogramm verwendet, das in /161/ beschrieben ist. Ein Vergleich der unterschiedlichen Analysemodelle zur Werkstoffverdampfung ergibt jedoch, dass sich die errechnete Menge des verdampften Werkstoffs je nach Modell um Groessenordnungen unterscheiden kann /164/.

2. Experimentelle Durchfuehrung

2.1 Werkstoffauswahl

Fuer einleitende Versuche wurden metallische Werkstoffe verwendet, deren Verhalten durch umfangreiche Untersuchungen weitgehend bekannt ist (s. Kap. 1.3.1). Hierdurch sollte ein Vergleich der Experimente dieser Arbeit mit bestehenden Ergebnissen ermoeeglicht werden. Darueber hinaus sollten Rueckschluesse auf moegliche Besonderheiten bei den vorliegenden Versuchen unter Verwendung eines Neutralteilcheninjektorteststands gezogen werden koennen. Metalle, die fuer diese Versuche verwendet wurden, sind Edelstahl 1.4311 (CRONIFER 1810) mit einer Zusammensetzung von 10% Ni, 18% Cr, 0.03% C, 1% Si, 2% Mn, 0.2 % N, Rest Fe und SUS 304 mit einer Zusammensetzung von 10% Ni, 18% Cr, 0.08% C, 1% Si, 2% Mn, Rest Fe /170,171/. Ferner wurden Aluminium, Kupfer und Molybdaen untersucht.

Die Untersuchung graphitischer Werkstoffe bildet einen Schwerpunkt dieser Arbeit. Hierzu wurde das Verhalten von 13 unterschiedlichen Feinkorngraphiten unter hohen thermischen Oberflaechenbelastungen betrachtet. Es handelt sich um Graphitsorten, die entweder bereits in Tokamakanlagen verwendet werden (z. B. AXF-5Q in TFTR, CL 5890 PT und EK 98 in JET, EK 98 und IG 110 in TEXTOR, FP 219 in ASDEX und ETP-10 in JT-60), oder deren mechanische und thermophysikalische Eigenschaften sowie deren Mikrostruktur fuer zukuenftige Verwendungen interessant erscheint (ZXF-5Q, ISO 880, T6-P, MT 200 K, ATJ, CGW und YPD). Die ausgewaehlten Graphitsorten koennen wie folgt untergliedert werden:

- isotrope Graphite mit hoher Festigkeit:
AXF-5Q, ZXF-5Q, ISO 880, T6-P, MT 200 K
- isotrope Graphite:
CL 5890 PT, EK 98, FP 219, ETP-10, IG 110
- anisotrope Graphite
mit leichter Anisotropie: ATJ, CGW (impraegnierter ATJ)
mit ausgepraegter Anisotropie: YPD

Eine Liste der Hersteller dieser Produkte findet sich in Anhang A2. Die mechanischen und physikalischen Eigenschaften der ausgewählten Graphite sind in Anhang A3 und A4 aufgelistet.

Die Gruppe der kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffe wurde ebenfalls schwerpunktmaessig untersucht. Diese Werkstoffe koennen anhand der Richtungszahl (Direktionen) ihrer Gewebeverstaerkung unterschieden werden. 2-direktionale (2-d) Werkstoffe, die getestet wurden, sind CC 139 C, K-Karb 1200, CF 322, CX-20U, AMT und BMT. 4-d Werkstoffe sind FMI 3-3-3-3 und FMI 3-3-3-6. Die Hersteller dieser Produkte sind in Anhang A2 aufgelistet. Mit Ausnahme von BMT bestehen saemtliche Gewebeverstaerkungen dieser Werkstoffe aus verwobenen Faserstraengen von einigen hundert bis zu etwa 6000 einzelnen Fasern. BMT verfuegt ueber eine unregelmuessige Gewebeverstaerkung. Da Daten ueber die mechanischen und physikalischen Eigenschaften von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen praktisch unzugaeenglich sind, konnte keine Aufstellung in diese Arbeit aufgenommen werden.

Pyrolytische Kohlenstoffe wurden getestet, da diese Werkstoffgruppe fuer Anwendungen an hoechstbelasteten Komponenten erwogen wird. Werkstoffe dieser Gruppe zeichnen sich durch sehr hohe Waermeleitfaehigkeit aus, durch die sehr hohe thermische Oberflaechenbelastungen ermoeeglicht werden. Die physikalischen und mechanischen Eigenschaften des untersuchten Werkstoffs Pyroid sind in Anhang A5 aufgelistet /172/.

2.2 Verwendung des 10 MW Neutralteilcheninjektorteststandes zur Durchfuehrung von Thermoschockversuchen

Das grundlegende Prinzip in der Verwendung eines Neutralteilcheninjektorteststands fuer Thermoschockexperimente an Werkstoffen besteht darin, dass Probenoberflaechen einem Strahl aus beschleunigten Wasserstoffionen und -neutralteilchen ausgesetzt werden. Im Rahmen von plasmaphysikalischen Experimenten werden dem Plasma durch sog. "Neutralteilcheninjektion" hohe Fluesse energetischer Wasserstoffatome zugefuehrt, deren Energie zur Erhoehung der Plasmatemperatur beitraegt. Fuer die Entwicklung der Neutralteilcheninjektion zur Plasmaaufheizung werden Teststaende benoetigt, von denen einige ebenso fuer Belastungsexperimente an Werkstoffen zur Verfuegung stehen (s. Tabelle 2). Die im Rahmen dieser Arbeit beschriebenen Experimente wurden am 10 MW Neutralteilcheninjektorteststand des IPP Nagoya durchgefuehrt /173-175/.

Eine detaillierte Beschreibung des Teststandbetriebs und der Strahlkalibrierung ist an anderem Ort veroeffentlicht /176/. Fuer die Durchfuehrung von Thermoschockexperimenten an Kandidatenwerkstoffen und fuer Tests von Komponenten der ersten Wand von Fusionsanlagen wurde ein Umbau des Neutralteilcheninjektorteststands vorgenommen. Abbildung 5 zeigt eine schematische Darstellung des umgebauten Teststands. Auf der Oberseite der Anlage wurde ein Schleusensystem angebracht, das die Einbringung von Proben in das Vakuumgefaess des Teststandes erlaubt, ohne das Gefaess zu belueften (Abb. 6). Im Gefaess selbst werden die Proben unter einem Vakuum von etwa 10^{-4} Pa dem in der Ionenquelle erzeugten Wasserstoffstrahl ausgesetzt.

Die Ionenquelle der Anlage ist ausgelegt, einen H^+ -Strahl von 120 keV, 75 A und 1 s Pulsdauer auszusenden (s. Tabelle 3). Das Profil der Leistungsdichtenverteilung im Wasserstoffstrahl ist annaehernd gaussfoermig (Abb. 7) mit einem Elliptizitaetsfaktor von etwa 2, der von den jeweiligen experimentellen Bedingungen abhaengt. Waehrend der Werkstofftests sind die Ablenkspulen am Ausgang des Neutralisators ausgeschaltet, wodurch sowohl Wasserstoffionen als auch Neutralteilchen auf die etwa 5 m von der Ionenquelle entfernten Werkstoffproben treffen. Die Wiederho-

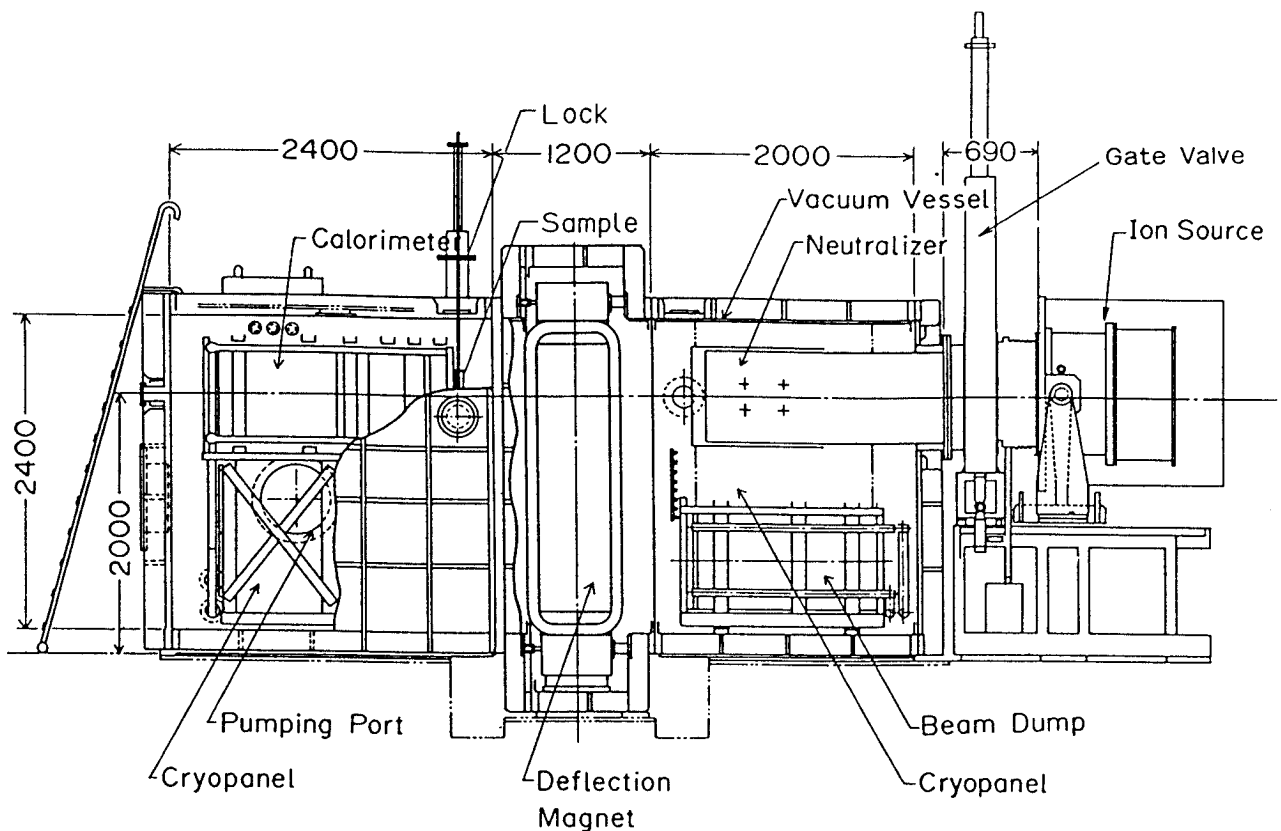


Abb. 5: Schematische Darstellung des 10 MW Neutralteilcheninjektor-teststands, der fuer Werkstofftests verwendet wurde. Werkstoffproben koennen ueber ein Schleusensystem, das auf der Oberseite des Teststands angebracht ist, in das Vakuumgefass eingebracht werden. Die Strahlachse des Teststands verlauft horizontal.

lungsrates der Strahlpulse betraegt, abhaengig von der Stromversorgungsart, etwa drei bis fuenf Minuten. Waehrend des Teststandbetriebs ohne Belastung von Proben wird der Strahl von einem Kalorimeter aufgefangen, wodurch Daten fuer die Strahlkalibrierung gewonnen werden.

Nachdem Strahlparameter, die den experimentellen Anforderungen genuegen, und die anhand der Kalorimeterwerte festgestellt wurden, erreicht sind, werden die Werkstoffproben in der Strahllinie positioniert. Der naechste Strahlpuls trifft somit auf die Probenoberflaeche und verursacht die thermische Belastung, mit Strahlparameterwerten, die den zuvor mit Hilfe des Kalorimeters ermittelten Werten bis auf eine Genauigkeit von 5% entsprechen.

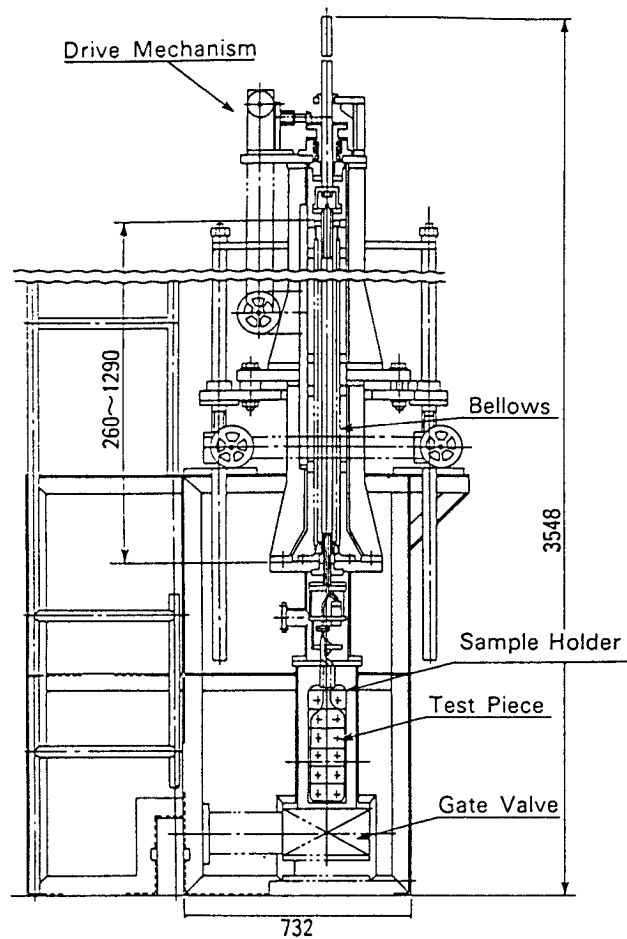


Abb. 6: Schleusensystem und Verfahrmehanismus, mit dessen Hilfe Proben in das Teststandgefaess eingebracht werden koennen

NBI - Test Stand

hydrogen beam:	120keV, 75A
beam divergence:	0.55 (horizontal axis) 1.2 (vertical axis)
electrode size:	150mm x 600mm
focal point:	9500mm
heat load on test pieces:	$\sim 150\text{MW/m}^2$
pulse length:	<1s
size of components to be tested:	<150mm x 400 mm

Tabelle 3: Technische Daten fuer Werkstoffexperimente am 10 MW Neutralteilcheninjektorteststand des IPP Nagoya

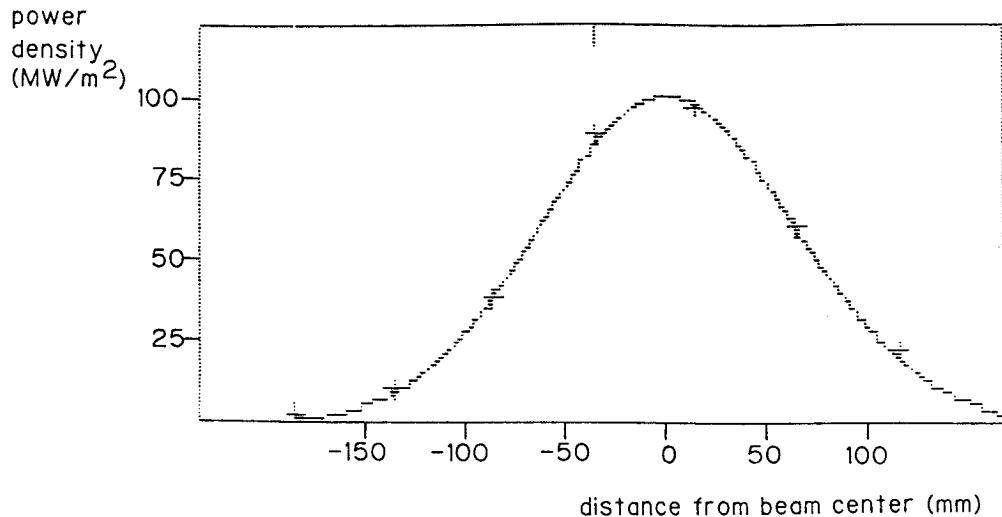


Abb. 7: Leistungsdichteverteilung des Wasserstoffstrahls in der Ebene der kleineren Achse des Strahlprofils

2.3 Probenvorbereitung und Versuchsdurchfuehrung

Einzelheiten der Probenvorbereitung fuer die Thermoschockexperimente sind in /176-178/ wiedergegeben. Die breite Leistungsdichtenverteilung des Wasserstoffstrahls in den Experimenten (Abb. 7) ermoeeglicht die Belastung grosser Probenoberflaechen von mehreren 10 cm^2 mit sehr homogenen Waermebelastungen, sofern sie im Strahlzentrum positioniert sind. Die in den Experimenten verwendeten Proben hatten Abmessungen von $50 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ Oberflaechen und 20 bzw. 30 mm Staerke fuer 1.4311 Edelstahl- und Graphitproben bzw. eine Oberflaechen von $30 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ mit einer Staerke von 10 mm fuer die uebrigen Metallproben. Eine Reihe von Graphitproben wurde mit einer kuenstlichen Fehlstelle in Form eines Bohrlochs von 6 mm Durchmesser in der zu belasteten Oberflaechen versehen. Ziel dieser Versuche war die Untersuchung des Einflusses von Spannungskonzentrationen auf das Rissbildungsverhalten unter thermischen Oberflaechenbelastungen. Fuer die Untersuchungen an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen wurden Proben mit Oberflaechen von etwa $30 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ verwendet, die Staerken von 6 bis 11 mm aufwiesen. Werkstoffe hoher Anisotropie (YPD-Graphit, 2-d kohlefaserverstaerkte Kohlenstoffe und pyrolytischer Kohlenstoff) wurden in zwei Richtungen zur Untersuchung von Anisotropieeffekten belastet.

Vor den Experimenten wurden die Proben im Ultraschallbad mit Aethanol gesäubert, bis keine Verschmutzung der Reinigungsflüssigkeit mehr auftrat. Kohlenstoffproben wurden anschliessend bei 300°C für 20 Stunden unter einem Vakuum von 10^{-5} Pa ausgeheizt. Nach dieser Behandlung wurden die Proben bis zum Belastungsversuch unter Vakuum aufbewahrt. Zur Untersuchung des Einflusses der Ausheiztemperatur auf den Erosionsprozess unter Thermoschockbelastung wurden einige kohlefaserverstärkte Kohlenstoffproben (CC 139 C und K-Karb 1200) bei 1400°C für drei Stunden ausgeheizt (s. Kap. 6.1).

Im Rahmen der Experimente wurden die meisten Proben einzelnen Thermoschockbelastungen ausgesetzt. Zusätzlich wurden einige Graphitproben und kohlefaserverstärkte Kohlenstoffproben Zyklen von zwei bis fünf Pulsen ausgesetzt (s. Anhang A7, A8). Zwei AXF-5Q Proben wurden mit 25 Pulsen zyklisch belastet, um den Einfluss von Mehrfachbelastungen auf das Rissverhalten festzustellen /178/.

Während sämtlicher Experimente wurde die gesamte Oberfläche der Probenfrontseite durch den auftreffenden Wasserstoffstrahl thermisch belastet. Bei Strahlpulsen auf Kohlenstoffproben unterbrach die Ionenquelle nach Pulsdauern von 69 bis 416 ms den Betrieb. Diese Abschaltungen geschahen aufgrund von Lichtbogenbildung in den Beschleunigungsgittern der Quelle, die durch die Verunreinigung dieser Gitter hervorgerufen wurde. Es wird angenommen, dass die Verunreinigungen entweder durch schwere Kohlenwasserstoffmoleküle verursacht wurden, wodurch die Durchschlagspannung der Gitter herabgesetzt wurde, oder durch mikroskopische Kohlenstoffpartikeln, die eine Deformation der elektrischen Felder verursachten. Nach einer solchen Abschaltung war die Rekonditionierung der Ionenquelle notwendig, um die Verunreinigungen auf den Gittern zu beseitigen. Dieser Prozess benötigte Maschinenzeiten zwischen 30 Minuten und 48 Stunden.

Nach den Versuchen wurde der Gewichtsverlust der belasteten Proben bestimmt und die Probenoberflaechen wurden rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen unterzogen. Keramographische Querschliffe gaben bei Graphitproben zusaetzlich Auskunft ueber den Rissverlauf im Werkstoffinneren.

3. Numerische Analyse der werkstoffseitigen Reaktion auf thermische Oberflaechenbelastung

3.1 Temperaturanstieg, Verdampfung und Waermespannungen

Der Temperaturanstieg in einem festen Werkstoff unter thermischer Belastung ergibt sich aus der Loesung der Differentialgleichung fuer Waermeleitungsprobleme /179-182/:

$$\frac{\delta}{\delta x} \left(k \frac{\delta T}{\delta x} \right) + \frac{\delta}{\delta y} \left(k \frac{\delta T}{\delta y} \right) + \frac{\delta}{\delta z} \left(k \frac{\delta T}{\delta z} \right) + \dot{q}(x,t) - \rho c \frac{\delta T}{\delta t} = 0 \quad (1)$$

T : Temperatur

k : Waermeleitfaehigkeit

q : Waermefluss

ρ : Werkstoffdichte

c : spezifische Waerme

t : Zeit

x,y,z: Raumkoordinaten

Unter Annahme eines halb-infiniten Festkoerpers mit eindimensionaler Geometrie sowie der Anfangstemperatur $T(x,t) = T(0,0)$ vereinfacht sich Gleichung (1) zu

$$\frac{\delta^2 T(x,t)}{\delta x^2} + \frac{\dot{q}(x,t)}{k} - \frac{\rho c}{k} \frac{\delta T(x,t)}{\delta t} = 0 \quad (2).$$

Der Waermefluss $F(x=0,t)$ an der Werkstoffoberflaeche teilt sich auf in /161/:

$$F(t) = -k \frac{\delta T}{\delta x} + \rho(T_v) \Delta H v(t) + \sigma [T_v^4 - T_o^4] \quad (3)$$

$F(t)$: Waermefluss an der Werkstoffoberflaeche

T_v : Oberflaechentemperatur

T_o : Umgebungstemperatur

ΔH : Verdampfungswaerme des Werkstoffs

$v(T_v(t))$: Geschwindigkeit der abdampfenden Werkstoffoberflaeche

σ : Stefan-Boltzmann Konstante

Hierbei ist die Geschwindigkeit v u.a. eine Funktion der momentanen Oberflaechentemperatur. Durch Einfuehrung eines Koordinatensystems, das sich mit der Geschwindigkeit der abdampfenden Werkstoffoberflaeche bewegt, veraendert sich Gleichung (2) durch Hinzufuegung eines Waermeleitungsterms $v(dT/dz)$:

$$\rho c \frac{\delta T}{\delta t} - \rho c v(t) \frac{\delta T}{\delta z} - k \frac{\delta^2 T}{\delta z^2} = \dot{q}(z,t) \quad (4)$$

Die Bestimmung der Werkstoffverdampfung und damit der Geschwindigkeit der abdampfenden Werkstoffoberflaeche geschieht wie folgt /161/:

Nach der Hertz-Knudsen-Langmuir Theorie zur Werkstoffverdampfung und Kondensation ergibt sich der Nettofluss der Atome, die eine Festkoerperoberflaeche verlassen, aus

$$J = (2\pi m k T)^{-\frac{1}{2}} (\sigma_e P_s - \sigma_c P_c) \quad (5)$$

m : Atommasse

σ_e, σ_c : Koeffizienten (meist =1)

P_c : Umgebungspartialdruck im Vakuumgefaess

sowie dem Saettigungsdampfdruck

$$P_s = P_o \exp(-\Delta H/RT) \quad (6).$$

Gleichung (5) setzt sich aus zwei entgegengerichteten Fluessen, einem Verdampfsterm (J_e) sowie einem Kondensationsterm (J_c), zusammen zu

$$J = J_e - J_c \quad (7).$$

Gleichung (5), die nur bei thermischem Gleichgewicht gueltig ist, kann fuer andere Faelle veraendert werden. Der Verdampfungs- bzw. Kondensationsfluss aendert sich fuer den Fall, dass die Oberflaechentemperatur T_v sich von der Temperatur T_c des umgebenden Gases unterscheidet, wie folgt:

$$J_{eeq}(T_v) = (2\pi m \sigma T_v)^{-\frac{1}{2}} \sigma_e P_s(T_v) \quad (8a)$$

bzw.

$$J_c(T_c) = (2\pi m \sigma T_c)^{-\frac{1}{2}} \sigma_c P_c \quad (8b)$$

Der Verdampfungsfluss J_{eeq} bestimmt die maximale Verdampfung in ein Vakuum unter der Voraussetzung, dass der Dampfdruck an der Werkstoffoberflaeche immer gering ist. Die Nettoverdampfung fuer den Fall, dass keine Wechselwirkung zwischen Verdampfungs- und Kondensationsfluss besteht, also J_{eeq} und J_c klein oder von gleicher Groessenordnung sind, ergibt sich als:

$$J = J_{eeq}(T_v) - J_c(T_c) \quad (9)$$

Unter den experimentellen Bedingungen, d.h. thermoschockartigen Waermelasten ist Gleichung (9) also nur fuer die erste Phase des Experiments gueltig, d.h. solange der Verdampfungsfluss gering ist. Der Einfluss der Rekondensation auf die Nettoverdampfung ist nicht mehr vernachlaessigbar, wenn die eindimensionale Ausdehnung der Dampfzone die mittlere freie Kollisionslaenge L erreicht hat.

$$L = 1 / \sqrt{2} n \pi a^2 \quad (10)$$

n : Gasdichte

$$a = u / v_o \quad (10a)$$

u: durchschnittliche eindimensionale Ausdehnungsgeschwindigkeit
eines stationaeren Maxwell'schen Gases

$$u = \sqrt{\sigma T_V / 2\pi m} \quad (10b)$$

v_0 : mittlere Geschwindigkeit eines Gases mit Maxwell'scher
Geschwindigkeitsverteilung

$$v_0 = \sqrt{2\sigma T_V / m} \quad (10c)$$

Die eindimensionale Ausdehnung x des verdampften Materials vor
der belasteten Werkstoffoberflaeche ergibt sich zu:

$$\Delta x(t_V) = \frac{nL}{\Omega} \quad (11)$$

Ω : Atomvolumen,

bzw.

$$\Delta x(t_V) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \left(\frac{4}{3}\right)^{\frac{2}{3}} \left(\frac{\Omega}{\pi}\right)^{\frac{1}{3}} = 0.585 \Omega^{\frac{1}{3}} \quad (11a),$$

damit Rekondensationseffekte bedeutsam werden. Dieser Wert ent-
spricht etwa einer halben Atomlage, die von der Oberflaeche ab-
dampft, wodurch die Dauer t_V , waehrend der Gleichung (9) gueltig
ist, bestimmt werden kann.

Fuer den Fall laenger andauernder Waermelasten $t > t_V$ kann der
Nettofluss der Werkstoffverdampfung ($J(t)$) nach Anisimov und
Rakhmatulina /183/ bestimmt werden:

$$J(t) = J_{\text{eeq}} [0.8 + 0.2 \exp(-t/\tau_R)] \quad (12)$$

Die Relaxationszeit τ_R wird bestimmt durch

$$\tau_R = 20\tau_C / \ln 10 \approx 10\tau_C \quad (13)$$

mit der Kollisionszeit

$$\tau_C = [16 \sqrt{2} \pi^{\frac{1}{3}} (\frac{3}{4} \Omega)^{\frac{2}{3}} J_{eeq}]^{-1} \quad (14)$$

zu

$$\frac{1}{\tau_R} = 1.6 \sqrt{2} \pi^{\frac{1}{3}} (\frac{3}{4} \Omega)^{\frac{2}{3}} J_{eeq} \quad (15).$$

Unter Beruecksichtigung der Temperaturabhaengigkeit von $J_{eeq}(T_v)$ ergibt sich fuer $J(t)$ und $(t < t_v)$:

$$J(t) = J_{eeq}(T_v(t)) [0.8 + 0.2 \exp(-(t - t_v) / 10\tau_c)] \quad (16)$$

Spannungen, die sich in einer ausgedehnten ebenen Platte unter thermischer Oberflaechenbelastung aufbauen, lassen sich durch folgenden eindimensionalen Ansatz beschreiben /186/:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{\alpha E}{1 - \nu} \left\{ -T + \frac{1}{2h} \int_{-h}^h T dz' + \frac{3z}{2h^3} \int_{-h}^h T z' dz' \right\} \quad (17)$$

σ_{xx}, σ_{yy} : Spannungen

α : linearer Waermeausdehnungskoeffizient

E : Elastizitaetsmodul

ν : Querkontraktionszahl

h : $h = d/2$, halbe Plattenstaerke

z' : Tiefenkoordinate, deren Nullpunkt in Plattenmitte liegt; $z' = -h$ entspricht $z = 0$

Hierbei ist zu beruecksichtigen, dass die Platte vor der Belastung spannungsfrei sein muss.

3.2 Waermeflussparameter F

Fuer die Auswertung der experimentellen Ergebnisse wurde ein einfacher Parameter, der Waermeflussparameter F, verwendet. Anhand dieses Parameters koennen Ergebnisse, die bei unterschiedlichen Versuchsdauern und Leistungsdichten gewonnen wurden, miteinander verglichen werden. Der Waermeflussparameter F wurde aus der analytischen Loesung der Waermeleitungsgleichung (2) aus Kapitel 3.1 fuer Oberflaechenbelastung abgeleitet:

Unter Vernachlaessigung von Energieverlusten durch Waermestrahlung und Werkstoffverdampfung (s. Gleichung (3)) kann die Differentialgleichung (2) zur Berechnung der Oberflaechentemperatur geloest werden /179-182/:

$$T(0,t) = T(0,0) + \frac{P}{A} \sqrt{t} \frac{2}{\sqrt{\pi \rho c k}} \quad (18)$$

P/A: Leistungsdichte des Waermeflusses auf die Materialoberflaeche

Ausgehend von dieser Gleichung vereinigt der Waermeflussparameter F die Faktoren Pulslaenge t und Leistungsdichte P/A, die den Waermefluss bestimmen, zu

$$F = \frac{P}{A} \sqrt{t} \quad (19)$$

Da der Waermefluss auf die Probenoberflaeche waehrend der Experimente annaehernnd homogen war und die Pulslaengen kuerzer als die thermische Diffusionszeit durch das Probenvolumen waren, kann die thermische und strukturelle Reaktion einer Probe anhand dieses Parameters beurteilt werden.

3.3 Rechenprogramm zur Analyse thermischer Werkstoffbelastungen

Zur Berechnung der Werkstofftemperatur von Kohlenstoffen unter Waermelasten, wie sie waehrend der Versuche aufgebracht wurden, sowie zur Bestimmung der Menge des verdampften Materials in Abhaengigkeit von der Oberflaechentemperatur wurde ein Rechenprogramm von Hassanein et al. /154-159/ in leicht veraenderter Form /161/ verwendet. Dieses Programm ("A*DISRUP") loest die Gleichungen (3), (4) (s. Kap. 3.1) durch Rechnung mit finiten Differenzen fuer eindimensionale Werkstoffgeometrien, wobei Verluste durch Waermestrahlung und Materialverdampfung beruecksichtigt werden. Die Berechnung der Verdampfungsgeschwindigkeit bei hohen Oberflaechentemperaturen in ein Vakuum wird anhand der in Kapitel 3.1 abgeleiteten Gleichungen durchgefuehrt. Zur Analyse der unter thermischer Belastung auftretenden Waermespannungen wurde das bestehende Programm um eine Subroutine ergaenzt, die diese Spannungen anhand der berechneten Temperaturverteilung im Werkstoff und anhand von Gleichung (17) berechnet.

Daten fuer die stark temperaturabhaengigen Werkstoffparameter spezifische Waerme und thermische Leitfaehigkeit werden durch Polynome der Form

$$f(t) = A_1 + A_2T(t) + A_3T(t)^2 + A_4T(t)^3$$

mit den Koeffizienten A_1 bis A_4 angenaehert. Zur genaueren Anpassung der Koeffizienten an die tatsaechlichen Werkstoffeigenschaften wurde der in Frage kommende Temperaturbereich unterteilt. Die fuer die Berechnung der thermischen Reaktion von Graphiten verwendeten Koeffizienten fuer die spezifische Waerme und die thermische Leitfaehigkeit sind in Anhang A4 aufgelistet. Da die spezifische Waerme fuer Kohlenstoffe nur in geringem Mass von der Art der Herstellung abhaengt /184/, wurden fuer saemtliche Berechnungen die gleichen Werte verwendet. Zur Berechnung der thermischen Leitfaehigkeit bis 1300 K wurden Daten verwendet, die im Rahmen von Werkstoffcharakterisierungen fuer das JET-Projekt gewonnen wurden /133/. Der weitere Verlauf der thermischen Leitfaehigkeit im Temperaturbereich von 1300 bis 2750 K wurde /185/

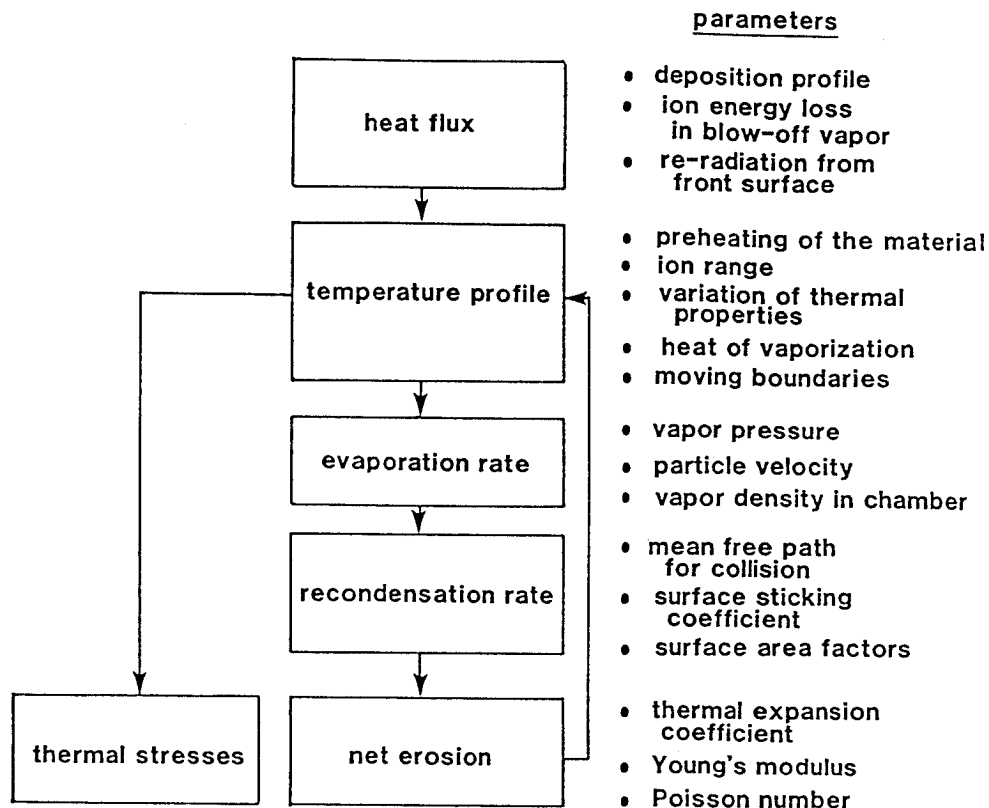


Abb. 8: Vorgehensweise und Parameter des verwendeten Rechenprogramms zur Analyse der Werkstoffantwort auf thermische Oberflaechenbelastungen

entnommen. Fuer den Bereich oberhalb von 2750 K wurde mit konstanter thermischer Leitfaehigkeit gerechnet /184/.

Zur Berechnung der Werkstoffverdampfung in Abhaengigkeit von der Oberflaechentemperatur wurden fuer saemtliche Kohlenstoffwerkstoffe die gleichen Dampfdruckwerte angenommen (s. Anhang A4). Der Dampfdruck ergibt sich hierbei zu

$$\log p = B_1 + B_2/T$$

B_1, B_2 : Koeffizienten

Die auftretenden Waermespannungen wurden naeherungsweise unter Verwendung der in Anhang A3 aufgefuehrten Werte fuer den linearen

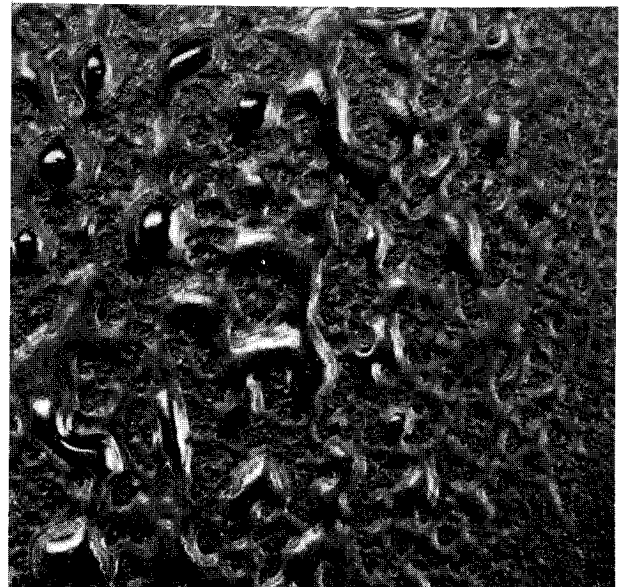
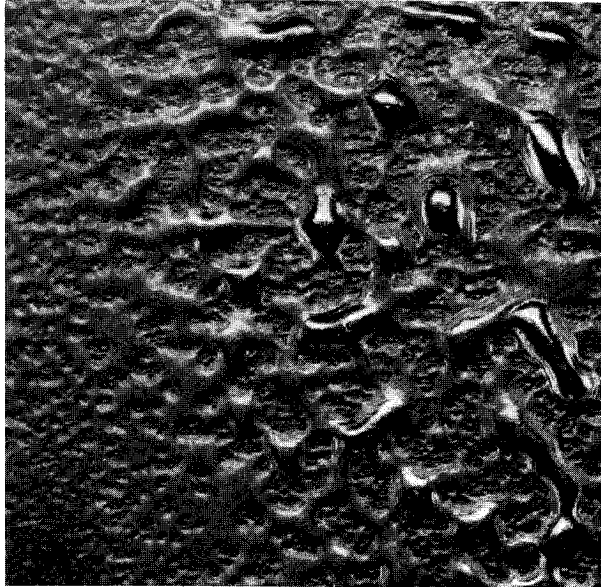
Waermeausdehnungskoeffizienten und den Elastizitaetsmodul bestimmt. Die Vorgehensweise des verwendeten Rechenprogramms zur Bestimmung der Werkstoffantwort auf thermische Belastungen ist in Abbildung 8 zusammen mit den dazugehoerenden Einflussparametern dargestellt.

4. Uebersichtsversuche an metallischen Werkstoffen

Zu Orientierungszwecken wurde eine Reihe von Versuchen an Edelstahl (1.4311, SUS 304), Aluminium, Kupfer und Molybdaen durchgefuehrt. Diese Versuche sollten den Vergleich mit bereits existierenden Daten ueber das Verhalten metallischer Werkstoffe unter thermoschockartiger Oberflaechenbelastung ermoeeglichen. Zur anfaenglichen Bestimmung des Aufschmelzverhaltens wurden grosse Edelstahlproben mit einer Oberflaeche von 50 mm x 50 mm und einer Staerke von 30 mm (Abb. 9) verwendet. Die weiteren Versuche wurden an kleineren Proben mit einer Oberflaeche von 30 mm x 30 mm und 10 mm Staerke durchgefuehrt, da keine bedeutenden Unterschiede hinsichtlich des Aufschmelzverhaltens zwischen grossen und kleineren Probenoberflaechen festgestellt wurden. Die Ergebnisse der in Anhang A6 aufgefuehrten Versuche lassen sich wie folgt beschreiben:

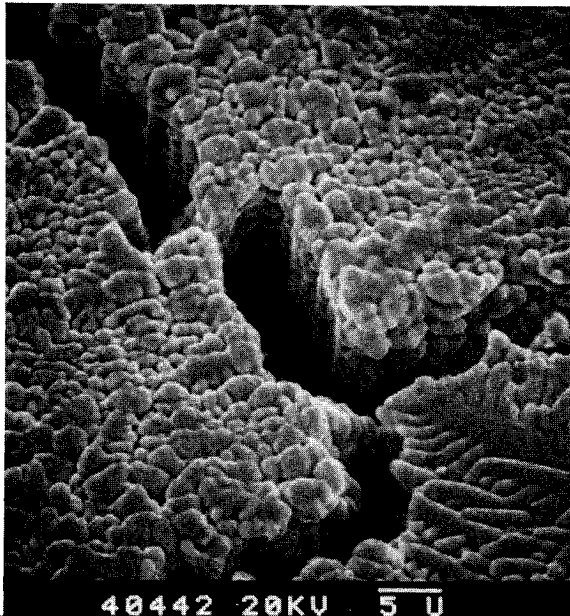
Edelstahl (Abb. 9, 10): Edelstahlproben wurden mit Pulslaengen von 50 ms bis 950 ms belastet. Die Oberflaechenstruktur des wiedererstarrrten Materials aehnt einander auf saemtlichen Edelstahlproben. Schon waehrend kurzer Aufschmelzphasen verursacht Schmelzfluss die Bildung einer tropfenartigen Oberflaechenstruktur, bevor die Schmelze erstarrt (Abb. 9).

Saemtliche Erstarrungszonen der belasteten Proben weisen Warmrisse auf. Diese Risse verlaufen intergranular durch die dendritische Struktur des Schmelzguts (Abb. 10 b). In einigen Faellen dringen Risse in den nicht aufgeschmolzenen Grundwerkstoff ueber einige wenige Koerner hinweg ein. Eine quantitative Auswertung des Rissverhaltens unter hohen Waermelasten von Edelstahl 1.4311 und INCONEL 600 ist in /111/ dokumentiert.

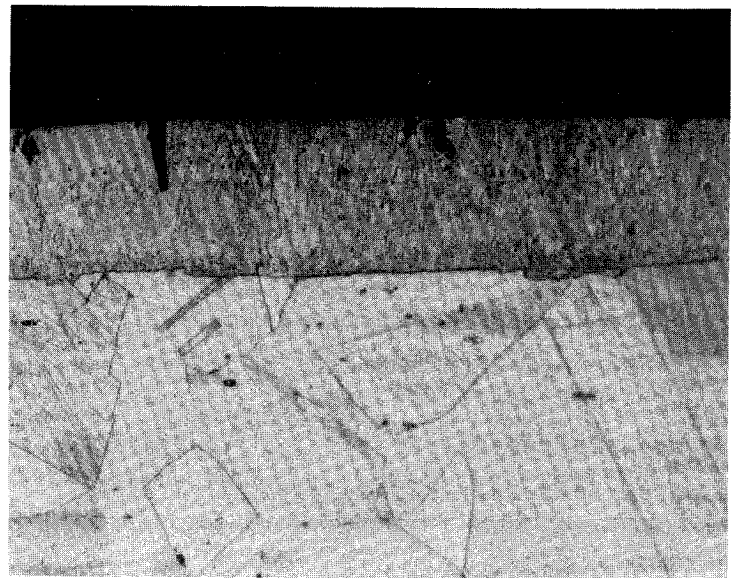


2 cm

Abb. 9: Erstarrungsstruktur der aufgeschmolzenen Oberfläche einer 1.4311 Edelstahlprobe; Pulslänge 951 ms, Leistungsdichte 16 MW/m^2



a)



10 μm

b)

Abb. 10 a, b: 304 Edelstahlprobe; Pulslänge 101 ms, Leistungsdichte 60 MW/m^2

a: REM-Aufnahme der wiedererstarrten Metallschmelze

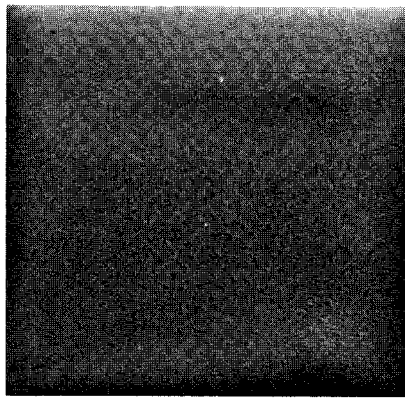
b: Querschliff durch die Aufschmelzzone und den Grundwerkstoff

Aluminium (Abb. 11): Bei Belastungen von Proben oberhalb des Grenzwertes fuer Aufschmelzungen bildet das wiedererstarnte Material eine weitgehend ebene und glatte Oberflaeche (Abb. 11 a). Das Schmelzgut weist eine grosse Zahl von Rissen auf, deren Gestalt den bei Edeltaehlen gebildeten Rissen aehnelt (Abb. 11 b, c). Darueber hinaus finden sich auf den Probenoberflaechen lochartige Fehlstellen von 20 bis 30 um Durchmesser, die wahrscheinlich durch Gasblasen waehrend der thermischen Belastung gebildet wurden (Abb. 11 b).

Kupfer (Abb. 12): Verglichen mit Edeltahl und Aluminium, deren Schwellwerte fuer den Schmelzbeginn etwa gleich gross sind, beginnt Kupfer aufgrund seiner bedeutend hoeheren Waermeleitfaehigkeit erst bei wesentlich hoeheren Waermelasten zu schmelzen. Die Ausbildung der wiedererstarnten Oberflaeche aehnelt der von Aluminium und weist keine Anzeichen starker Schmelzenbewegung auf, sondern bleibt glatt und weitgehend eben (Abb. 12 a). Risse wurden nicht gefunden.

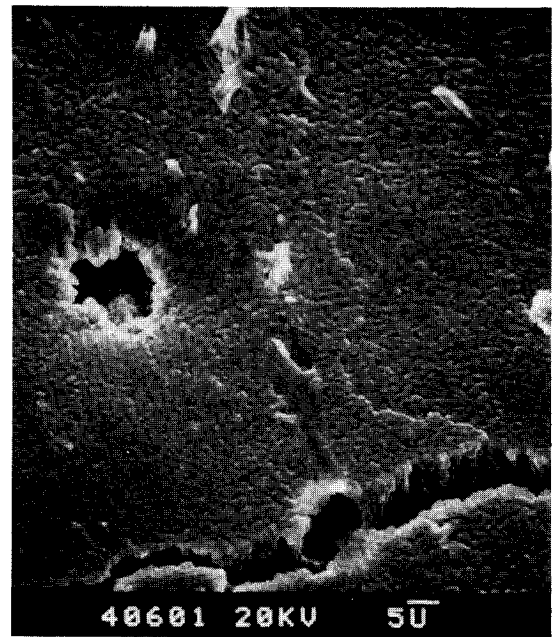
Molybdaen (Abb. 13): Aufgrund seines hohen Schmelzpunktes (2620°C) schmilzt Molybdaen erst unter sehr hohen Waermelasten. Die Erscheinung der wiedererstarnten Schmelze aehnelt dem Bild der Edeltahlproben. Auch hier erstarrte die Schmelze in tropfenartiger Struktur auf dem Grundwerkstoff. An einigen Stellen der Probenoberflaeche ist der nicht aufgeschmolzene Grundwerkstoff aufgrund der starken Schmelzbadbewegung freigelegt (Abb. 13 b).

Die belasteten Proben weisen keine Risse auf. Dieses Ergebnis stimmt mit anderen Studien ueberein, die ebenfalls Waermelasten durch einen defokussierten Wasserstoffstrahl aufbrachten /144-146/. Im Rahmen von Versuchen mit stationaerem Elektronenstrahl entstanden Risse in Molybdaen. Diese Risse wurden in der Waermeinflusszone eingeleitet und drangen tief in das unbeeinflusste Material ein /111/. Es wird angenommen, dass diese Risse hauptsaechlich durch Spannungskonzentrationen hervorgerufen wurden, die sich waehrend der Belastung am Rand der relativ kleinen Aufschmelzkrater aufbauten. Homogen aufgebrachte Waermelasten scheinen hingegen nicht zu Rissbildung zu fuehren.



1cm

a)



b)

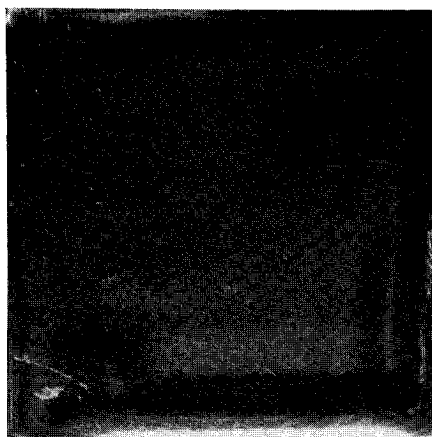


c)

20 μm

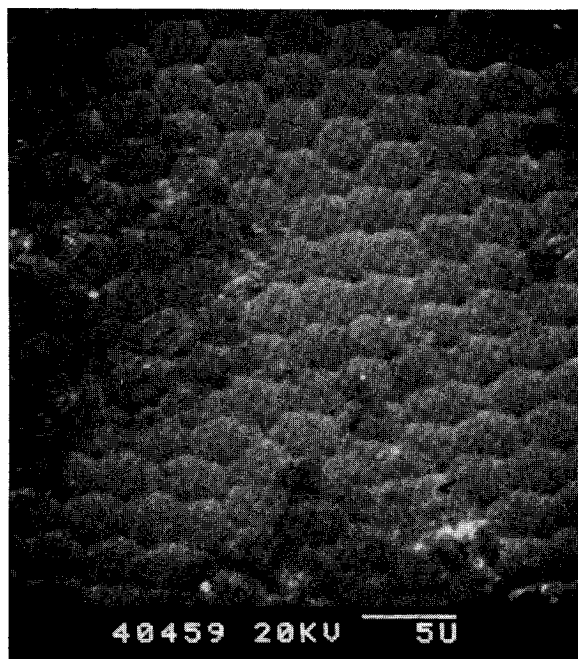
Abb. 11 a - c: Aluminiumprobe; Pulslänge 202 ms, Leistungsdichte 32 MW/m^2

- a: Uebersichtsaufnahme der belasteten Oberflaeche
- b: REM-Aufnahme der wiedererstarrten Schmelzzone
- c: Querschliff durch die Aufschmelzzone und den Grundwerkstoff

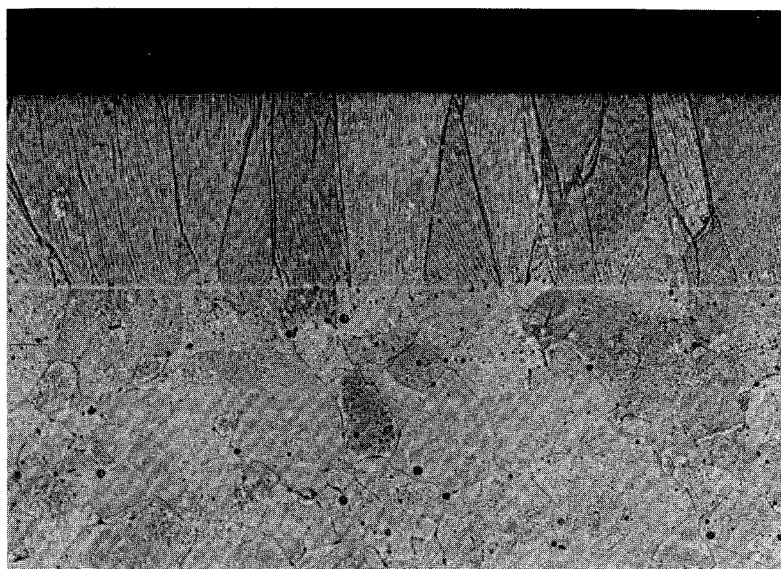


1cm

a)



b)

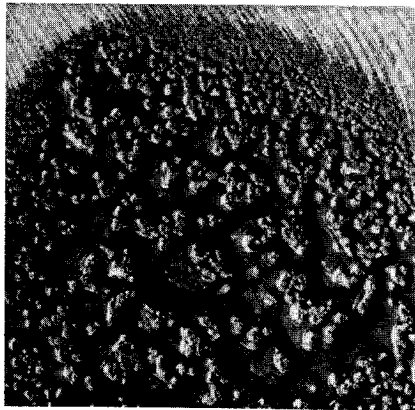


c)

20 μm

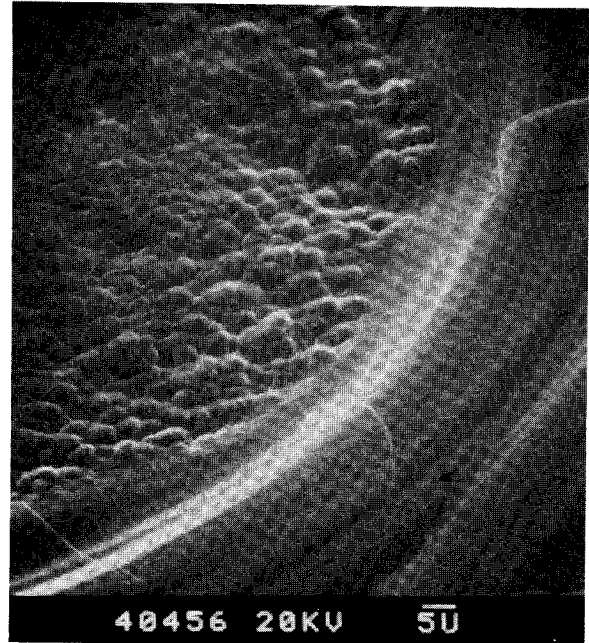
Abb. 12 a - c: Kupferprobe; Pulslaenge 208 ms, Leistungsdichte 94 MW/m^2

- a: Uebersichtsaufnahme der belasteten Oberflaeche
- b: REM-Aufnahme der wiedererstarrten Schmelzzone
- c: Querschliff durch die Aufschmelzzone und den Grundwerkstoff

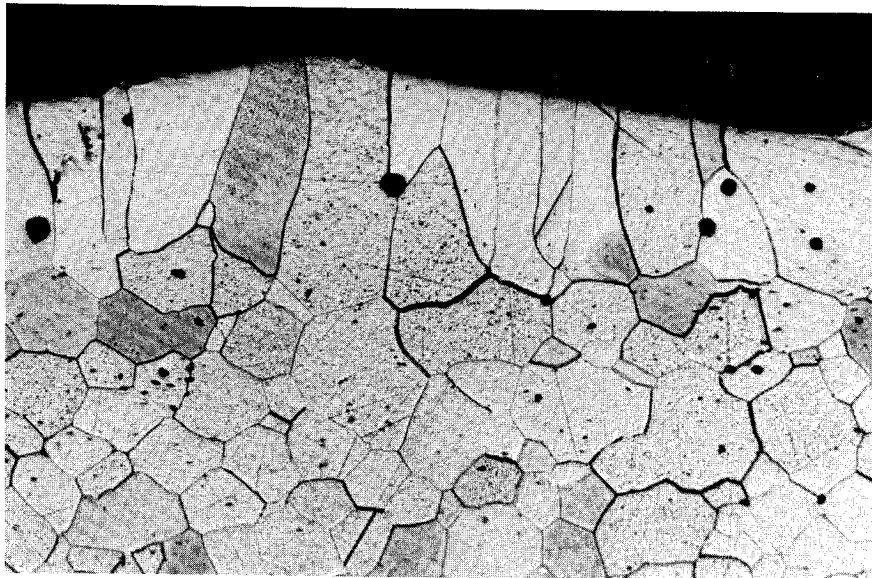


1cm

a)



b)



c)

20 μm

Abb. 13 a - c: Molybdaenprobe; Puls-laenge 403 ms, Leistungs-
dichte 80 MW/m^2

- a: Uebersichtsaufnahme der belasteten Oberflaeche
- b: REM-Aufnahme der wiedererstarrten Schmelzzone
- c: Querschliff durch die Aufschmelzzone und den Grundwerkstoff

material	melting threshold (MW/m ² √s)	structure of resolidified melt layer	cracks in resolidified melt
stainl. steel	14	ripple formation	yes
aluminium	15	plain	yes
copper	39	plain	no
molybdenum	49	ripple formation	no

remark: The melting threshold is indicated in form of the heat flux parameter F in MW/m²√s. The indicated values are valid for short heat loads of less than 1 s duration with an accuracy of 20 %.

Tabelle 4: Zusammenfassung der an metallischen Werkstoffen gewonnenen experimentellen Ergebnisse

Die an Metallen gewonnenen experimentellen Ergebnisse sind in Tabelle 4 aufgelistet. Der ueberwiegende Teil der Experimente an Metallen wurde durchgefuehrt, um die Schwellwerte der Waermelasten zu ermitteln, bei denen die Werkstoffoberflaeche Aufschmelzungen zeigt. Abbildung 14 vergleicht die gewonnenen experimentellen Ergebnisse mit einfachen analytischen Loesungen fuer den Aufschmelzbeginn unter eindimensional aufgebrauchten Oberflaechenbelastungen. Die analytischen Loesungen wurden durch Verwendung von Gleichung (18) (Kap. 3.2) gewonnen. Fuer die naeherungsweise Bestimmung besitzen diese Loesungen offenbar hinreichende Genauigkeit, wenn folgende Bedingungen erfuehrt sind:

- Die Leistungsdichtenverteilung der Waermelast ueber der Probenoberflaeche muss homogen sein, damit einfache eindimensionale Ansaetze gueltig sind.

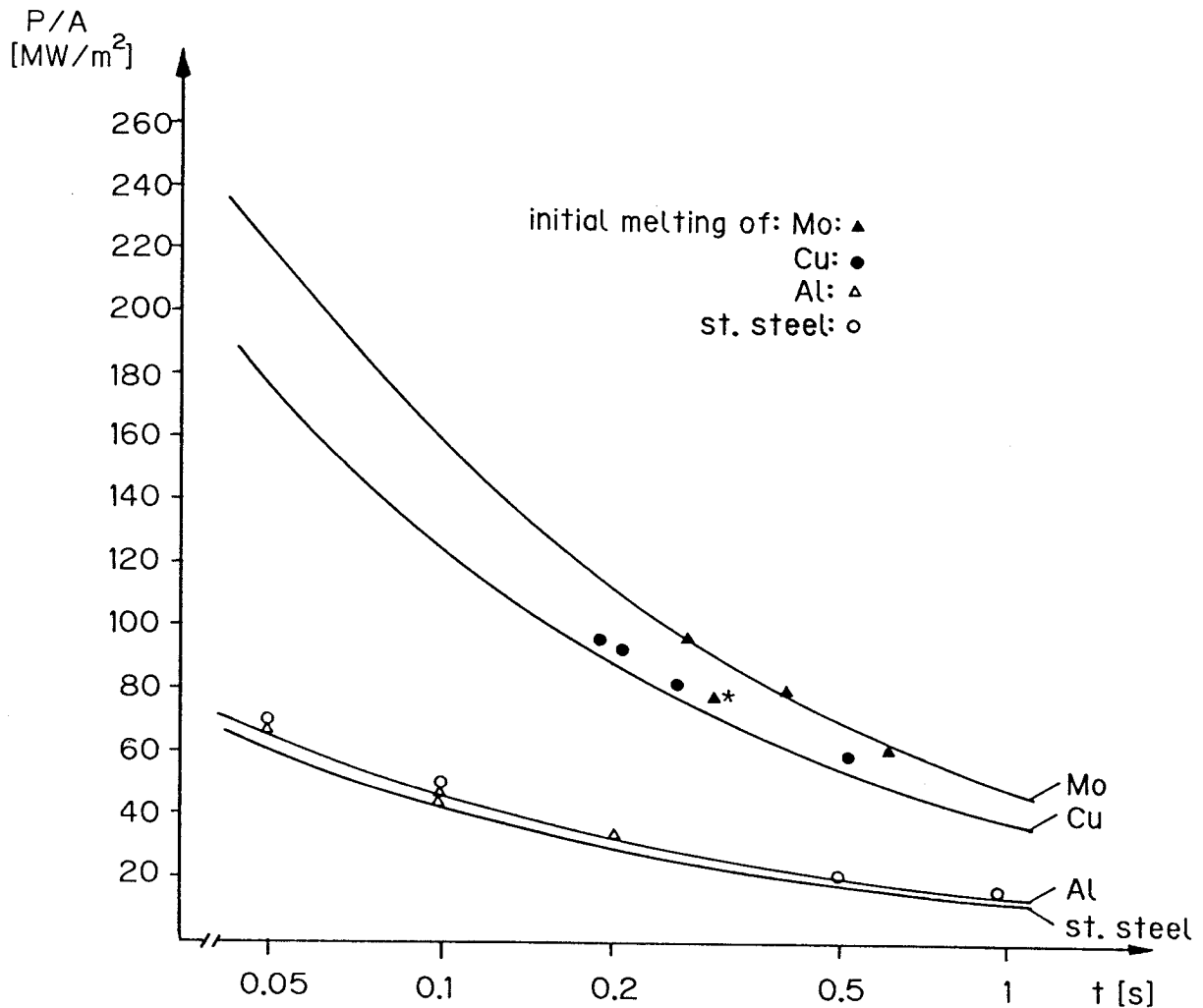


Abb. 14: Aufschmelzgrenzen fuer metallische Werkstoffe als Funktion von Pulslaenge und Leistungsdichte. Die durchgezogenen Linien basieren auf eindimensionalen Berechnungen, die eingetragenen Punkte markieren experimentell ermittelte Werte. Der mit * markierte Messwert wurde an einer vorgeheizten Probe gewonnen.

- Die Pulslaenge t der Waermelast muss kuerzer als die thermische Diffusionszeit, die von der Probenstaerke d abhaengt, sein:

$$t < \frac{d^2 \pi \rho c}{4k}$$

Unter Verwendung der physikalischen Werkstoffeigenschaften bei Raumtemperatur /187-190/ laege die maximale Pulslaenge fuer Proben von 10 mm Staerke somit bei 0.74 s fuer Kupfer, 0.76 s fuer Aluminium, 1.51 s fuer Molybdaen und 24.3 s fuer Edel-

stahl. Waehrend saemtlicher Versuche lagen die Pulslaengen unterhalb dieser Grenzwerte (s. Anhang A6). In der Berechnung der thermischen Diffusionszeit wurden Werte der physikalischen Eigenschaften bei Raumtemperatur verwendet, da die thermische Diffusionszeit von der Waermelast unabhaengig ist.

- Da die Waermeleitfaehigkeit und spezifische Waerme der meisten Werkstoffe stark temperaturabhaengig sind, wurden fuer die Berechnung der Aufschmelzgrenzen Werte verwendet, die ueber den Temperaturbereich von Raumtemperatur bis zum Schmelzpunkt gemittelt wurden. Durch diese Methode koennen Fehler bei der Berechnung der Aufschmelzgrenze unter 20% gehalten werden /191, 192/.

Die in Abbildung 14 gezeigten experimentell und analytisch ermittelten Schwellwerte zeigen gute Uebereinstimmung miteinander innerhalb eines Fehlers fuer die analytische Loesung von 20% und eines moeglichen Kalibrierungsfehlers fuer die Strahlleistungsdichte von 15%. Lediglich ein experimenteller Wert fuer Molybdaen weicht betraechtlich ab. In diesem Fall wurde die Waermelast auf eine bereits vorgeheizte Probe aufgebracht.

Ein Vergleich der Waermelasten, bei denen unterschiedliche Werkstoffe beginnen, aufzuschmelzen (Abb. 14), zeigt, dass die Aufschmelzgrenzen von Edelstahl und Aluminium einander aehnlich sind, wogegen Kupfer und Molybdaen erst bei wesentlich hoeheren Oberflaechenbelastungen schmelzen. Ausschlaggebende Parameter fuer dieses Verhalten duerften der niedrige Schmelzpunkt von Aluminium, die geringe Waermeleitfaehigkeit von Edelstahl, die hohe Waermeleitfaehigkeit von Kupfer und der hohe Schmelzpunkt von Molybdaen sein, deren Werte in Anhang A1 aufgelistet sind. Tabelle 4 zeigt die Schwellwerte in Form des Waermeflussparameters F in $(\text{MW}/\text{m}^2\sqrt{\text{s}})$, die von den experimentellen und analytischen Ergebnissen abgeleitet wurden.

Die gewonnenen Ergebnisse weisen daraufhin, dass insbesondere bei der Verwendung von Edelstahl und Aluminium fuer Komponenten der ersten Wand, Waermelasten, die zu einer Ueberschreitung des Schmelzpunkts des jeweiligen Materials fuehren, zu vermeiden

sind. Risse, die bei diesen Werkstoffen in der wiedererstarteten Schmelze auftreten, koennen waehrend des weiteren Betriebs, d.h. unter weiteren zyklischen Spannungen, denen Komponenten der ersten Wand unterworfen werden, tief in den Werkstoff eindringen. Dies kann zu einer drastischen Reduktion der Lebensdauer solcher Komponenten fuehren /193-195/. Die meisten Berechnungen der Lebensdauer von Metallkomponenten lassen eine moegliche Reduktion der Lebensdauer durch Risseinleitung ausser acht und geben daher moeglicherweise zu optimistische Voraussagen /58,196-199/.

Die Oberflaechenstrukturen der wiedererstarteten Aufschmelzzonen der untersuchten Werkstoffe unterscheiden sich deutlich voneinander. Edelstahl und Molybdaen zeigen wiedererstartete Zonen mit stark strukturierten Oberflaechen, die auf rasche Schmelzenbewegung hinweisen. Die Bildung solcher stark strukturierter Oberflaechen des erstarrten Materials wurde ebenso auf Edelstahlkomponenten der ersten Wand, insbesondere Limitern, beobachtet, die Disruptionsbelastungen ausgesetzt worden waren /96,97/. Im Vergleich zu Edelstahl und Molybdaen deuten die glatten Oberflaechen der Aufschmelzzonen von Aluminium- und Kupferproben auf nur geringe Bewegung der Schmelze hin. Waehrend der Belastung im Laborexperiment tragen hauptsaechlich zwei Kraefte zu solcher Schmelzbewegung bei:

- a) Gradienten der Oberflaechenspannung in der Schmelze, die durch Temperaturgradienten zwischen der aufgeschmolzenen Oberflaechen und der Grenzschicht zwischen fester und fluessiger Phase verursacht werden; aufgrund dieser Gradienten kann die Schmelze lateralen Bewegungen unterworfen werden. Diese Bewegung fuehrt zu tropfenartigen Ansammlungen der Schmelze auf dem nicht aufgeschmolzenen Grundwerkstoff. Waehrend der Erstarrung wird diese stark strukturierte Oberflaechen der Schmelze eingefroren /200,201/.
- b) Gradienten der Schmelzentemperatur, insbesondere in lateraler Richtung, erzeugen starke Gradienten des Dampfdrucks, da der Dampfdruck exponentiell mit der Werkstofftemperatur ansteigt. Solche Dampfdruckunterschiede koennen Kraefte auf die Schmelze ausueben, die zu oertlicher Kraterbildung fuehren. Dieser Effekt ist von besonderer Bedeutung bei der Anwendung von Son-

derschweissverfahren, insbesondere dem Elektronenstrahl- und Laserschweissen ("Tiefschweisseffekt") /202,203/.

Beide vorgenannten Einflüsse bestimmen auch die Schmelzenbewegung auf metallischen Komponenten der ersten Wand während eines Disruptionseignisses. Zusätzlich werden hier jedoch noch elektromagnetische Kräfte ($\vec{J} \times \vec{B}$) auf die Schmelze ausgeübt, die den Verlust grosser Teile der Schmelze durch Spritzerbildung verursachen können. In diesem Fall kann es zu beträchtlichem Werkstoffabtrag an der Komponentenoberfläche kommen, da die Schmelze nicht mehr den darunterliegenden festen Werkstoff vor direkter Wärmebelastung zu schützen vermag.

Darüber hinaus kann eine starke Bewegung der Schmelze bei Disruptionen die Verdampfung von Werkstoff bis zum 20-fachen Betrag, verglichen mit der Verdampfung von einer unbewegten Schmelzenoberfläche, verstärken /183,204,205/. Dies mag auch einen Erklärungsansatz für die Diskrepanzen zwischen numerischen Berechnungen und experimentellen Ergebnissen für Verdampfungsverluste von aufgeschmolzenen Oberflächen, wie sie in Kapitel 1.4.2 erwähnt wurden und in /116-118,123,124/ beschrieben werden, liefern.

Zusammenfassend lassen sich anhand der an metallischen Werkstoffen gewonnenen Ergebnisse folgende Schlüsse ziehen:

- Hinsichtlich der Werkstoffantwort auf thermische Belastungen und insbesondere der Aufschmelzgrenzen stimmen die gewonnenen Ergebnisse weitgehend mit den bereits bekannten Ergebnissen überein.
- Spannungskonzentrationen scheinen massgebenden Einfluss auf das Rissbildungsverhalten von Molybdaen auszuüben.
- Die Schmelzenbewegung auf grossen homogen belasteten Probenoberflächen unterscheidet sich deutlich von der Schmelzenbewegung auf punktuell belasteten Oberflächen.

5. Verhalten von Graphiten unter thermischer Oberflaechenbelastung

5.1 Versuchsergebnisse

5.1.1 Vergleich des Verhaltens verschiedener Graphite

Die Versuchsparameter der Thermoschockexperimente an Graphiten sind in Anhang A7 aufgelistet. Strukturelle Veraenderungen und Schaeden, die an Graphitproben unter Waermebelastung auftraten, koennen in Rissbildung (Abb. 15), Bruch und Oberflaechenerosion unterteilt werden. Eine detaillierte Dokumentation der experimentellen Ergebnisse findet sich in /177/. Entsprechend ihrer Eigenschaften und dem Verhalten unter Thermoschockbelastung koennen die untersuchten Graphite in vier Gruppen unterteilt werden:

- a) Graphite mit hohem thermischen Ausdehnungskoeffizienten ($\alpha > 6.5 \times 10^{-6}/K$) und homogener Mikrostruktur (Korngroesse kleiner als $10 \mu m$), die starke Rissbildung zeigen: AXF-5Q, ZXF-5Q, ISO 880.
- b) Graphite mit hohem thermischen Ausdehnungskoeffizienten ($\alpha > 6.0 \times 10^{-6}/K$) und leicht inhomogener Mikrostruktur (Korngroesse $10 - 15 \mu m$), die Rissbildung zeigen: MT 200 K, T6-P.
- c) Graphite mit geringem thermischen Ausdehnungskoeffizienten ($\alpha < 4.5 \times 10^{-6}/K$) und inhomogener Mikrostruktur, die Rissbildung zeigen: CL 5890 PT, EK 98 (FP 219, Mikrorissbildung).
- d) Graphite mit geringem thermischen Ausdehnungskoeffizienten ($\alpha < 4.5 \times 10^{-6}/K$) und inhomogener Mikrostruktur (Korngroessen von 14 bis $150 \mu m$), die unter den aufgebrachten Waermelasten keine Rissbildung zeigen: ETP-10, IG 110, ATJ, CGW.

Zusaetzlich wurde der hochanisotrope Graphit YPD untersucht, von dem eine Probe waehrend der Belastung durch Bruch versagte (s. Anhang A7).

Das Verhalten der untersuchten Graphite unter Thermoschockbelastung kann wie folgt beschrieben werden:

Graphite der Gruppe a mit hohem thermischen Ausdehnungskoeff-

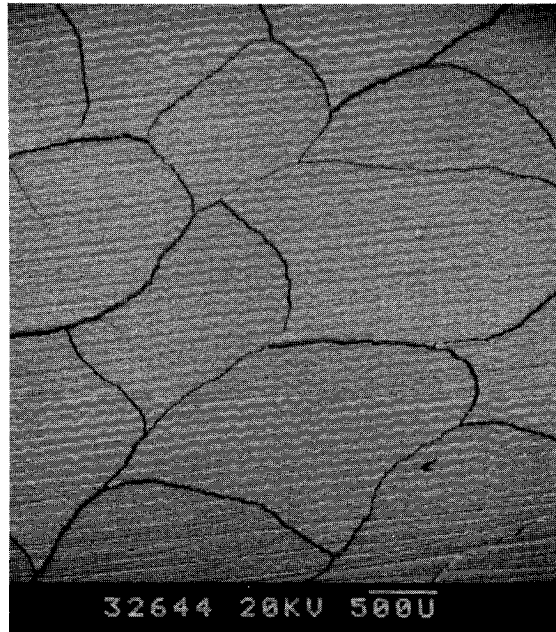
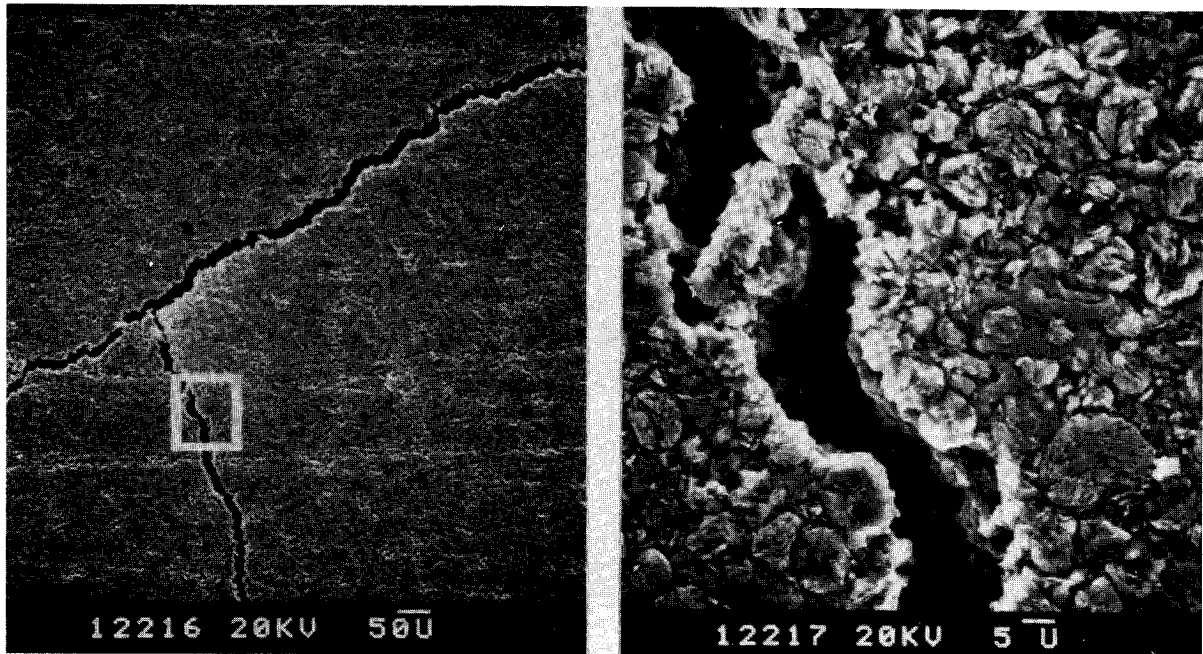


Abb. 15: Risse in der belasteten Oberflaeche von ZXF-5Q; Puls-
laenge 290 ms, Leistungsdichte 97 MW/m^2 ; REM-Auf-
nahme

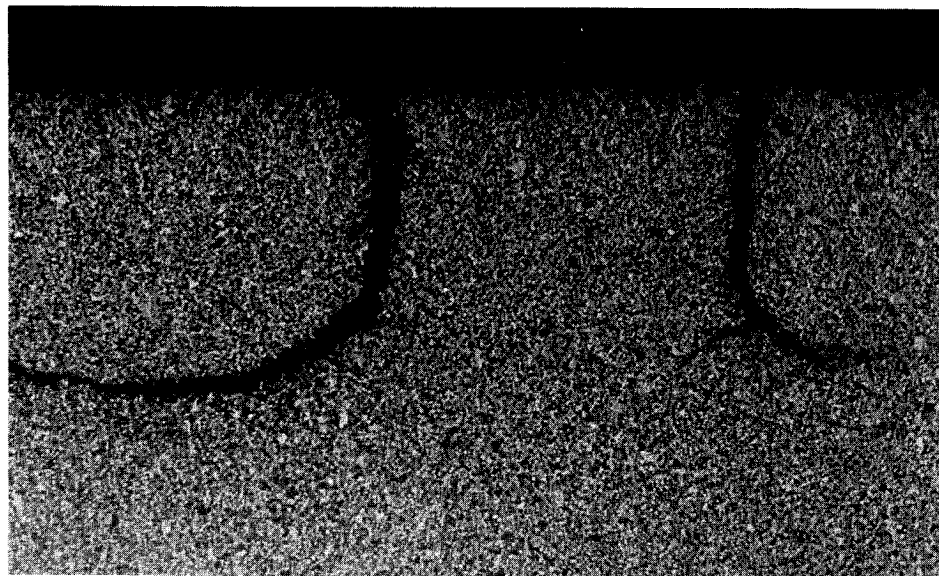
fizienten und homogener Mikrostruktur neigen zu starker Rissbildung in einem dichten netzartigen Muster (Abb. 15). Querschliffe zeigen, dass die meisten Risse im Werkstoff makroskopisch gekrueumt verlaufen und in einer Tiefe von weniger als 2 mm eine Orientierung einnehmen, die parallel zur belasteten Probenoberflaeche liegt. Mikroskopisch hingegen verlaufen diese Risse jedoch recht geradlinig durch die sehr kleinen Fuellerkoerner des Materials. Abbildung 16 zeigt Risse, die in einer ISO 880 Probe entstanden. Die homogene Mikrostruktur, wie sie in Abbildung 16 b und c sichtbar ist, scheint die Rissbildung in Werkstoffen dieser Gruppe zu erleichtern, da mikroskopisch geradliniges Risswachstum durch eine feine Kornstruktur nur geringe Energie verbraucht.

Die Erosionsstruktur der belasteten Oberflaechen dieser Proben erscheint sehr homogen. Die Bereiche in der direkten Umgebung der Koerner sind staerker erodiert als die Fuellerkoerner selbst, wodurch aufgrund der geringen Korngroesse dieser Graphite feinstrukturierte Oberflaechen entstehen (Abb. 16 b).



a)

b)



c)

500 μm

Abb. 16 a - c: ISO 880 (Gruppe a)

Pulslänge 214 ms, Leistungsdichte 93 MW/m^2

a, b: REM-Aufnahmen von Rissen in der belasteten
Probenoberfläche

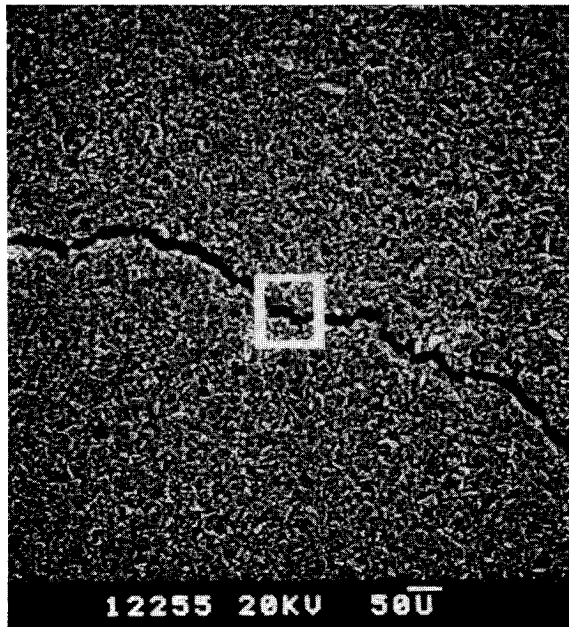
c: Querschliff in Nähe der belasteten Oberfläche

Graphite der Gruppe b mit hohem thermischen Ausdehnungskoeffizienten und relativ inhomogener Mikrostruktur bilden Risse, die im wesentlichen der Mikrostruktur des Materials folgen. Der mikroskopische Rissverlauf weist keine gleichmaessige Kruemmung auf, sondern ist sehr unregelmassig, wobei er bevorzugt durch die Binderphase und Poren verlauft. Abbildung 17 zeigt Risse in MT 200 K als Beispiel fuer das Rissverhalten der Graphite der Gruppe b.

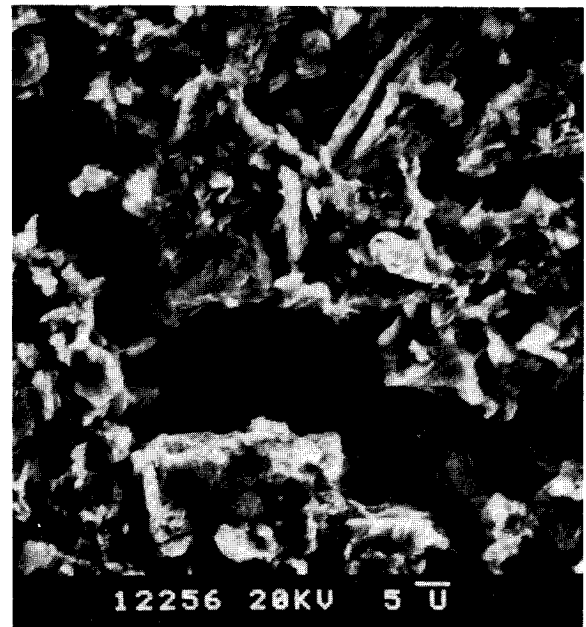
Mikroskopisch weisen Graphite dieser Gruppe eine weniger homogene Erosionsstruktur auf als die der Gruppe a. Insbesondere auf der Oberflaeche von MT 200 K finden sich haeufig kraterartige Fehlstellen mit Durchmessern von weniger als $100\text{ }\mu\text{m}$. Es wird angenommen, dass diese Fehlstellen von Fuellerkoernern oder Fuellerkornverbaenden, die sich vom Substrat geloest haben, hinterlassen wurden. Die Emission solcher Partikeln scheint durch bevorzugte Erosion der Binderphase dieser Werkstoffe gefoerdert zu werden, wobei die Fuellerkoerner selbst weniger stark angegriffen werden. Hierdurch werden die Binderbruecken um einzelne Koerner oder Kornverbaende so sehr geschwaecht, dass Mikrobrueche dieser Binderbruecken auftreten. Dies kann den Zusammenhalt zwischen solchen Regionen an der Werkstoffoberflaeche und dem Grundwerkstoff derart schwaechen, dass sich einzelne Partikeln vom Werkstoff loesen koennen.

Graphite der Gruppe c mit geringem thermischen Ausdehnungskoeffizienten und inhomogener Mikrostruktur weisen besonders unregelmassige Rissverlaeuft auf (Abb. 18). Sie bilden keine netzartigen Rissstrukturen wie Graphite der Gruppe a aus. Der Rissverlauf an der Oberflaeche sowie im Werkstoffvolumen wird von der Materialstruktur und von Materialinhomogenitaeten bestimmt, wobei Risse auf stark gekruemmte Pfade um die relativ grossen Fuellerkoerner herum gezwungen werden. Groessere Risse werden haeufig in mehrere kleine Risse verzweigt, die nach kurzen Reichweiten zum Stillstand kommen.

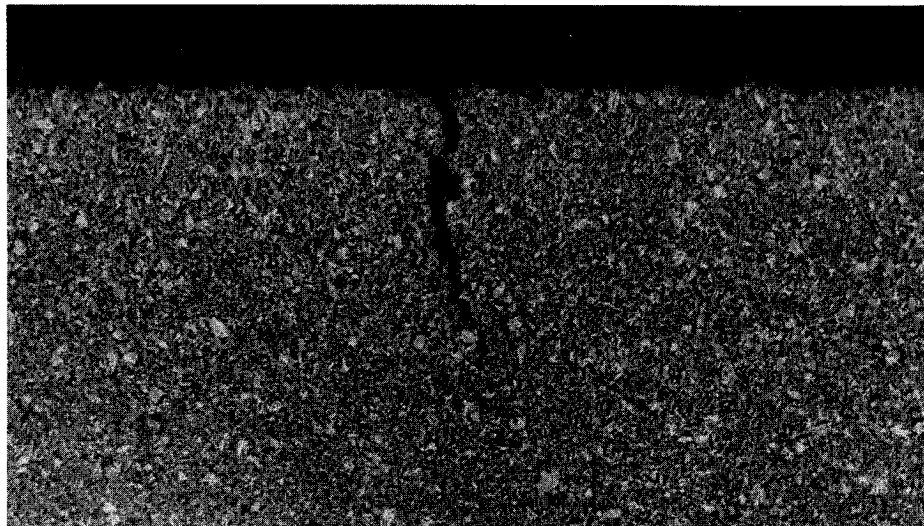
Die Erosionsstruktur der belasteten Oberflaechen dieser Graphite aehnelt der bei Graphiten der Gruppe b auftretenden Erosionstruk-



a)



b)



c)

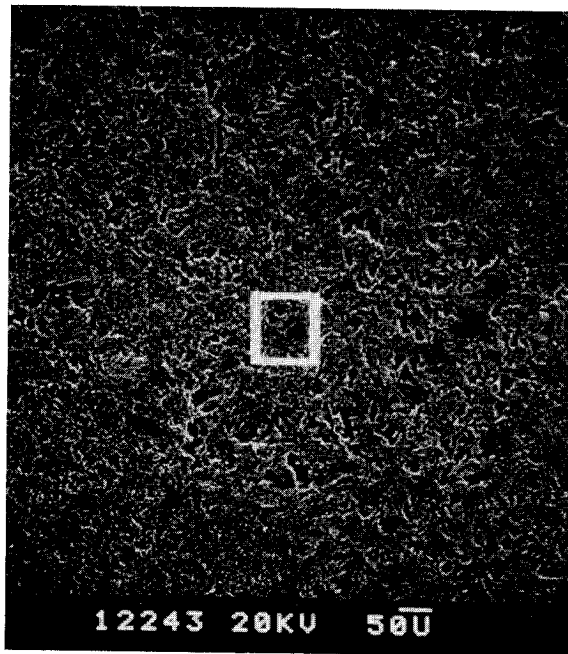
500 μm

Abb. 17 a - c: MT 200 K (Gruppe b)

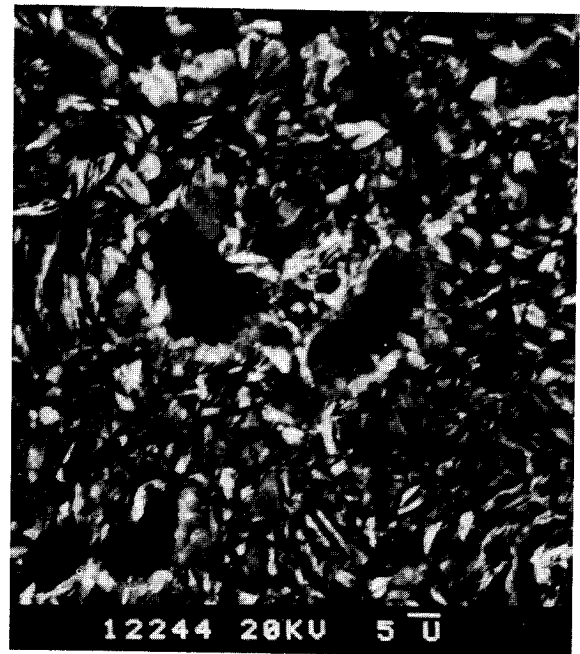
Pulslaenge 183 ms, Leistungsdichte 93 MW/m²

a, b: REM-Aufnahmen von Rissen in der belasteten Probenoberflaeche

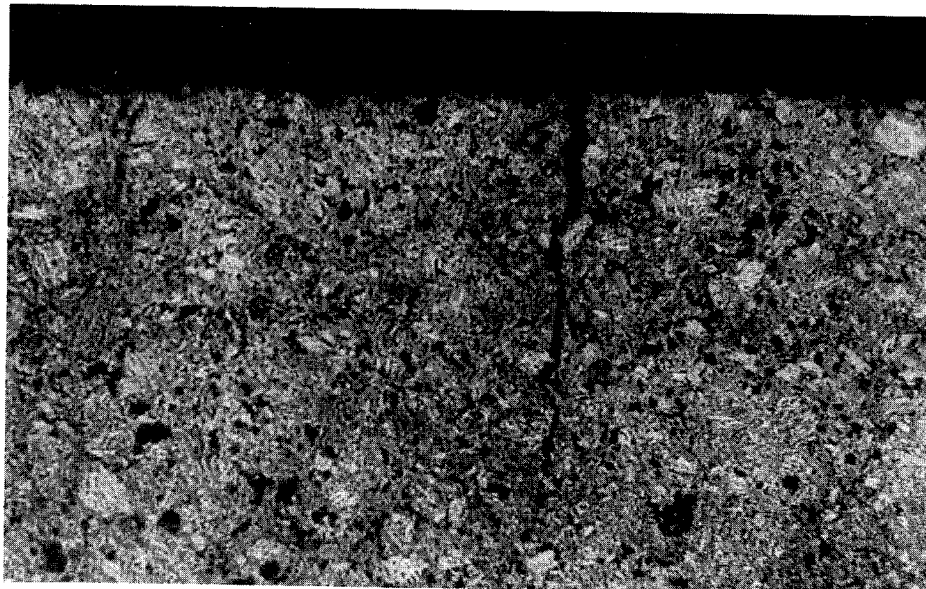
c: Querschliff in Naehе der belasteten Oberflaeche



a)



b)



c)

500 μm

Abb. 18 a - c: CL 5890 PT (Gruppe c)

Pulslänge 221 ms, Leistungsdichte 94 MW/m^2

a, b: REM-Aufnahmen der belasteten Probenoberfläche

c: Querschliff in Nähe der belasteten Oberfläche

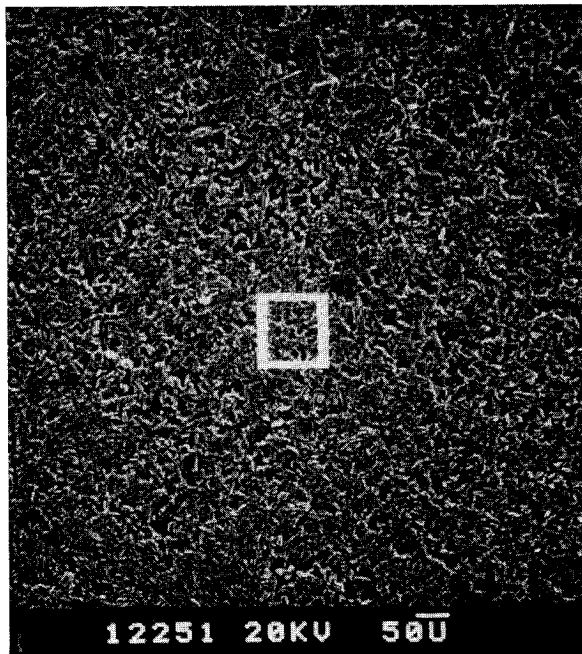
tur. Auch hier finden sich Fehlstellen an der Werkstoffoberflaeche, die durch die Emmission von Koernern oder Kornverbaenden verursacht wurden.

Die Graphite der Gruppe d (Abb. 19, 20) unterscheiden sich von denen der Gruppe c lediglich dadurch, dass in Proben dieser Werkstoffe keine Risse unter den aufgetragenen Waermelasten gebildet werden. Graphite dieser Gruppe verfuegen somit ueber das guenstigste Thermoschockverhalten saemtlicher Graphite, die untersucht wurden. Neben Einflussgroessen wie thermischem Ausdehnungskoeffizienten, Waermeleitfaehigkeit oder der Mikrostruktur haengt das Thermoschockverhalten einer Graphitsorte offenbar sehr stark von ihrem spezifischen Herstellungsprozess ab. Dies scheint die Hauptursache fuer die Unterschiede im Thermoschockverhalten zwischen Graphiten der Gruppen c und d zu sein, die einander in ihren Werkstoffeigenschaften sehr aehnlich sind.

5.1.2 Verhalten unter Spannungskonzentration

Zum weiteren Verstaendnis der Rissvorgaenge in Graphiten unter thermoschockartigen Waermelasten wurden Versuche durchgefuehrt, bei denen die Probengeometrie unter Belastung zu Spannungskonzentrationen im Werkstoff fuehrt. Fuer diese Versuche wurden Graphite der Gruppen a, c und d, wie sie in Kapitel 5.1.1 beschrieben wurden, herangezogen (AXF-5Q, CL 5890 PT, ETP-10 und ATJ). Die Proben wurden mit einem Bohrloch von 6 mm Durchmesser im Zentrum der zu belastenden Probenoberflaeche versehen (Abb. 21 a).

Komponentengeometrien, die der Gestalt dieser Proben aehneln, werden haeufig fuer Graphitschutzplatten, die mit Schrauben oder Bolzen an metallischen Stuetzstrukturen der ersten Wand befestigt werden, herangezogen (z.B. TFTR, JT-60, TEXTOR). Thermische Spannungen, die sich bei der Waermebelastung dieser Komponenten tangential am Rand von Bohrungen oder Nuten aufbauen, koennen die gewoehnlichen Waermespannungen in einer ebenen, thermisch belasteten Platte bedeutend ueberschreiten.



a)

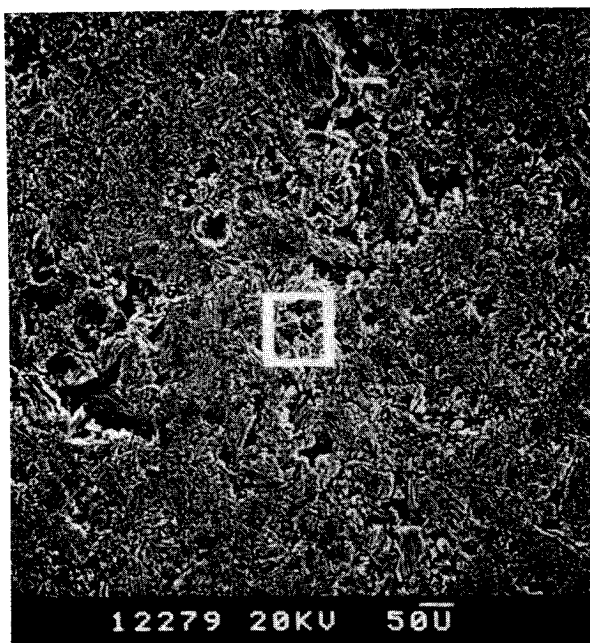


b)

Abb. 19 a, b: ETP-10 (Gruppe d)

Pulslänge 195 ms, Leistungsdichte 91 MW/m^2

REM-Aufnahmen zeigen eine relativ grobe Struktur der erodierten Oberfläche



a)



b)

Abb. 20 a, b: ATJ (Gruppe d)

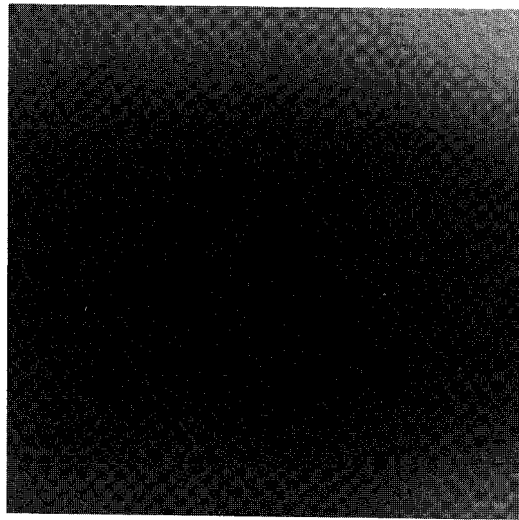
Pulslänge 221 ms, Leistungsdichte 96 MW/m^2

REM-Aufnahmen zeigen eine grobe Struktur der erodierten Oberfläche

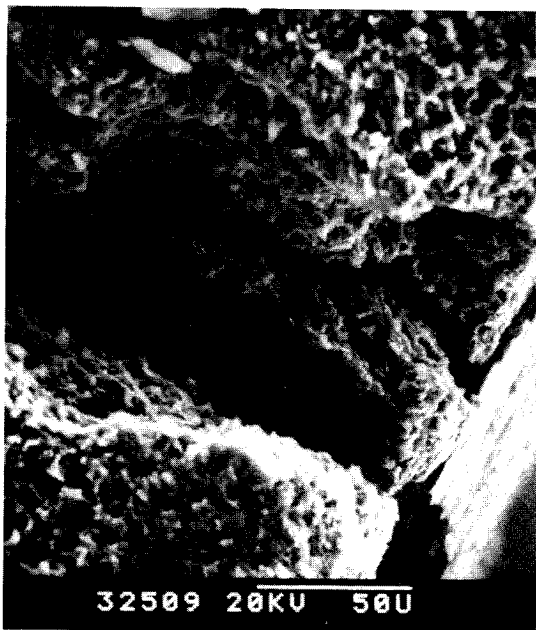
Graphite	Erosion Structure	Cracks			
		Occurance	Macroscopic Prop. Mode	Max. Prop. Depth (mm)	Microscopic Prop. Mode
AXF-5Q	homogeneous	yes	curved	1.6	straight
ZFX-5Q	homogeneous	yes	curved	1.6	straight
ISO 880	homogeneous	yes	curved	1.4	straight
T6-P	fairly homogeneous	yes	straight	1.0	straight
MT 200 K	inhomogeneous	yes	straight	1.2	sl. zig zag
CL 5890 PT	inhomogeneous	yes	straight	1.4	zig zag
EK 98	sl. inhomogeneous	yes	curved & straight	1.8	zig zag
FE 219	inhomogeneous	microcrack			
ETP-10	inhomogeneous	no			
IG 110	inhomogeneous	no			
ATJ	very inhomogen.	no			
CGW	very inhomogen.	no			
YPD	inhomogeneous	one sample fractured			

Tabelle 5: Zusammenfassung der an Graphiten gewonnenen experimentellen Ergebnisse (Kap. 5.1.1)

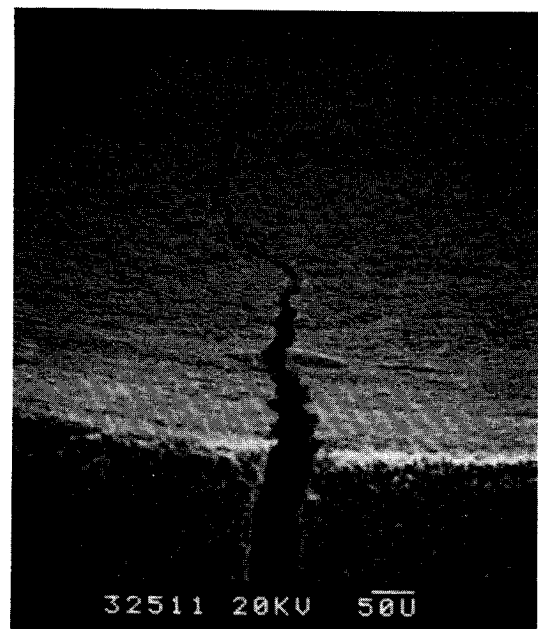
Die Versuchsergebnisse an diesen Proben zeigen, dass Rissbildungsprozesse durch Spannungskonzentration wesentlich verstaerkt werden. Abbildung 21 b zeigt einen Riss, der an der Bohrungskante eingeleitet wurde. Die sehr ungleichmaessige Struktur dieses Bereichs deutet darauf hin, dass die Risseinleitung durch Schub geschieht. Der weitere Verlauf des Risses in den Werkstoff ist sehr geradlinig. Risse, die an den Bohrungskanten von AXF-5Q (Gruppe a) und CL 5890 PT (Gruppe c) eingeleitet wurden, breiten sich bis zu 10 mm tief in den Werkstoff aus. Ebenso finden sich Risse in Proben der Gruppe d (IG 110 und ETP 10), die sich jedoch



a) 2 cm



b)



c)

Abb. 21 a - c: AXF-5Q, Spannungskonzentrationsprobe

Pulslänge 265 ms, Leistungsdichte 105 MW/m^2

a: Uebersichtsaufnahme; Risse in der Probenoberflaeche gehen von einer Bohrung mit 6 mm Durchmesser aus

b: REM-Aufnahme der Risseinleitungszone am Rand der Bohrung

c: REM-Aufnahme entlang eines Risses in die Tiefe der Bohrung



a)



b)

Abb. 22 a, b: ATJ, Spannungskonzentrationsprobe

Pulslänge 271 ms, Leistungsdichte 105 MW/m^2

a: REM-Aufnahme eines Mikrorisses

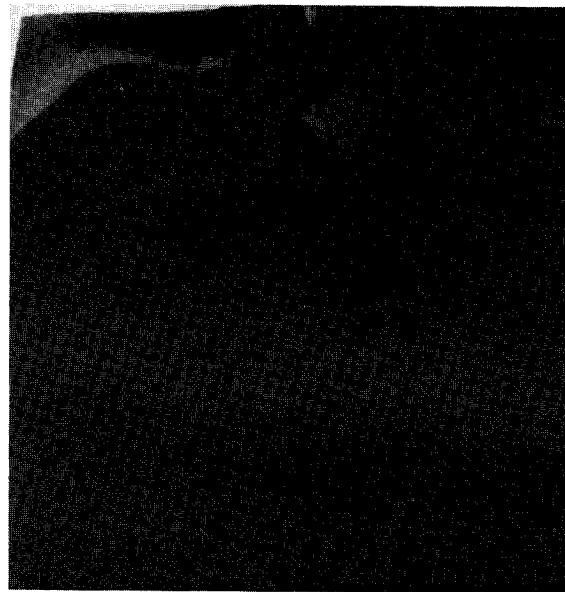
b: REM-Aufnahme der Mikrorisssspitze

wesentlich weniger weit in den Werkstoff ausbreiten. Das günstigste Verhalten zeigen ATJ-Proben mit lediglich wenigen Mikrorissen am Bohrungsrand. Diese Mikrorisse werden sofort in der Mikrostruktur des Materials aufgefangen (Abb. 22).

5.1.3 Thermische Zyklerversuche

Zur Untersuchung des Verhaltens von Graphiten unter wiederholter Thermoschockbelastung wurden Versuche an zwei AXF-5Q Proben durchgeführt /178/. Beide Proben (a und b) wurden 25 Belastungspulsen mit einer durchschnittlichen Leistungsdichte von 101 MW/m^2 und einer durchschnittlichen Pulslänge von 173 ms unterzogen. Die aufgetretenen Strukturaenderungen können wie folgt zusammengefasst werden:

fracture uplifting



1cm

Abb. 23: AXF-5Q; Probenoberflaeche nach Belastung mit 25 Pulsen. Risse, Abhebungen von Oberflaechensplittern und der Bruch an einer Probenecke wurden durch die zyklische Belastung hervorgerufen.

- Auftreten von Oberflaechenrissen nach 8 Zyklen bei Probe a und nach 13 Zyklen bei Probe b;
- anschliessendes Risswachstum, das zum Abheben von Oberflaechensplittern von einigen mm^2 Groesse fuehrt;
- Bruch der Probe a an einer Kante nach 25 Pulsen und fortgesetztem Risswachstum nach der Risseinleitung;
- Erosion der Probenoberflaechen.

Abbildung 23 zeigt die Oberflaeche von Probe a nach 25 zyklischen Belastungen mit Rissen, abgehobenen Oberflaechensplittern und Bruchbildung an einer Probekante. Die Risse wurden in annaehernd rechtem Winkel zur Probenoberflaeche eingeleitet (Abb. 24 und 25). Waehrend des weiteren Risswachstums verlaufen die Risse in

einer Krümmung und schliesslich parallel oder in kleinem Winkel zur belasteten Oberfläche. Durch derartig fortgesetztes Risswachstum können sich Splitter von einigen mm² Fläche und 1 - 2 mm Stärke bilden und vom Substrat abheben. Der Riss, der zum Bruch der Probe führte, verläuft in einem Winkel von etwa 30° zur Oberfläche.

Abbildung 24 zeigt einen Ausschnitt der Risseinleitungszone in direkter Nähe zur belasteten Oberfläche. Das Bruchbild in diesem Gebiet von der belasteten Oberfläche bis in eine Tiefe von etwa 200 µm unterscheidet sich deutlich von dem Bruchbild weiter unterhalb der belasteten Oberfläche, das wesentlich glatter und gleichmässiger ausgebildet ist (Abb. 25). Offensichtlich versagte der Werkstoff in Oberflächennähe durch Schub, wohingegen der weitere Rissverlauf durch Zugspannungen vorangetrieben wird [206,207]. Die in Abbildung 25 sichtbaren Rastlinien auf der Bruchoberfläche deuten auf zyklisches Risswachstum während der zyklisch aufgetragenen thermischen Oberflächenlasten hin. Im Versuch waren 17 Belastungszyklen für das schrittweise Risswachstum bis zum Bruch notwendig.

5.2 Numerische Ergebnisse

Unter Verwendung des in Kapitel 3.3 beschriebenen Rechenprogramms wurde eine Reihe von Rechnungen durchgeführt, die Aufschluss über die Werkstoffantwort von Graphiten unter kurzzeitigen Wärmebelastungen, wie sie in den Experimenten aufgebracht wurden, geben sollen. Für die Berechnung wurden Werkstoffdaten der Graphitsorten AXF-5Q, CL 5890 PT, EK 98, FP 219 und ATJ herangezogen, die in Anhang A4 aufgelistet sind.

Oberflächentemperatur:

Der Anstieg der Oberflächentemperatur von AXF-5Q für eine Wärmebelastung von 100 MW/m² für 200 ms ist in Abbildung 26 dargestellt. Eine Rechnung, die den Einfluss der Werkstoffverdampfung auf die Oberflächentemperatur unberücksichtigt lässt, zeigt eine um etwa 200°C höhere Endtemperatur als die Rechnung, die Verdampfungseffekte einschliesst. Für die Verdampfung von Werk-

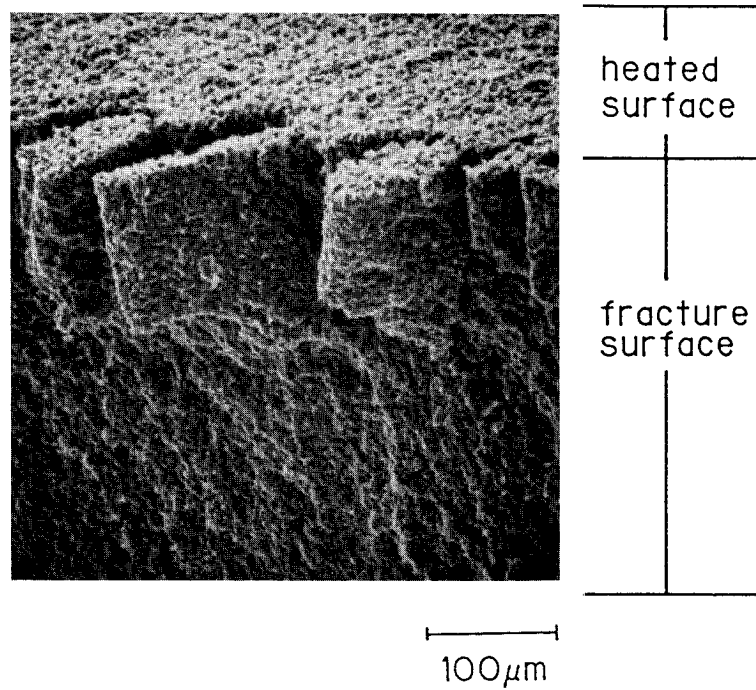


Abb. 24: AXF-5Q; Gebiet der Risseinleitung nach Belastung der Probe mit 25 Pulsen

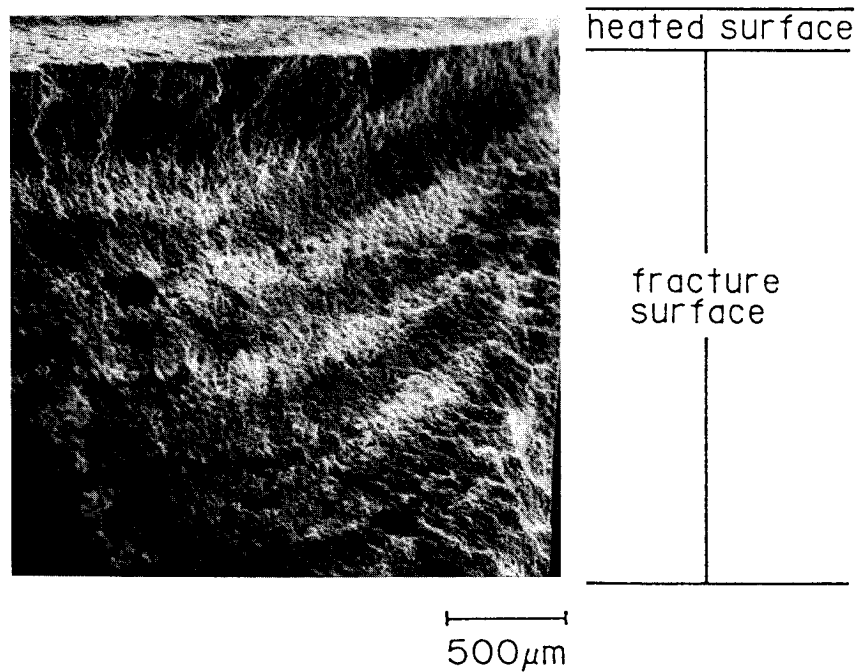


Abb. 25: AXF-5Q; Blick auf die Rissoberflaeche nach Belastung mit 25 Pulsen. Rastlinien auf der Bruchoberflaeche weisen auf zyklisches Risswachstum hin.

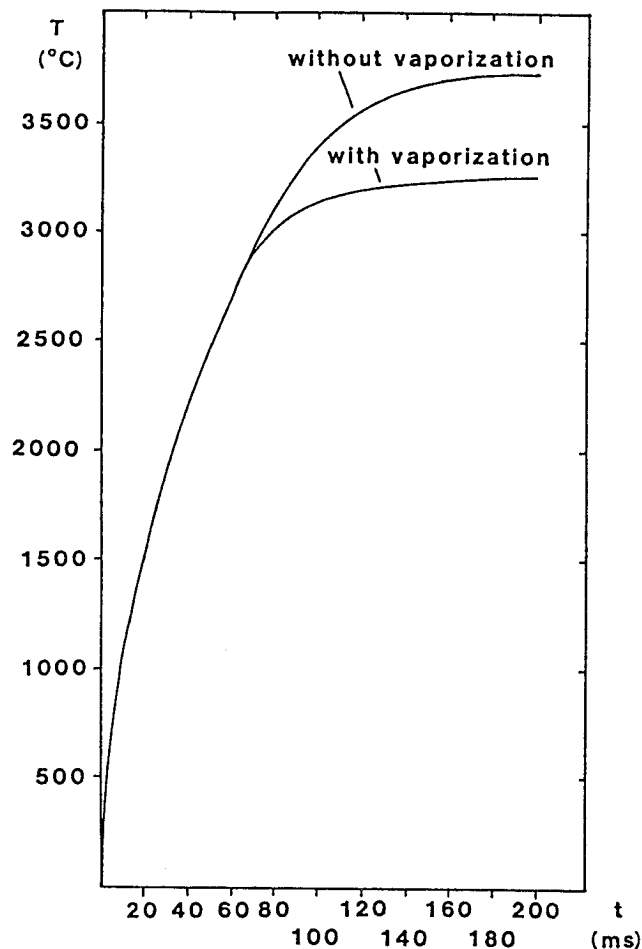


Abb. 26: Berechneter Anstieg der Oberflächentemperatur von AXF-5Q für eine Belastung von 100 MW/m^2

stoff wird ein beträchtlicher Teil der zugeführten Wärmeenergie verbraucht, der somit nicht für die weitere Erhöhung der Oberflächentemperatur zur Verfügung steht. Dieser Effekt gewinnt allerdings erst bei Oberflächentemperaturen oberhalb von 3000°C an Bedeutung, da der Dampfdruck des belasteten Werkstoffs exponentiell mit der Temperatur ansteigt (s. Kap. 3.1). In beiden Fällen erfolgt zu Beginn des Belastungspulses ein sehr rascher Anstieg der Oberflächentemperatur, die schon nach 35 ms 2000°C überschreitet. Die bei derart hohen Temperaturen in der Nähe der Werkstoffoberfläche auftretenden physikalischen und mechanischen Prozesse sind quantitativ nur näherungsweise bestimmbar, da Daten über physikalische und mechanische Eigenschaften von Kohlenstoffwerkstoffen im Temperaturbereich oberhalb von 2000°C nur in äußerst eingeschränktem Umfang existieren. Für die

beiden im Rahmen dieser Arbeit im wesentlichen beschriebenen strukturellen Veraenderungen an Kohlenstoffwerkstoffen unter thermoschockartiger Belastung, der Erosion und der Rissbildung, koennen daher nur quantitative Naeherungen ermittelt werden.

Werkstoffverdampfung:

Ein Vergleich des thermischen Verhaltens und des Erosionsverhaltens unterschiedlicher Graphite ist in Abbildung 27 gegeben. In dieser Abbildung wurde die temperaturabhaengige Waermeleitfaehigkeit der einzelnen Graphite der errechneten Oberflaechentemperatur und der Staerke der abgedampften Oberflaechenschicht fuer einen Belastungspuls von 100 MW/m^2 und 200 ms gegenuebergestellt. Die Unterschiede im Verhalten der Graphite sind relativ gering, mit Ausnahme von ATJ, der eine bedeutend bessere thermische Leitfaehigkeit aufweist. In diesem Fall wird die dem Werkstoff zugefuehrte Waermelast besser in tieferliegende Werkstoffregionen abgeleitet, woraus eine niedrigere Oberflaechentemperatur folgt. Da die Werkstoffverdampfung der Oberflaechentemperatur folgt, weist ATJ geringere Verdampfungsraten bei gleicher Oberflaechenbelastung auf. Insgesamt deuten diese Ergebnisse daraufhin, dass zwischen den meisten Graphiten, deren Waermeleitfaehigkeit sich nicht grundlegend unterscheidet, nur geringe Unterschiede im Verdampfungsverhalten auftreten.

Massiven Einfluss auf die Erosion durch Werkstoffverdampfung uebt hingegen die Leistungsdichte der zugefuehrten Waermelast aus (Abb. 28). Rechnungen, die im Bereich von Leistungsdichten zwischen 80 und 100 MW/m^2 fuer Pulslaengen von 200 ms durchgefuehrt wurden, zeigen, dass ein Anstieg der Leistungsdichte von etwa 15% eine Verdoppelung der Werkstofferosion durch Verdampfung mit sich bringt. Der Unterschied in der maximalen Oberflaechentemperatur betraegt in diesen Faellen nur etwa 50°C .

Ebenso koennen moegliche Abschirmprozesse durch die von der belasteten Oberflaeche emittierte Gaswolke verdampfter Atome starken Einfluss auf die Werkstofferosion ausueben /168/. Hierbei kollidieren die eintreffenden Wasserstoffionen und -atome mit Atomen der Gaswolke, die sich vor der Probenoberflaeche gebildet hat.

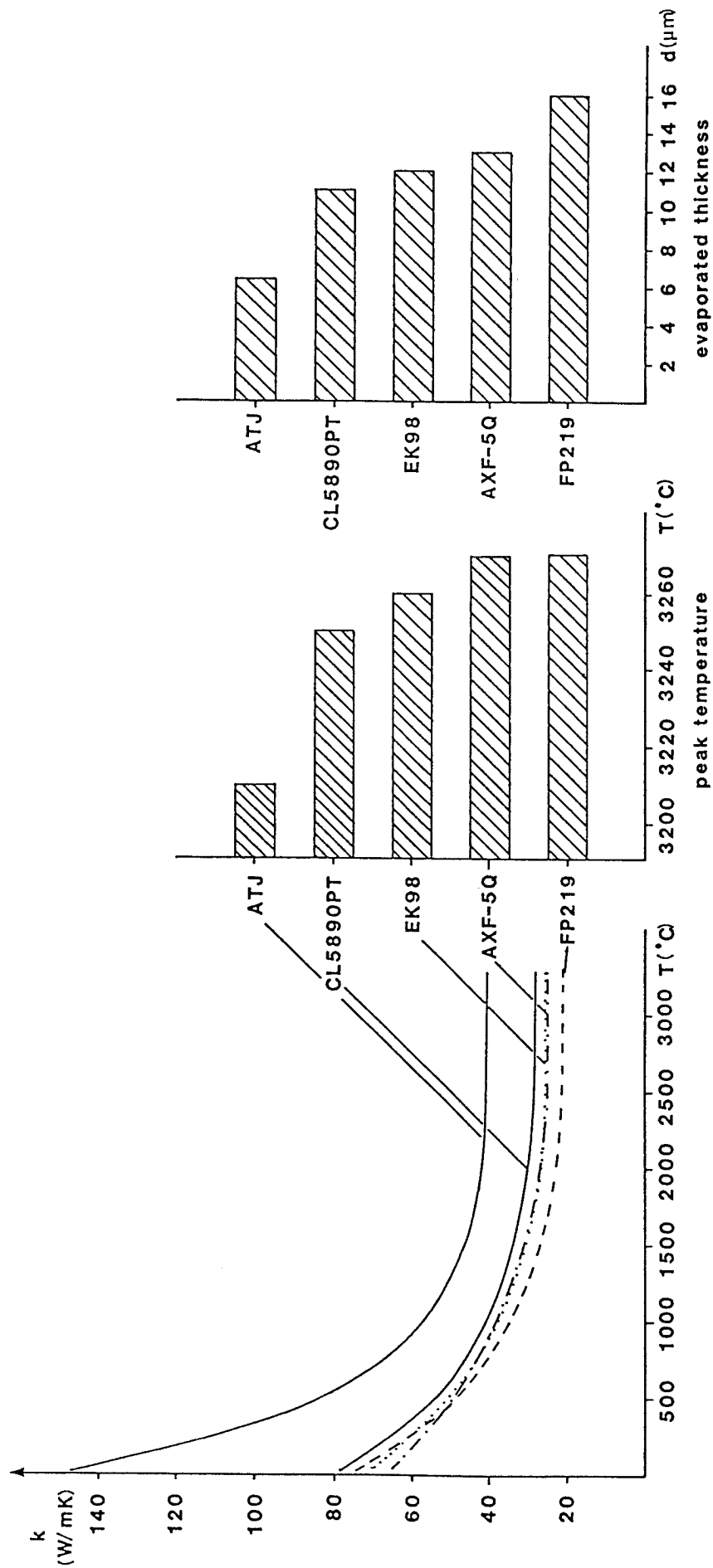


Abb. 27: Waermeleitfaehigkeit verschiedener Graphite in Abhaen-
gigkeit von der Temperatur, sowie die berechnete Maxi-
maltemperatur und die Staerke der abgedampften Schicht
dieser Graphite fuer eine Belastung von 100 MW/m^2 fuer
200 ms

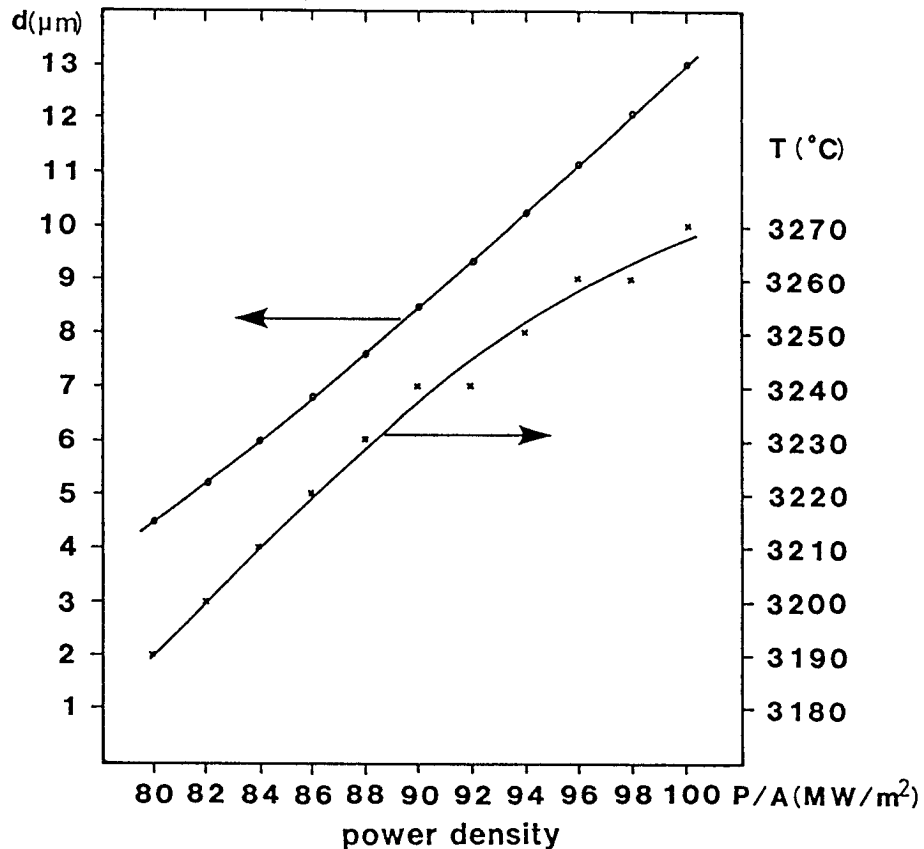


Abb. 28: Darstellung der berechneten Maximaltemperatur und der Staerke der abgedampften Schicht in Abhaengigkeit von der aufgebrauchten Leistungsdichte fuer einen Puls von 200 ms auf AXF-5Q

Der maximale Abschirmeffekt ist erreicht, wenn saemtliche ein-
treffenden Wasserstoffpartikeln des Strahls ihre gesamte Energie
in der Gaswolke oberhalb der Probenoberflaeche abgeben. Es wird
davon ausgegangen, dass die von der Gaswolke aufgenommene Energie
in Form von elektromagnetischer Strahlung und thermischer Diffu-
sion der Gasatome homogen abgegeben wird, wobei etwa die Haelfte
dieser Energie der Werkstoffoberflaeche zugefuehrt wird. Dieser
Fall, dass

$$P/A(t) = 1/2 (P/A)_0$$

$(P/A)_0$: Leistungsdichte des Wasserstoffstrahls am Ort der Probe
ohne Abschirmung durch die Gaswolke
wird, tritt auf, wenn die Staerke der abgedampften Werkstoff-
schicht die Groesse der Reichweite von beschleunigten Wasser-
stoffpartikeln im Werkstoff erreicht, und saemtliche verdampften

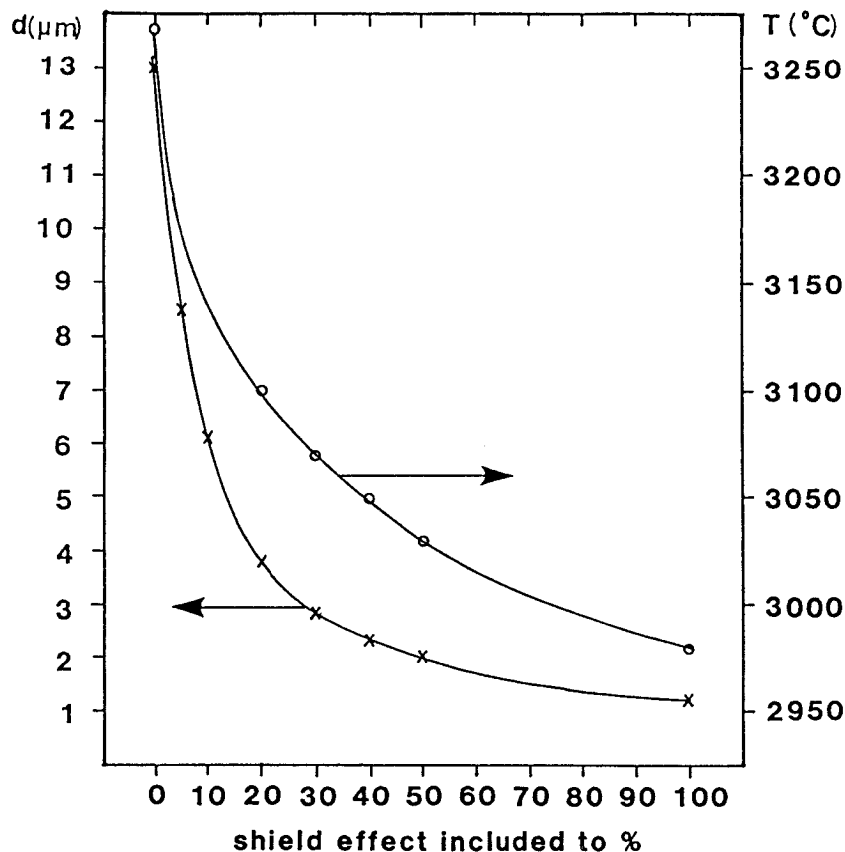


Abb. 29: Darstellung der berechneten Maximaltemperatur und der Staerke der abgedampften Schicht in Abhaengigkeit von dem Anteil der abgedampften Atome, die zur Abschirmung der Probenoberflaeche gegen die eintreffende Waermelast beitragen. AXF-5Q, Puls-laenge 200 ms, Leistungsdichte 100 MW/m^2

Atome zur Abschirmung des Werkstoffs beitragen. Bei einer angenommenen Reichweite von $0.7 \mu\text{m}$ fuer 90 keV Wasserstoffpartikel in Graphit [208] entspricht dies einer Verdampfungsstaerke von ebenfalls $0.7 \mu\text{m}$. Im Fall geringerer Verdampfungsstaerken wird nur ein Teil der eintreffenden Partikel Abschirmprozessen durch die Gaswolke unterworfen. Ebenso ist es im Fall der Experimente unter Verwendung eines Neutralteilcheninjektors unwahrscheinlich, dass saemtliche verdampften Atome zur Abschirmung beitragen. Es wird vielmehr davon ausgegangen, dass nur ein Teil der verdampften Atome in der Strahllinie vor der belasteten Probenoberflaeche verweilt und fuer Kollisionen zur Verfuegung steht. Im Rahmen von Elektronenstrahlexperimenten an Eisen wurde naeherungsweise ein Wert von 5% der emittierten Gasatome ermittelt, die zur Abschir-

mung beitragen /118/. Im vorliegenden Fall von Experimenten an wesentlich groesseren Probenoberflaechen koennte dieser Anteil hoeher sein. Der Einfluss des Abschirmeffekts auf die maximale Oberflaechentemperatur und die Werkstoffverdampfung ist in Abbildung 29 dargestellt. Schon bei Abschirmbeitraegen von nur 5 - 10% der emittierten Gasatome wird die Gesamtverdampfung betraechtlich reduziert und geht bei Abschirmung durch saemtliche emittierten Atome auf etwa 10% des ohne Abschirmung ermittelten Wertes zurueck. Der Unterschied in der maximalen Oberflaechentemperatur betraegt hierbei etwa 200°C.

Waermespannungen:

Die in Proben unter einer Belastung mit 100 MW/m^2 auftretenden Waermespannungen wurden anhand der zuvor berechneten Temperaturverteilungen bestimmt. Abbildung 30 a, b zeigt die Spannungsprofile als Funktion der Werkstofftiefe nach Pulslaengen von 80 ms und 200 ms. Bei thermischen Belastungen, wie sie in den vorliegenden Experimenten auftraten, bauen sich sehr rasch hohe Druckspannungen in einer duennen, stark aufgeheizten Oberflaechenschicht auf. Diese Druckspannungen erreichen ihren hoechsten Wert nach etwa 80 ms Pulsdauer, da zu diesem Zeitpunkt der Temperaturgradient in Oberflaechennaehem am groessten ist. Im weiteren Verlauf bauen sich im Probeninneren Zugspannungen auf, die jedoch bedeutend geringer als die an der Oberflaechen herrschenden Druckspannungen sind. An der Probenrueckseite herrschen wieder schwache Druckspannungen. Mit fortschreitender Pulsdauer, d.h. mit voranschreitendem Temperaturanstieg im Probeninneren weicht die spannungsfreie Zone zwischen Druck- und Zugspannungen in groessere Werkstofftiefen von einigen wenigen mm zurueck.

Tabelle 6 gibt einen Vergleich der in unterschiedlichen Graphiten bei gleicher Belastung von 100 MW/m^2 auftretenden Spannungen. Die numerisch ermittelten Werte werden den Druck- und Zugfestigkeiten der Werkstoffe bei Raumtemperatur gegenuebergestellt (s. Anhang A3). Hierbei ist jedoch zu beachten, dass die numerisch ermittelten Spannungen lediglich Naeherungswerte darstellen, die anhand von konstanten Werten fuer den linearen Waermeausdehnungskoeffizienten und den Elastizitaetsmodul der Werkstoffe gewonnen wur-

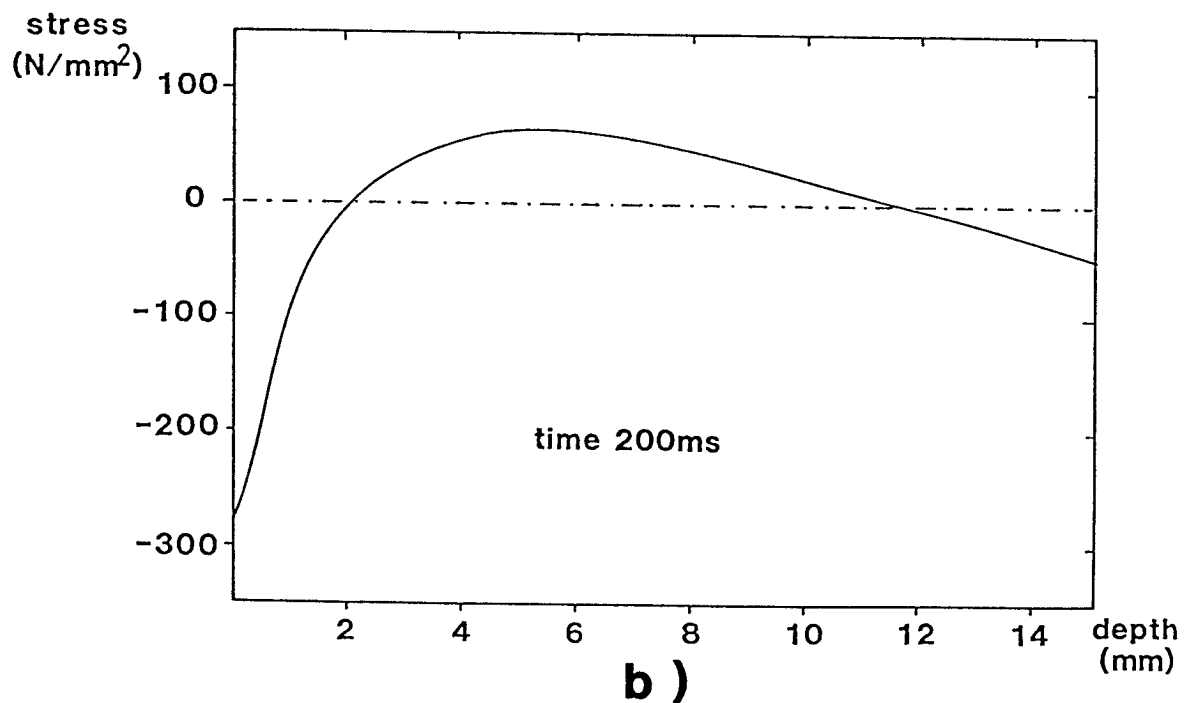
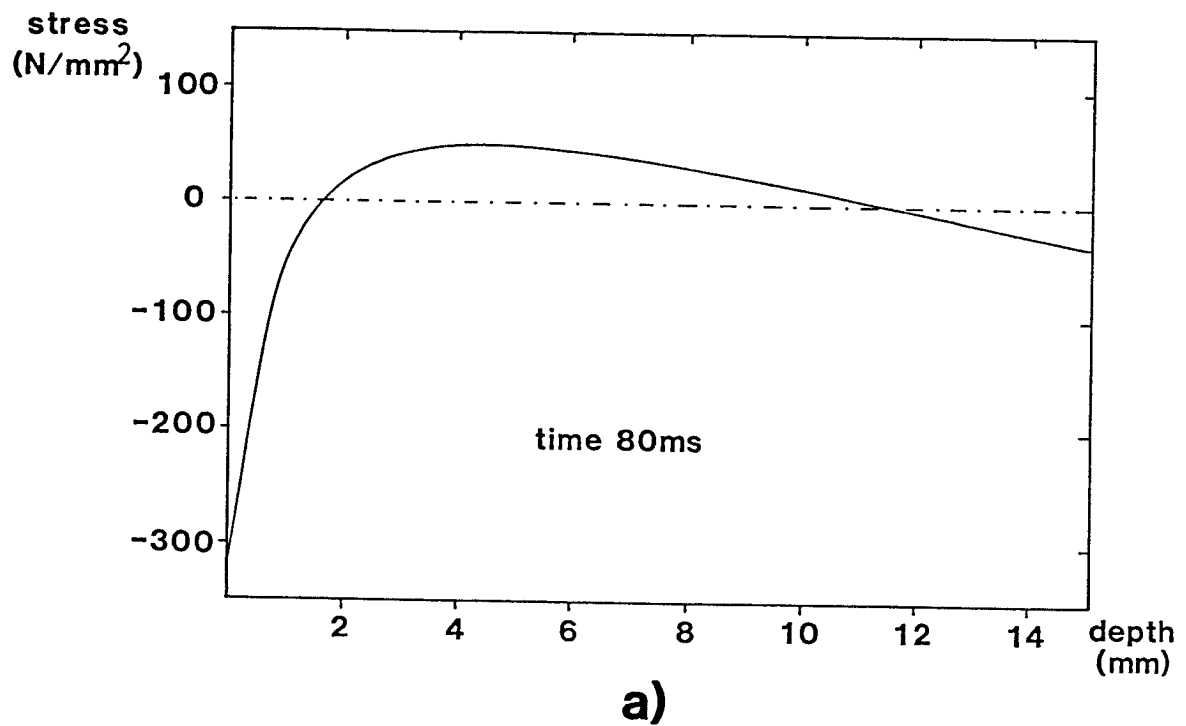


Abb. 30 a, b: Numerisch ermittelte Waermespannungen in Abhaengigkeit von der Werkstofftiefe fuer eine Oberflaechenbelastung von 100 MW/m^2 fuer AXF-5Q

a: Spannungsverteilung nach 80 ms Pulslaenge

b: Spannungsverteilung nach 200 ms Pulslaenge

material	peak comp. stress (N/mm ²)	comp. strength (N/mm ²)	peak tens. stress (N/mm ²)	tens. strength (N/mm ²)
AXF-5Q	-315	-143	64	63
CL5890PT	-141	-130	30	33
EK98	-105	-110	21	30
FP219	- 78	- 75	15	16
ATJ	- 72	- 70	17	30

Tabelle 6: Vergleich der numerisch ermittelten Waermespannungen (Hoechstwerte), die in Graphiten waehrend eines Belastungspulses von 100 MW/m² und 200 ms auftreten, mit der Druck- und Zugfestigkeit bei Raumtemperatur (s. Anhang A3). Die Hoechstwerte der Druckspannung werden nach 60 bis 100 ms erreicht, wogegen sich die Zugspannungen im Probeninneren langsamer aufbauen.

den. Tatsaechlich sind diese Werte jedoch deutlich von der Werkstofftemperatur abhaengig (s. Kap. 5.3.1).

5.3 Diskussion der an Graphiten gewonnenen Ergebnisse

5.3.1 Rissbildung

Waehrend der Thermoschockbelastungsexperimente an Graphiten (Kapitel 5.1.1) zeigten folgende Sorten Rissbildung an den belasteten Oberflaechen: AXF-5Q, ZXF-5Q, ISO 880, T6-P, MT 200 K, CL 5890 PT, EK 98 und FP 219 (Mikrorisse)(s. Tabelle 5). Der Schwellwert fuer das Auftreten von Rissen an Graphitproben der Gruppen a und b (AXF-5Q, ZXF-5Q, ISO 880, T6-P, MT 200 K) sowie EK 98 wurde zu etwa $F = 40 \text{ MW/m}^2 \sqrt{s}$ ermittelt. Die uebrigen untersuchten Graphite verhielten sich weniger empfindlich in Bezug auf Rissbildung unter Thermoschockbelastungen.

Die Ergebnisse der Experimente mit Proben, bei denen Spannungskonzentrationen durch eine Bohrung von 6 mm Durchmesser in der Probenoberflaeche eingeleitet wurde, stimmen mit den zuvor durchgefuehrten Experimenten an Proben mit glatten Oberflaechen qualitativ ueberein. Im Rahmen der Versuche zum Einfluss von Spannungskonzentrationen auf das Rissverhalten erwies sich AXF-5Q als empfindlichste Graphitsorte, gefolgt von CL 5890 PT. IG 110 und ETP-10 bildeten lediglich kleinere Risse. ATJ zeigte den hoechsten Widerstand gegen Rissbildung und Risswachstum.

Zusammenfassend laesst sich folgende Rangordnung der Graphitsorten hinsichtlich ihrer Neigung zur Rissbildung unter Thermochockbelastung festlegen (in der Reihenfolge abnehmender Neigung zur Rissbildung):

ISO 880, (YPD: Bruch einer Probe)

AXF-5Q, ZXF-5Q

EK 98

T6-P, MT 200 K

CL 5890 PT

FP 219

IG 110, ETP-10

ATJ, (CGW)

Die in Kapitel 5.2 aufgefuehrten numerischen Ergebnisse zur Spannungsverteilung unter thermischer Oberflaechenbelastung belegen, dass die in den Experimenten beobachtete Rissbildung durch Waermespannungen verursacht wird. Saemtliche Berechnungen fuer fuenf Graphitsorten ergeben Druckspannungen an der belasteten Oberflaeche, die die Groesse der Druckfestigkeit bei Raumtemperatur erreichen oder ueberschreiten. Diese Ergebnisse befinden sich in grober Uebereinstimmung mit dem experimentell ermittelten Rissverhalten. So zeigte AXF-5Q sowohl in den Experimenten das unguenstigste Rissverhalten, als auch die Rechnungen fuer diesen Werkstoff die hoechsten Spannungen ergaben, welche die Werkstofffestigkeit weit ueberschreiten. Die in diesem Werkstoff auftretenden Spannungen sind wesentlich hoeher als die Spannungen in

anderen Graphiten, da AXF-5Q neben einer hohen Waermeausdehnung ueber einen hohen Elastizitaetsmodul verfuegt. Das Rissbildungsverhalten der Graphite EK 98, FP 219 und ATJ laesst sich hingegen anhand der numerischen Ergebnisse nicht voneinander unterscheiden, waehrend die experimentellen Ergebnisse deutliche Unterschiede aufzeigen. Fuer diese Abweichung lassen sich zwei Gruende anfuehren:

1. Die Werte des linearen Waermeausdehnungskoeffizienten, des Elastizitaetsmoduls und der Festigkeit sind stark temperaturabhaengig. Qualitativ laesst sich diese Abhaengigkeit wie folgt umreißen /184/:

Waermeausdehnungskoeffizient: Mit ansteigender Temperatur steigt der lineare Waermeausdehnungskoeffizient an.

Elastizitaetsmodul: Das Verhalten des Elastizitaetsmoduls bei hohen Temperaturen haengt extrem von dem jeweiligen Material ab (Graphitisierungsgrad, Anisotropie, Porositaet). Im allgemeinen steigt der Elastizitaetsmodul mit der Temperatur an und faellt nach Erreichen eines Wendepunkts wieder ab. Die Temperatur, bei der dieser Wendepunkt auftritt, und der Gradient des anschliessenden Abfalls des Elastizitaetsmoduls haengt von der jeweiligen Graphitsorte ab.

Festigkeit (Zug-, Druck-, Biegefestigkeit): Die mechanischen Eigenschaften verbessern sich bei hohen Temperaturen. Die hoechsten Werte werden im Temperaturbereich von 2200 bis 2500°C, abhaengig von der Graphitsorte, erzielt. Bei hoeheren Temperaturen nehmen diese Werte wieder rasch ab, da Graphit in diesem Temperaturbereich zunehmend plastisches Verhalten zeigt.

Diese Temperaturabhaengigkeiten gingen nicht in die vorliegenden Berechnungen ein, da keine konsistenten Messdaten, die den relevanten Temperaturbereich einschliessen, verfuegbar waren.

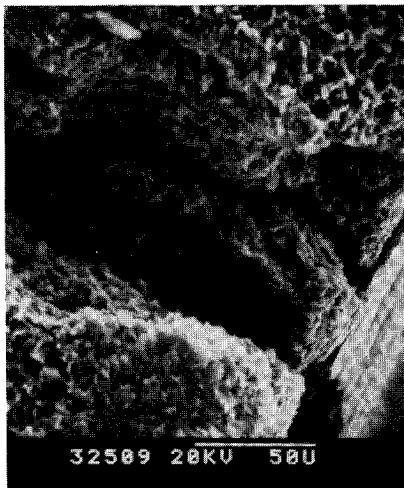
2. Die Berechnungen lassen den Einfluss der Mikrostruktur von Graphiten auf das Rissbildungsverhalten unberuecksichtigt, der noch zu diskutieren ist.

Diese beiden Ursachen fuehren auch dazu, dass die Anwendung von Guetefaktoren, wie sie in anderen technischen Bereichen zur Beschreibung des Thermoschockverhaltens von Werkstoffen ueblich ist, zur Unterscheidung des Verhaltens einzelner Graphitsorten versagt /209/.

Das Erscheinungsbild der Thermoschockrisse in Graphiten deutet auf einen zweistufigen Entstehungsprozess dieser Risse hin. Risse in Gebieten nahe der belasteten Oberflaeche werden durch Schub hervorgerufen, wodurch ein sehr ungleichmaessiges Rissbild entsteht /206/. Unterhalb dieser Zone, die sich nur ueber wenige 100 μm in die Werkstofftiefe erstreckt, verlaufen die Risse recht geradlinig mit glatten Bruchflaechen, was auf Rissfortschritt hinweist, der durch Zugspannungen verursacht wird.

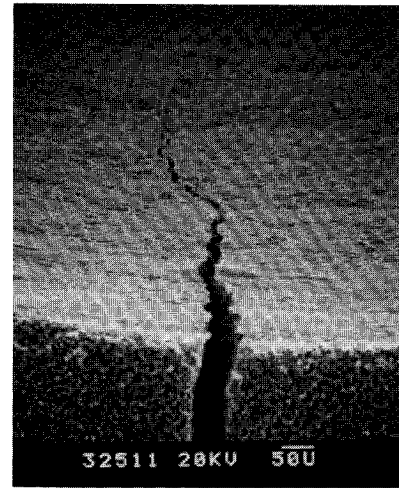
Anhand dieser Beobachtungen an thermoschockbelasteten Graphitproben und anderen Studien ueber das Bruchverhalten von Graphiten /184,206,210-215/ wurde ein Zwei-Stufen-Modell zur Beschreibung des Rissprozesses unter thermoschockartigen Waermelasten abgeleitet (Abb. 31). Dieses Modell unterscheidet die Phasen der Risseinleitung und des weiteren Rissfortschritts wie folgt:

Risseinleitung: Waehrend der Aufheizphase der Werkstoffoberflaeche unter hohen Waermelasten (z.B. 100 MW/m^2) werden Temperaturen oberhalb von 2000°C innerhalb von 35 ms erreicht (s. Kap. 5.2). Die resultierende thermische Ausdehnung des Materials ruft hohe Druckspannungen in einer duennen, stark aufgeheizten Oberflaechenschicht (Staerke $< 1 \text{ mm}$) hervor (s. Abb. 30). Bei Uberschreiten der Druckfestigkeit des Werkstoffs werden Risse an der Probenoberflaeche durch Schub in einem elastisch-plastischen Modus eingeleitet. In keinem Fall wurden bei einzelbelasteten Proben Risse beobachtet, die im Probeninneren durch Zugspannungen eingeleitet wurden.



1. Crack initiation:

Driven by compressive surface stresses under high heat loads



2. Crack propagation:

Mainly driven by resultant tensile stresses in the bulk

Abb. 31: Zwei-Stufen-Modell zur Rissbildung in Graphiten unter thermoschockartiger Oberflaechenbelastung

Aufgrund des in Kapitel 5.2 beschriebenen sehr starken Temperaturgradienten, der innerhalb des Werkstoffs bei thermischer Oberflaechenbelastung auftritt, herrschen hohe Druckspannungen nur in einer sehr duennen Oberflaechenschicht. Schon in geringer Werkstofftiefe sind die erzeugten Druckspannungen nicht mehr ausreichend, weiteren Rissfortschritt in den Werkstoff aufrecht zu erhalten. Solcher Rissfortschritt ist also nur unter anderen Spannungszustaenden, wie sie z. B. waehrend der Abkuehlphase nach der thermischen Belastung oder unter wiederholter Belastung auftreten, moeglich.

Rissausbreitung: Bei ihrer weiteren Ausbreitung verlaufen Risse in Graphiten der Gruppe a (s. Kap. 5.1.1, AXF-5Q, ZXF-5Q, ISO 880) gekruemmt, bis sie eine annaeherd parallele Richtung zur belasteten Oberflaeche einnehmen. Dieser Rissverlauf deutet daraufhin, dass bei der Risseinleitung genuegend Energie freigesetzt wird, durch die sich diese Risse in einem annaeherd spannungsfreien Feld normal zu der Richtung der Druckspannungen dieser Zone ueber Laengen von etwa 1 mm ausbreiten koennen. Diese

Form der direkten Rissausbreitung scheint unabhaengig von anderen Spannungsfeldern in der Probe zu geschehen. Unter weiteren zyklisch aufgetragenen Waermelasten (s. Kap. 5.1.3) kommt es jedoch zu weiterem Risswachstum. Risse in Werkstoffen dieser Gruppe, die sich in Richtung des Probenrands ausbreiten, dringen bei wiederholter Belastung schrittweise in einem Winkel von etwa 30° zur Probenoberflaeche vor, bis sie den Probenrand erreichen und ein Teil der Probe bricht.

Ferner koennen Spannungskonzentrationen in der Probe den Rissverlauf entscheidend veraendern, da sie Rissen erlauben, tief in den Werkstoff einzudringen (s. Kap. 5.1.2). Risse, die sich unter Spannungskonzentration in AXF-5Q und CL 5890 PT ausbreiten, dringen geradlinig tief in den Werkstoff ein. In diesem Fall ist die Konzentration resultierender Zugspannungen in der Probe tangential zum Bohrungsrand ausreichend, den Rissfortschritt aufrecht zu erhalten. Dies gilt in geringerem Mass auch fuer IG 110, wogegen diese Spannungen im Fall von ETP-10 und ATJ nicht fuer weiteres Risswachstum genuegen. Risse bzw. Mikrorisse in diesen beiden Werkstoffen, die durch die Konzentration von Druckspannungen verursacht wurden, koennen nicht weiter fortschreiten.

Mikroskopische Untersuchungen zeigen, dass die Mikrostruktur der getesteten Graphite Aufschluesse ueber das Rissverhalten unter hohen Waermebelastungen gibt. Nach einem Modell ueber den Einfluss von Inhomogenitaeten in der Struktur graphitischer Werkstoffe auf die Spannungsverteilung vor einer Rissspitze /210/ verursachen Inhomogenitaeten von Binder und Fueller sowie Poren beachtliche Unterschiede in der Spannungsverteilung, verglichen mit einem homogenen Werkstoff (Abb. 32).

Ein Vergleich der Mikrostruktur der getesteten Graphite mit dem mikroskopischen Erscheinungsbild der Risse zeigt, dass der Rissverlauf mit zunehmend inhomogener Mikrostruktur ungleichmaessiger wird, und Risse sich staerker veraesteln. Risse folgen den Inhomogenitaeten des Materials und verlaufen bevorzugt durch die Binderphase sowie durch Poren. Bei Graphitsorten mit vergleichsweise

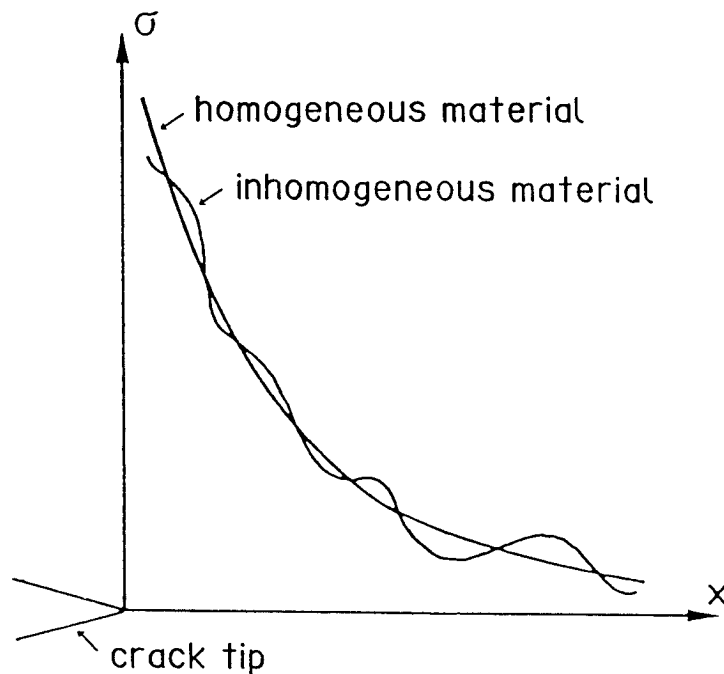
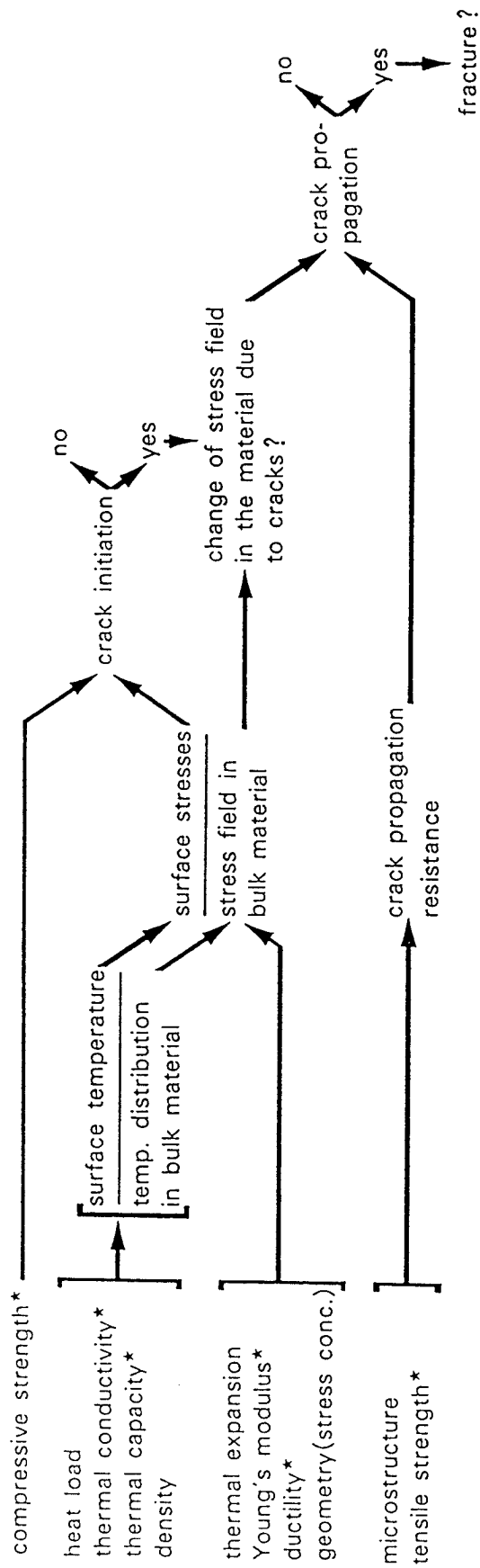


Abb. 32: Spannungsverteilung vor einer Rissspitze in einem homogenen und einem inhomogenen Werkstoff /210/

grobem Fuellerkorn muessen Risse in ihrem Verlauf entsprechend groessere Wege zuruecklegen, da sie auf laengere Bahnen um die groesseren Fuellerkoerner herum gezwungen werden. Auf diese Weise wird mehr Energie waehrend des Rissfortschritts dissipiert, wodurch der erhoehte Widerstand gegen Rissausbreitung und Bruch solcher Graphitsorten erklart werden kann. Den hoechsten Widerstand gegen Rissausbreitung in den Experimenten zeigte ATJ-Graphit, der gleichzeitig die inhomogenste Mikrostruktur der untersuchten Graphite aufweist. Risse in diesem Graphit werden sofort in kleine Mikrorisse aufgespalten, die leicht in der Struktur des Werkstoffs gestoppt werden. Somit muss fuer eine Abschaetzung des Thermoschockverhaltens eines Graphits neben physikalischen und strukturellen Eigenschaften insbesondere seine Mikrostruktur beruecksichtigt werden.

Studien zur Bruchmechanik von Graphiten zeigen aehnliche Ergebnisse /184,210-215/. Einige dieser Arbeiten untersuchen gleichzeitig Grob- und Feinkorngraphite. Im allgemeinen stellen die hoeheren Festigkeitswerte von Feinkorngraphiten keinen Vorteil in

parameters for the cracking
behaviour of graphite



* : highly temperature dependent properties

Abb. 33: Schematische Darstellung des Einflusses der Werkstoffparameter auf die Rissbildung in Graphiten unter thermoschockartiger Oberflaechenbelastung

Bezug auf den Widerstand gegen Rissbildung eines Graphits dar. Die vorliegenden Thermoschockexperimente an Feinkorngraphiten zeigen, dass diese Beobachtung auch innerhalb dieser Gruppe gueltig ist, da auch hier beachtliche Unterschiede in der Mikrostruktur unterschiedlicher Werkstoffe bestehen.

Abbildung 33 zeigt schematisch den Prozess der Rissbildung in Graphiten unter Oberflaechenwaermebelastung mit saemtlichen diskutierten Einflussgroessen. Zusammenfassend lassen sich Feinkorngraphite mit dem hoechsten Widerstand gegen Rissbildung unter hohen Waermelasten wie folgt charakterisieren:

- thermischer Ausdehnungskoeffizient kleiner als $4.5 \times 10^{-6}/K$
- niedriger Elastizitaetsmodul
- gute Waermeleitfaehigkeit bei hohen Temperaturen
- grobe Mikrostruktur mit Korngroessen oberhalb von $10 \mu m$.

5.3.2 Erosion

Die experimentellen Ergebnisse zur Graphiterosion unter Thermoschockbelastung sind in Abbildung 34 als Gewichtsverluste ueber dem Waermeflussparameter F aufgetragen. Aus dieser Abbildung geht hervor, dass messbare Gewichtsverluste bei einer Belastung von etwa $36 \text{ MW/m}^2 \sqrt{s}$ auftreten. Dieser Schwellwert fuer Graphiterosion liegt im Rahmen der Schwellwerte, die in anderen Studien ermittelt wurden (s. Kap. 1.4.1). Oberhalb dieses Wertes nehmen die Gewichtsverluste rasch zu.

Der Waermeflussparameter F vermag jedoch nur einen qualitativen Eindruck von den tatsaechlichen Zusammenhaengen zwischen Leistungsdichte, Puls-laenge und Gewichtsverlust zu vermitteln, da mit dem Einsetzen signifikanter Werkstoffverdampfung der einfache Zusammenhang $F = P/A \sqrt{t}$ nicht mehr gegeben ist (s. Kap. 3.1). Die Erosionsstrukturen der belasteten Oberflaechen deuten daraufhin, dass mehrere unterschiedliche Erosionsprozesse zu der Gesamterosion einer Werkstoffoberflaechе beitragen. Es sind dies insbesondere Gewichtsverluste durch Werkstoffverdampfung und die

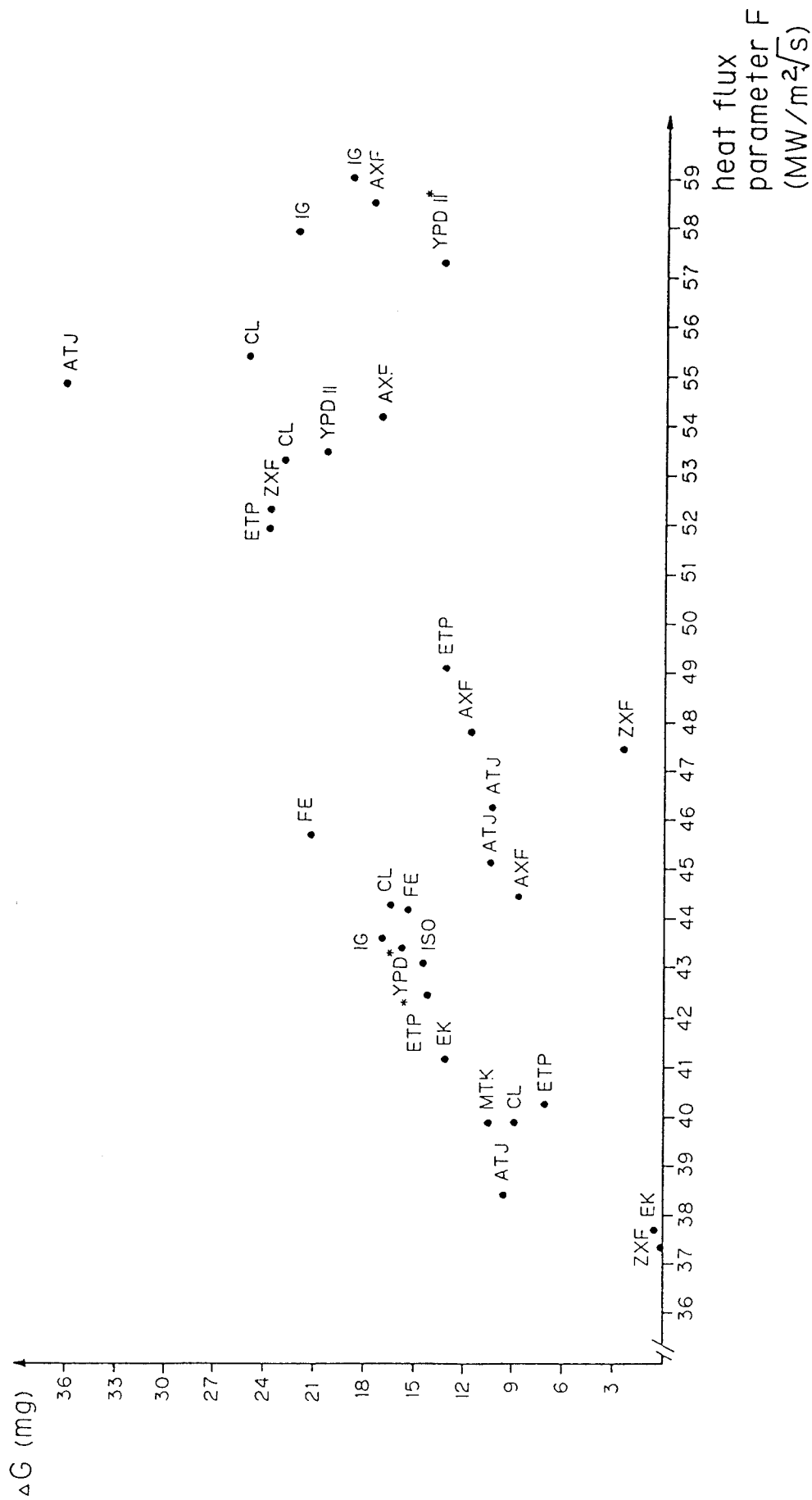


Abb. 34: Erosion von Graphitproben in Abhängigkeit des Waerme-
flussparameters F . Die Skalierung anhand des Waerme-
flussparameters erlaubt die Festlegung des Schwellen-
werts fuer das Auftreten von Erosion sowie einen qualitativen
Vergleich des Erosionsverhaltens (s. Text)

Emission ganzer Kohlenstoffpartikel von den belasteten Oberflaechen sowie zu einem geringen Anteil physikalische und physikalisch-chemische Zerstaebungsprozesse. Anhand der Versuchsergebnisse und von Berechnungen der Werkstoffverdampfung ergibt sich folgendes Bild:

Werkstoffverdampfung: Mit ansteigender Oberflaechentemperatur steigt der Dampfdruck des belasteten Materials exponentiell an, was zu rasch ansteigenden Verdampfungsgeschwindigkeiten fuehrt. Im Fall der vorliegenden Experimente mit Pulslaengen von etwa 200 ms und Leistungsdichten von etwa 100 MW/m^2 wird ein thermisches Gleichgewicht zwischen dem eintreffendem Waermefluss, den Energieverlusten durch Verdampfung, Waermestrahlung und Waermeleitung bei Oberflaechentemperaturen von 3200 bis 3300°C erreicht (s. Kap. 5.2). Das hierbei verdampfte Material kondensiert an kuehleren Oberflaechen der Umgebung und bildet dort Schichten von pyrokohlenstoffartiger Struktur. Abbildung 35 zeigt eine solche pyrokohlenstoffartige Schicht, die sich auf einer Sondenoberflae-



Abb. 35: Redeponierter Kohlenstoff, der sich waehrend der Belastungsexperimente an Kohlenstoffproben auf einer Sondenoberflaechen in direkter Naehe der belasteten Proben angesammelt hat. REM-Aufnahme

che in direkter Naehе der belasteten Probenoberflaeche gebildet hat.

Zur weiteren Untersuchung der Verdampfungsvorgaenge wurden Rechnungen mit Belastungsparametern, wie sie waehrend der Versuche auftraten, unternommen (Tab. 7). Fuer einen Vergleich der experimentell ermittelten Gewichtsverluste mit den numerischen Ergebnissen wurden die berechneten Erosionsstaerken in aequivalente Gewichtsverluste umgerechnet. Es wurde hierbei davon ausgegangen, dass die Leistungsdichte des Wasserstoffstrahls bei Probenoberflaechen von 50 mm x 50 mm vom Zentrum bis zum Rand um etwa 15% abfaellt (s. Abb. 7). Unter Zuhilfenahme der in Abbildung 28 dargestellten, dazugehoerigen Werkstoffverdampfung in Abhaengig-

material	P/A	t	ξ_{exp}	ξ_{num}
	(MW/m ²)	(ms)	(mg)	(mg)
AXF-5Q	94	258	11.7	33.7
	92	233	8.7	24.7
	105	265	17.1	55.3
	103	321	17.7	65.6
CL5890PT	94	221	16.4	20.8
	95	176	9.0	11.2
	105	277	25.0	49.6
	106	252	22.9	42.3
EK98	88	183	0.6	9.7
	98	176	12.9	14.8
FP219	97	221	21.2	30.7
	103	183	15.2	25.2
ATJ	93	170	9.6	2.9
	96	221	10.4	12.1
	105	271	36.1	32.9
	103	201	10.4	13.7

Tabelle 7: Vergleich der experimentellen und numerischen Ergebnisse zur Werkstoffverdampfung

keit von der Leistungsdichte ergibt sich ein äquivalenter Durchmesser von 38.5 mm. Die berechnete Werkstoffverdampfung fuer eine homogene Belastung innerhalb dieses Durchmessers entspricht in etwa der Werkstoffverdampfung, die ueber der gesamten Probenoberflaeche bei Variation der Leistungsdichte von 15% auftritt.

Tabelle 7 ist zu entnehmen, dass saemtliche berechneten Ergebnisse mit Ausnahme einer Berechnung fuer ATJ staerkere Verdampfungsverluste als die tatsaechlich in den Experimenten ermittelte Erosion angeben. Die maximalen Abweichungen treten bei AXF-5Q auf. Die beste Uebereinstimmung zeigen die Ergebnisse fuer ATJ-Graphit. Folgende Ursachen koennen zu den Diskrepanzen zwischen experimentellen und numerischen Ergebnissen beitragen:

- Die Kalibrierung der Strahlleistungsdichte in den Neutralteilcheninjektorexperimenten weist eine Ungenauigkeit von 15% auf. Eine derartige Abweichung kann jedoch eine Veraenderung der Verdampfungsgeschwindigkeit von etwa 200% verursachen.
- Die verwendeten Daten fuer die Waermeleitfaehigkeit der Graphite oberhalb von 1000°C sind lediglich Anhaltswerte, die nicht auf konsistenten Messungen beruhen. Da jedoch gerade dieser Temperaturbereich fuer die Werkstoffverdampfung bedeutsam ist, kann auch hieraus eine beachtliche Ungenauigkeit der experimentellen Ergebnisse erwachsen.
- Die Prozesse der Ungleichgewichtsverdampfung in ein Vakuum sind ausserordentlich komplex, so dass mathematische Ansaetze eher den Charakter von groessenordnungsmaessigen Naeherungen besitzen /216/.
- Abschirmprozesse des eintreffenden Strahls durch die Gaswolke bereits verdampften Materials scheinen ebenfalls eine Rolle zu spielen (s. Kap. 5.2). Hierbei kann schon ein Beitrag von nur 10% des verdampften Werkstoffs zu einer Verringerung der Werkstoffverdampfung auf weniger als die Haelfte bewirken.

Da diese Einfluesse nicht klar voneinander abgegrenzt werden koennen, stellen die berechneten Werte lediglich Anhaltswerte dar, die in groessenordnungsmaessiger Uebereinstimmung mit den

experimentellen Ergebnissen liegen. Dies ist von besonderer Bedeutung, da zusaetzlich noch andere Erosionsprozesse zum experimentell ermittelten Gesamtgewichtsverlust beitragen.

Partikelerosion: Ein weiterer bedeutsamer Beitrag zur Gesamterosion besteht im Abtrag von Fuellerkoernern bzw. von Verbaenden meherer Fuellerkoerner von der belasteten Werkstoffoberflaeche. Nach der Waermebelastung zeigen die meisten Graphitoberflaechen Binderbruecken, die gegenueber den Fuellerkoernern vorzugsweise erodiert sind und die aufgrund von Mikrorissbildung versagt haben. Diese Fehlstellen treten vorzugsweise um einzelne Koerner oder Kornverbaende von etwa 50 bis 100 μm Durchmesser auf. Abbildung 36 zeigt anhand einer ATJ-Probe ein Beispiel fuer die Auflockerung der Oberflaechenstruktur durch vorzugweise Erosion und Mikrobrueche von Binderbruecken. Koerner oder Kornverbaende, deren Einschluss in das Werkstoffgefuege auf diese Weise geschwaecht wurde, koennen sich leicht bei weiterer Belastung loesen und die Oberflaeche als Partikel verlassen.

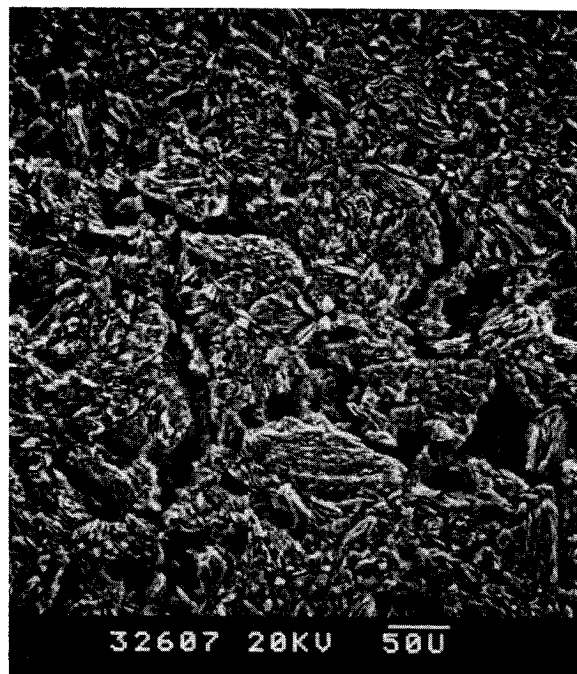


Abb. 36: Beispiel fuer den Partikelerosionsprozess an Graphiten: Eine ATJ-Probe zeigt die Schwaechung des Zusammenhalts zwischen Koernern an der Oberflaeche durch das Versagen von Binderbruecken. Puls-laenge 271 ms, Leistungsdichte 105 MW/m^2 ; REM-Aufnahme

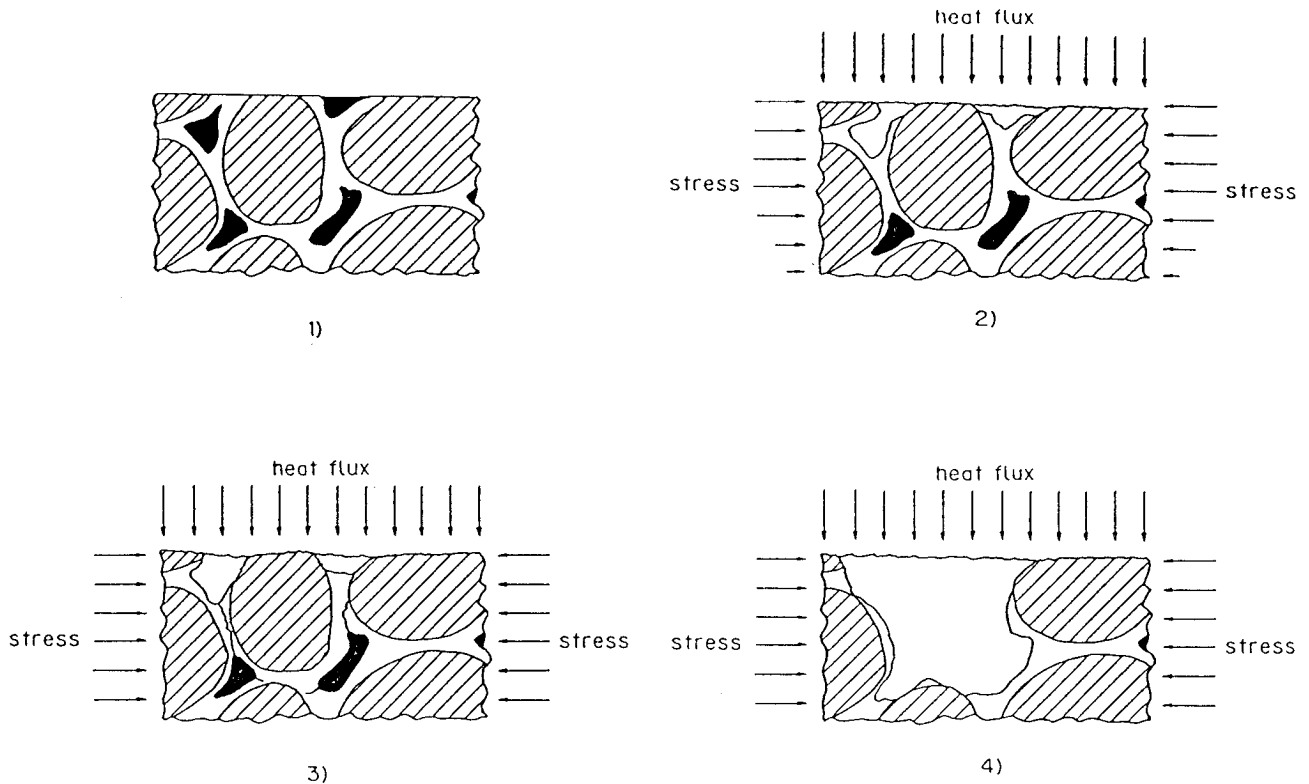


Abb. 37: Modell fuer den Erosionsprozess durch Partikelemission an Graphitproben unter thermischer Belastung

- 1) Struktur des Graphits mit Fuellerkoernern, Binder und Poren vor der thermischen Belastung
- 2) Zu Beginn der Belastung wird die Binderphase vorzugsweise erodiert und Druckspannungen bauen sich in der erhitzten Oberflaechenschicht auf
- 3) Druckspannungen fuehren zum Versagen von Binderbruecken
- 4) Durch die Emission eines Partikels kommt es zu einer lokalen Reduktion der Druckspannungen

Abbildung 37 gibt modellmaessig den Verlauf des Partikelerosionsprozesses wieder. Die unbelastete Probenoberflaeche (1) mit Fuellerkoernern, Binderphase und Poren /184/ wird durch die einsetzende Waermebelastung einem raschen Temperaturanstieg unterworfen, wodurch sich aufgrund der Waermeausdehnung in einer duennen Oberflaechenschicht Druckspannungen aufbauen (2). Die Binderphase zwischen den Koernern wird vorzugsweise erodiert. Durch die anhaltende Waermelast fuehren zunehmende Druckspannungen zu Mikrobruechen der Binderbruecken, die schon durch Erosion geschwaecht worden waren (3). Die lokalen Druckspannungen in der Oberflaeche

koennen verringert werden, indem ein Partikel, das ueblicherweise aus mehreren Fuellerkoernern besteht und dessen Zusammenhalt mit dem uebrigen Gefuegeverband geschwaecht ist, ausgestossen wird (4).

Es wird angenommen, dass die Neigung zu einem solchen Erosionsverhalten stark von der jeweiligen Graphitsorte abhaengt, wobei insbesondere die Binder- und Fuellerart, die Korngroesse und der Graphitisierungsgrad der Binderphase von Bedeutung sind. Da unter diesen Gesichtspunkten gravierende Unterschiede zwischen den einzelnen untersuchten Graphiten bestehen, ist es wahrscheinlich, dass die Streuung der gemessenen Gewichtsverluste zumindest teilweise diesem Erosionsprozess zuzuschreiben ist.

Physikalische und chemisch-physikalische Zerstaebung: Verglichen mit den beiden zuvor diskutierten Effekten sind moegliche Gewichtsverluste durch Zerstaebung vernachlaessigbar. Unter den aufgebrachten Versuchsbedingungen wird der fuer physikalisch-chemische Zerstaebungsprozesse an Graphiten bedeutsame Temperaturbereich von 500 bis 900°C /217-221/ innerhalb weniger ms durchschritten. Darueber hinaus ist die Fluenz eines Wasserstoffpulses mit etwa $1.5 \times 10^{17}/(\text{cm}^2 \text{ Puls})$ zu gering, als dass signifikante Gewichtsverluste durch physikalische Zerstaebung auftreten koennten /221-223/.

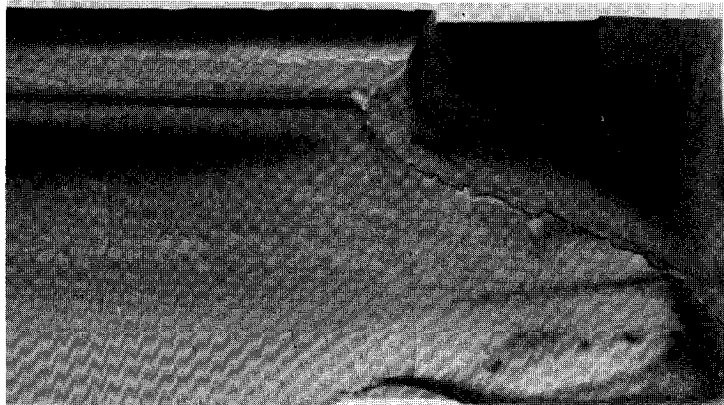
5.4 Ueberpruefung der Ergebnisse durch Tokamakbetrieb mit Graphittestlimitern

Zur Ueberpruefung der anhand von Laborexperimenten an Graphiten gewonnenen Ergebnisse wurden Testlimiter aus zwei unterschiedlichen Graphiten in einem Tokamak eingesetzt. JIPP T-IIU, der Tokamak, in dem die Testlimiter installiert waren, ist eine Anlage mittlerer Groesse mit groesserem Plasmaradius zwischen 91 und 93 cm und einem kleineren Radius von 23 bis 25 cm /224-226/. Die Dauer einer normalen Plasmaentladung entspricht mit etwa 300 ms der Groessenordnung der Belastungsdauern in den Laborexperimenten. Die Testlimiter waren mit Langmuirsonden bestueckt und hat-

ten eine Breite von 90 mm und eine Staerke von 30 mm. Je ein Limiter bestand aus AXF-5Q bzw. ETP-10 Graphit, wobei der AXF-5Q Limiter mit einer pyrolytischen SiC - Kohlenstoffbeschichtung von 20 bis 30 μ m Staerke versehen war. Der AXF-5Q Limiter wurde einer Serie von 300 Entladungen, der ETP-10 Limiter einer Serie von 600 Plasmaentladungen ausgesetzt, die im Normalfall eine Dauer von 300 ms hatten. Die Position des Testlimiterkopfs im Gefaess befand sich in der aequatorialen Ebene an der Aussenseite. Ein Teil der Entladungen endete in Disruptionen, wobei jedoch der ueberwiegende Teil der Energie auf dem inneren Schutzlimiter deponiert wurde. Nach dem Betrieb wurden folgende Schaeden an den Testlimitern beobachtet:

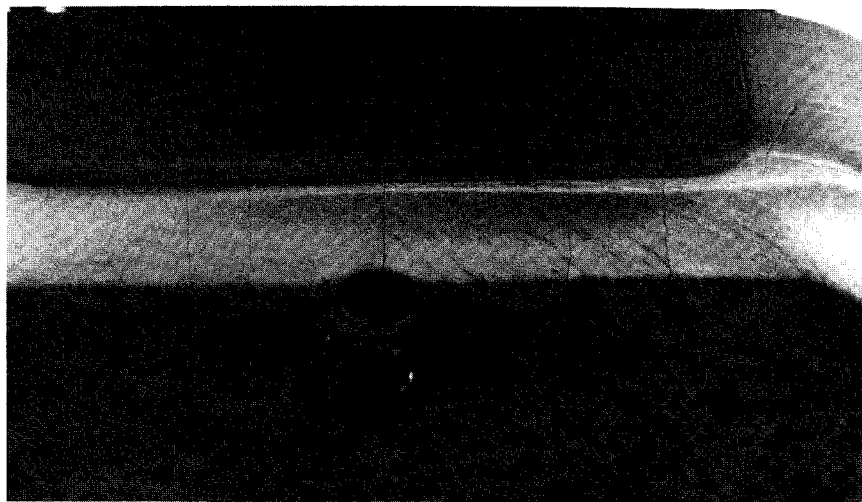
AXF-5Q: An drei der vier Limiterecken kam es zum Ausbruch von Graphitstuecken. Abbildung 38 zeigt einen Ausschnitt der Elektrodendriftseite des Limiterkopfs mit einer der Bruchstellen. Der zum Bruch fuehrende Riss wurde an der belasteten Oberflaeche eingeleitet. Weiteres Risswachstum folgte unter geringem Winkel zu dieser Oberflaeche bis zum Ausbruch der gesamten Ecke des Limiters. Die Mikrostruktur der Bruchflaeche aehnelt der Mikrostruktur der Bruchflaeche der AXF-5Q Probe, die im Laborexperiment 25 thermischen Belastungszyklen unterworfen worden war (s. Kap. 5.1.3). Auch in diesem Fall wuchsen Risse, die durch die thermische Oberflaechenbelastung eingeleitet worden waren, schrittweise bis zum Bruch der Probe. Eine detaillierte Schadensanalyse des AXF-5Q Testlimiters findet sich in /178/.

ETP-10: Die an ETP-10 aufgetretenen Schaeden sind wesentlich geringer als die zuvor beschriebenen Schaeden an AXF-5Q. Der ETP-10 Testlimiter erlitt keinen Bruch des Materials. An den Stellen der Limiteroberflaeche, die den hoechsten Waermelasten ausgesetzt waren, traten etwa 10 Risse auf (Abb. 39). Saemtliche Risse scheinen durch Druckspannungen an der Oberflaeche eingeleitet worden zu sein, die als Folge der Waermebelastung auftraten. Das weitere Risswachstum in das Werkstoffvolumen geschah jedoch mit hinreichend geringer Geschwindigkeit, so dass die Komponente waehrend des Betriebs ueber 600 Plasmaentladungen hinweg nicht versagte. Die Erosionsstruktur in den Regionen hoher Waermelasten



1cm

Abb. 38: Aufsicht auf die Graphitplatte der Elektronendriftseite des AXF-5Q Testlimiters nach etwa 300 Plasmaentladungen im JIPP T-IIU Tokamak. Ein Teil der Limiterkante brach waehrend des Betriebs.



1cm

Abb. 39: Aufsicht auf die Graphitplatte der Elektronendriftseite des ETP-10 Testlimiters nach etwa 600 Plasmaentladungen im JIPP T-IIU Tokamak. Trotz der Bildung einiger Risse trat kein Bruch auf.

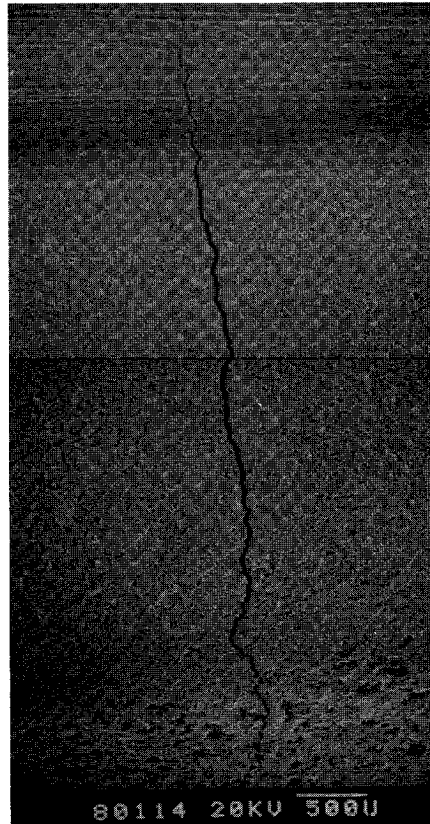


Abb. 40: REM-Aufnahme eines Risses in der ETP-10 Testlimiterplatte. Der Riss wurde in der Zone der hoechsten Waermebelastung eingeleitet.

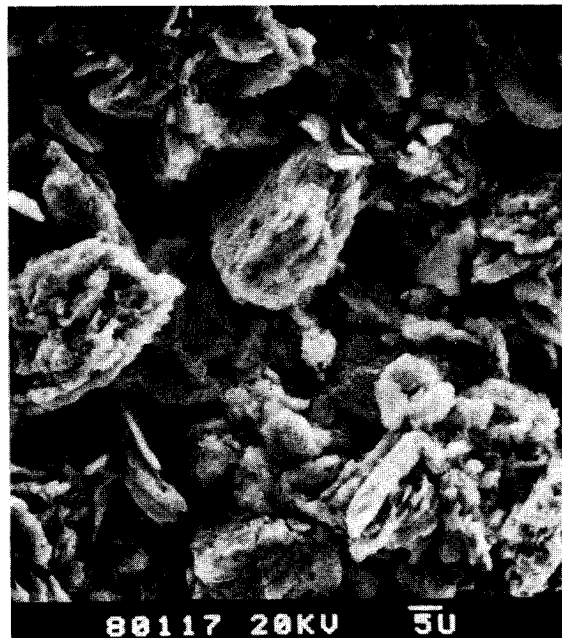


Abb. 41: Erosionsstruktur der Oberflaeche des ETP-10 Testlimiters

gleichet der Erosionsstruktur, die auf den Oberflaechen der ETP-10 Labortestproben beobachtet wurde (Abb. 41, vergleiche mit Abb. 19). Die sehr stark aufgelockerte Kornstruktur der Limiteroberflaeche deutet auf einen nennenswerten Beitrag von Partikelerosionsprozessen zur Gesamterosion der Komponente hin.

Die durch den Tokamakbetrieb von Graphittestlimitern gewonnenen Ergebnisse zeigen voellige Ubereinstimmung mit den Ergebnissen der Thermoschockexperimente an Graphiten:

- Risse wurden in beiden Limitern unter den waehrend des Tokamakbetriebs aufgebraachten Waermelasten eingeleitet. Das Erscheinungsbild der Risse bestaetigt die Annahme, dass Risse unter Druckspannungen durch Schub an der Oberflaeche eingeleitet werden.
- Der AXF-5Q Limiter zeigt wesentlich mehr Risse als der ETP-10 Limiter. Eine Anzahl von Rissen in AXF-5Q wuchs schrittweise unter den zyklischen Waermelasten bis zum Ausbruch von Graphitstuecken. Das Risswachstum in ETP-10 hingegen erwies sich als wesentlich langsamer, so dass der ETP-10 Limiter nicht versagte. Sowohl im Tokamakbetrieb als auch im Labortest zeigte ETP-10 gegenueber AXF-5Q ueberlegenes Thermoschockverhalten.
- Die Erosionsstruktur der ETP-10 Oberflaechen weist auf Partikelerosionsprozesse hin, die zur Gesamterosion des Werkstoffs beitragen.

6. Verhalten von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen unter thermischer Oberflaechenbelastung

Eine Anzahl von in Anhang A8 aufgelisteten 2-direktional (2-d) und 4-direktional(4-d) kohlefaserverstaerkten Kohlestoffen wurde thermoschockartigen Oberflaechenbelastungen mit Pulsen von 69 bis 315 ms und Leistungsdichten zwischen 93 und 117 MW/m² ausgesetzt. Die Anzahl der Direktionen (Richtungen), in denen ein Faserverbundwerkstoff verstaerkt ist, bestimmt einen grossen Teil der physikalischen und mechanischen Eigenschaften und insbesondere der Anisotropie des Werkstoffs. So sind 2-d verstaerkte Werkstoffe hochanisotrop in ihren Eigenschaften, da ihre Faserver-

staerkung nur in einer Ebene ausgerichtet ist. 4-d Werkstoffe koennen hingegen makroskopisch recht isotrope Eigenschaften aufweisen, deren Ausmass durch die Anzahl an Fasern in jeder Richtung bestimmt wird. In den Versuchen wurden die Oberflaechen der 2-d Werkstoffe in senkrechter Richtung zur Faserverstaerkung ($\perp$) und in paralleler Richtung zur Faserverstaerkung ($\parallel$) belastet.

6.1 Versuchsergebnisse

Waehrend der Versuche an 2-d Werkstoffen wurde der in der Ionenquelle erzeugte Wasserstoffstrahl haeufig schon nach kurzen Pulsdauern von etwa 100 ms unterbrochen. Die Ursache dieser Stoerungen lag in der starken Verunreinigung der Beschleunigungsgitter der Ionenquelle, die durch die starke Erosion der 2-d Werkstoffproben verursacht wurde (vgl. Kap. 2.3). Eine detaillierte Dokumentation der Versuchsergebnisse an kohlefaserverstaerkten Verbundwerkstoffen ist /173/ zu entnehmen. Die Parameter der einzelnen Versuche sind in Anhang A8 aufgelistet.

Die Oberflaechen saemtlicher unbelasteter faserverstaerkter Proben zeigen grosse Mengen an Fehlstellen, die offenbar dem Herstellungsprozess entspringen. Hauptsächlich koennen zwei Arten von Fehlstellen beobachtet werden:

- Laengliche Poren bis zu $500\text{ }\mu\text{m}$ Laenge, die parallel mit den Faserbuendeln verlaufen; diese Fehlstellen sind das Ergebnis unvollstaendiger Impraegnierung mit Bindermaterial waehrend des Verdichtungsprozesses, wodurch der Faserverbund stellenweise geschwaecht wird. Fehlstellen dieser Art wurden hauptsaechlich bei K-Karb 1200, CX-20U und AMT Proben gefunden.
- Poren an Stellen, wo Fasern oder Faserbuendel aus unterschiedlichen Richtungen einander ueberschneiden; auch diese Stellen sind haeufig unzureichend mit Binder impraeгниert. Dies tritt haeufig an K-Karb 1200 Proben, einem Material mit dicht gewebener Faserstruktur, und BMT, einem Material mit ungeordneter Faserstruktur, sowie den 4-d Werkstoffen FMI 3-3-3-3 und FMI 3-3-3-6 auf.

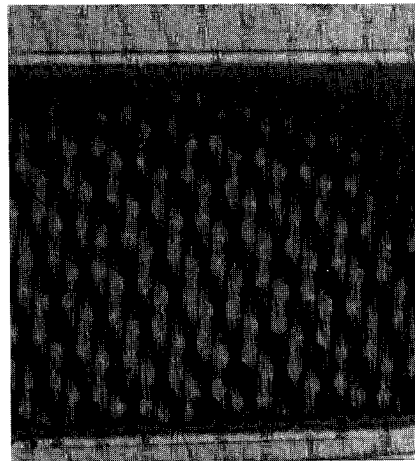
2-d Werkstoffe ($\perp$):

Obwohl die Oberflaechen dieser Werkstoffe bereits vor der Belastung zahlreiche Fehlstellen aufweisen, werden unter den aufgetragten Waermelasten durch diese Fehlstellen keine Risse eingeleitet. Bei keiner der senkrecht zur Orientierung der Faserverstaerkung belasteten 2-d Proben ($\perp$) traten Risse auf.

Saemtliche 2-d Werkstoffe zeigen starke Oberflaechenerosion unter den aufgetragten Waermelasten von etwa 100 MW/m^2 bei Belastung senkrecht zur Orientierung der Faserverstaerkung ($\perp$). Abbildung 42 zeigt das typische Erscheinungsbild einer 2-d Probe ($\perp$) nach der Waermebelastung (CC 139 C). Die in diesen Experimenten aufgetretenen Erosionsmuster aehnelt einander bei allen getesteten 2-d Werkstoffen ($\perp$). Die Mikrostruktur der Oberflaechen von CC 139 C in der Ebene der Faserverstaerkung vor und nach der Waermebelastung ist in Abbildung 42 b und c wiedergegeben. Vor der Belastung sind die Bereiche zwischen den einzelnen Fasern mit Binder aufgefuellt. Dieser Binder wird bei Belastung vorzugsweise erodiert, wodurch die Fasern offen der Waermelast ausgesetzt werden. Die hierauf einsetzende Verdampfung des Faserwerkstoffs fuehrt dazu, dass die Fasern nun ebenfalls duenner werden (Abb. 42 c).

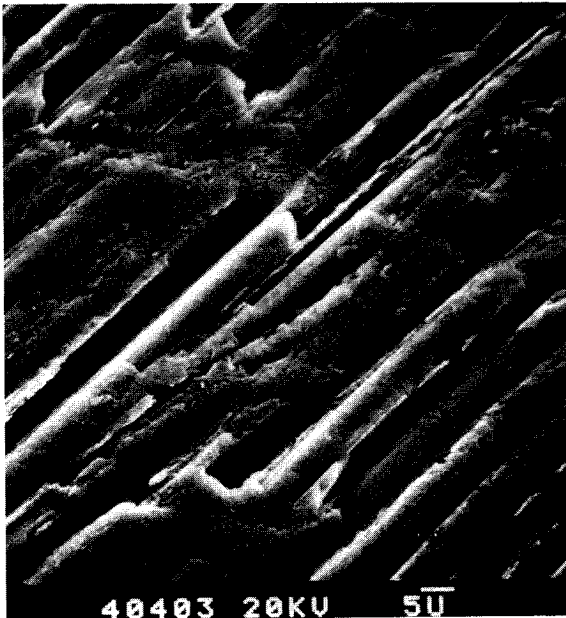
Bereits nach kurzen Pulslaengen zeigen saemtliche 2-d Proben ($\perp$) betraechtliche Gewichtsverluste, die die hohe Erosionsrate dieser Werkstoffe belegen. Zur Untersuchung, ob sich dieser Effekt bei mehrfacher Belastung derselben Probe gleichmaessig aufaddiert, oder ob sich das Erosionsverhalten aendert, wurde eine Probe (CC 139 C) fuef aufeinanderfolgenden Pulsen unterzogen. Der Gewichtsverlust nach diesen Belastungen betrug 51 mg, woraus ein durchschnittlicher Gewichtsverlust von 10.2 mg pro Belastungszyklus folgt, der dem Gewichtsverlust, wie er in den Einzelbelastungsexperimenten an CC 139 C ermittelt wurde, in etwa entspricht (s. Anhang A8). Hieraus kann der Schluss gezogen werden, dass die hohe Erosionsrate dieser Werkstoffe ($\perp$) eine Folge der Werkstoffeigenschaften ist, und nicht durch sekundaere Effekte, wie z. B. Schmutzpartikel auf der Probenoberflaechen, verursacht wird.

Weiterhin wurde der Einfluss des Ausheizvorgangs auf die Ero-

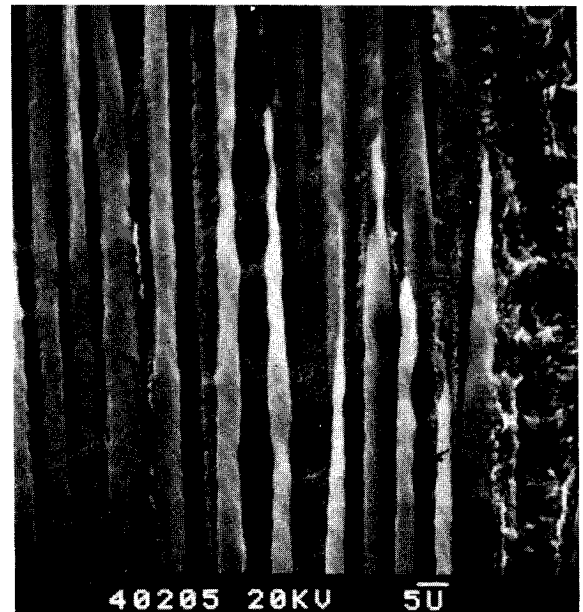


2cm

a)



b)



c)

Abb. 42 a - c: CC 139 C (Probenoberflaeche in der Ebene der Gewebeverstaerkung)

- a: Probenoberflaeche nach der Belastung; Pulslaenge 101 ms, Leistungsdichte 105 MW/m^2
- b: unbelastete Probenoberflaeche; die Oberflaeche wurde angeschliffen, um die Struktur von Fasern und Binder sichtbar zu machen; REM-Aufnahme
- c: Probenoberflaeche nach der Belastung; Pulslaenge 101 ms, Leistungsdichte 105 MW/m^2 ; REM-Aufnahme

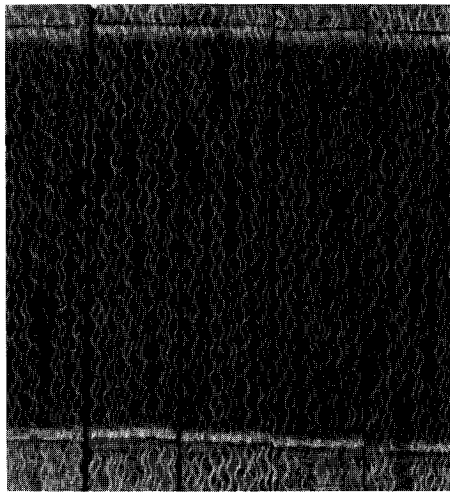
sionsrate untersucht, indem jeweils zwei CC 139 C und K-Karb 1200 Proben vor der Thermoschockbelastung fuer drei Stunden bei 1400°C in einem Vakuum von 10^{-4} Pa, d.h. deutlich ueber der normalerweise ueblichen Ausheiztemperatur von 300°C ausgeheizt wurden. Die Gewichtsverluste waehrend der nachfolgenden Belastungsversuche zeigen keine Abweichungen von den ueblichen Gewichtsverlusten, wodurch Ausgasvorgaenge waehrend der thermischen Belastung dieser Werkstoffe als Ursache der Gewichtsverluste ausscheiden.

Die Experimente zeigen, dass graduelle Unterschiede in dem Erosionsverhalten zwischen den unterschiedlichen 2-d Werkstoffen bestehen. Insbesondere treten zwischen CC 139 C und K-Karb 1200 Unterschiede auf, wobei CC 139 C deutlich geringere Erosion zeigt als K-Karb 1200. Die Gewichtsverluste der anderen Werkstoffe (CF 322, AMT, BMT) deuten auf ein Erosionsverhalten hin, dass bei CF 322 dem von K-Karb 1200 aehnelt, wogegen AMT und BMT Erosion zeigen, die eher CC 139 C aehnelt.

2-d Werkstoffe (II):

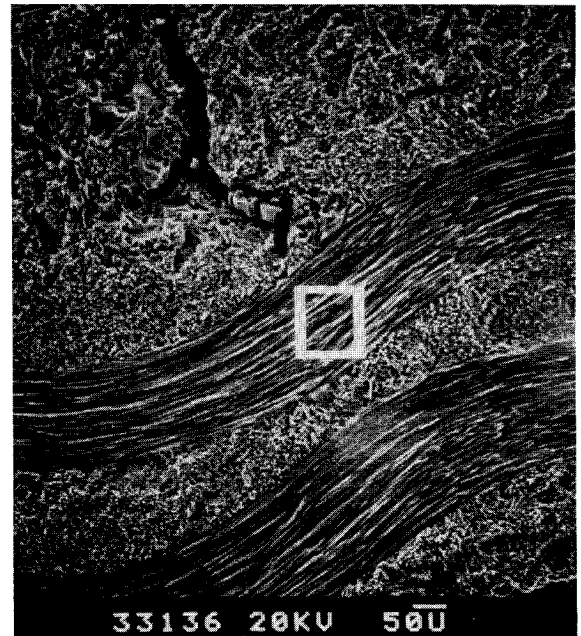
Im allgemeinen fuehren Waermebelastungen in paralleler Richtung zur Orientierung der Faserverstaerkung (II) zu geringerer Erosion als in den zuvor beschriebenen Experimenten. Hierdurch konnten waehrend der Experimente wesentlich laengere Pulsdauern der Waermebelastung erzielt werden, da die Beschleunigungsgitter der Ionenquelle der Anlage weniger schnell verschmutzten. Abbildung 43 zeigt eine Uebersichtsaufnahme einer 2-d Probe (II) (K-Karb 1200) nach der Waermebelastung.

Nach den Experimenten wurden Risse (K-Karb 1200, Abb. 43 b) bzw. Mikrorisse (CC 139 C, CX-20U) an mehreren Proben beobachtet. Diese Risse verlaufen in Oberflaechenzonen mit paralleler Orientierung der Faserverstaerkung zur aufgetragten Waermelast. Die Ursache dieser Risse scheint in dem stellenweise schwachen Zusammenhalt zwischen Binder und Fasern an Orten unzureichender Binderimpraegnierung zu liegen. Der Rissverlauf endet jedoch in saemtlichen Faellen an der Grenze zwischen Faserbuendeln unterschiedlicher Orientierungsrichtung, die offenbar nicht durchdrungen werden kann (s. Abb. 43 b). Hierdurch bleiben die Risse in verhaeltnismaessig kleinen Zonen eingeschlossen und, ihr weiteres

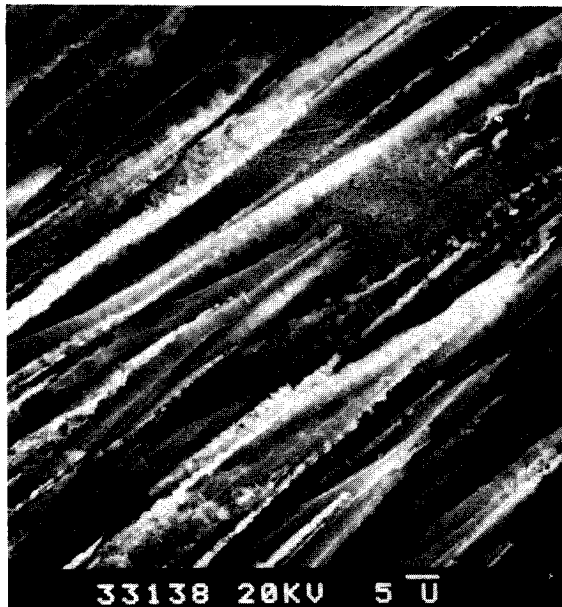


2cm

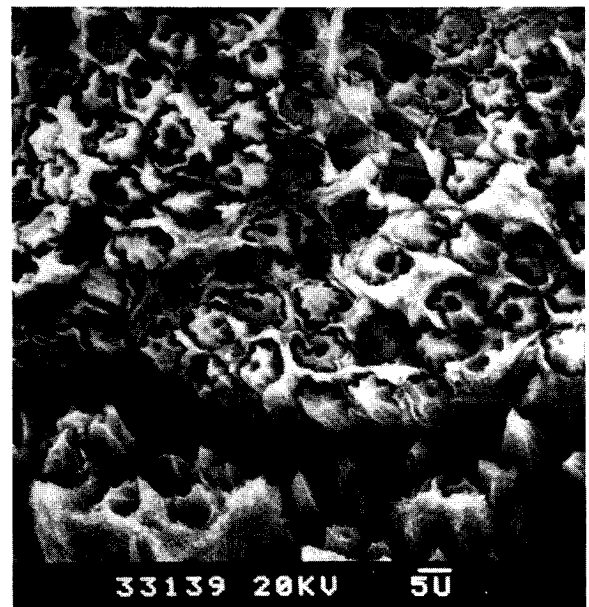
a)



b)



c)



d)

Abb. 43 a - d: K-Karb 1200 (Probenoberflaeche senkrecht zur Gewebeverstaerkung); Pulslaenge 164 ms, Leistungsdichte 102 MW/m^2

- a: Uebersicht; die Probe ist aus Einzelsegmenten zusammengesetzt
- b: Rissbildung; der Riss wird in der Gewebestruktur aufgefangen; REM-Aufnahme
- c: Ausschnitt aus b; Erosionsstruktur von Fasern in senkrechter Richtung zum Waermefluss; REM-Aufnahme
- d: Ausschnitt aus b; Erosionsstruktur von Fasern in paralleler Richtung zum Waermefluss; REM-Aufnahme

Wachstum wird verhindert.

Abbildung 43 c und d zeigt am Beispiel einer K-Karb 1200 (||) Probe die typische Erosionstruktur, welche bei allen 2-d Proben, die in (||)-Richtung belastet wurden, festgestellt werden kann. Das Erosionsmuster im Bereich der Faserbuendel mit senkrechter Orientierung zum Strahl (Abb. 43 c) gleicht dem Erosionsmuster, das bei den zuvor beschriebenen Proben unter ($\perp$)-Belastung auftritt (Abb. 42 c). Die Erosionsstruktur in einem Gebiet mit Faserorientierung parallel zum Waermefluss zeigt Abbildung 43 d. Auch bei Belastung der Proben in (||)-Richtung zum Strahl weist CC 139 C geringere Gewichtsverluste als K-Karb 1200 auf.

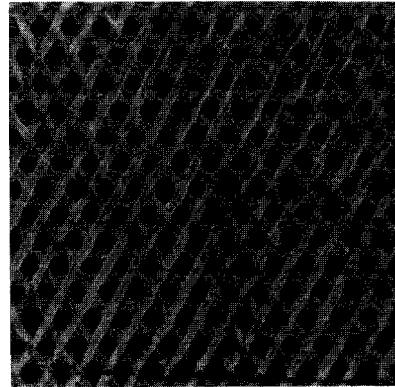
4-d Werkstoffe:

Proben der 4-d Werkstoffe FMI 3-3-3-3 und FMI 3-3-3-6 wurden thermischen Belastungen in jeweils zwei Richtungen unterzogen. Die erzielten Ergebnisse weisen keine bemerkenswerte Abhaengigkeit von der Belastungsrichtung auf. Beide 4-d Werkstoffe zeigen vergleichsweise geringe Erosion unter den aufgetragenen Waermelasten.

Auf der Oberflaeche der FMI 3-3-3-3 Proben bildeten sich waehrend der Belastung Risse, die meist kreisfoermig um Faserbuendel anderer Orientierung herumlaufen (vgl. Abb. 44 b und c). Rissfortschritt ueber die Grenze zwischen Faserbuendeln unterschiedlicher Orientierung tritt nicht auf.

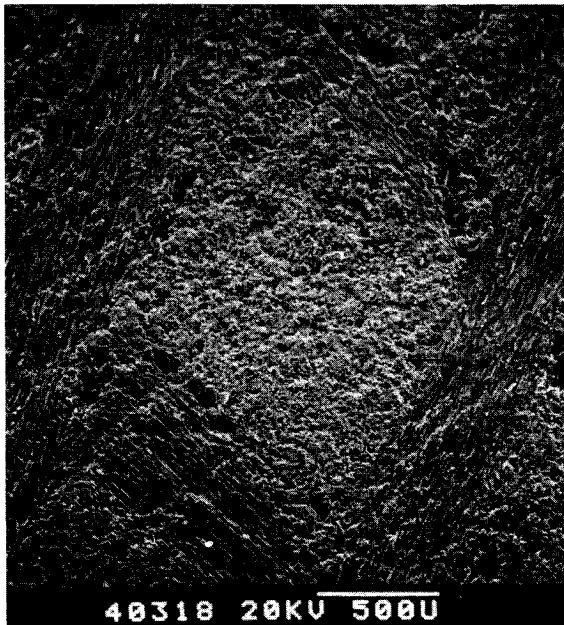
Im Fall von FMI 3-3-3-6 weisen schon unbelastete Proben Risse auf, wie sie bei FMI 3-3-3-3 nach der Waermebelastung zu finden sind. Auch diese Risse erstrecken sich nur ueber Gebiete der gleichen Faserorientierung und dehnen sich nicht ueber die Grenze zu anderen Faserbuendeln hinweg aus. Die aufgetragenen Waermelasten fuehren nicht zu weiterem Rissfortschritt.

Die Erosion beider 4-d Werkstoffe waehrend der thermischen Belastung ist vergleichsweise gering und liegt bedeutend unter den fuer 2-d Werkstoffe ($\perp$) gemessenen Werten.

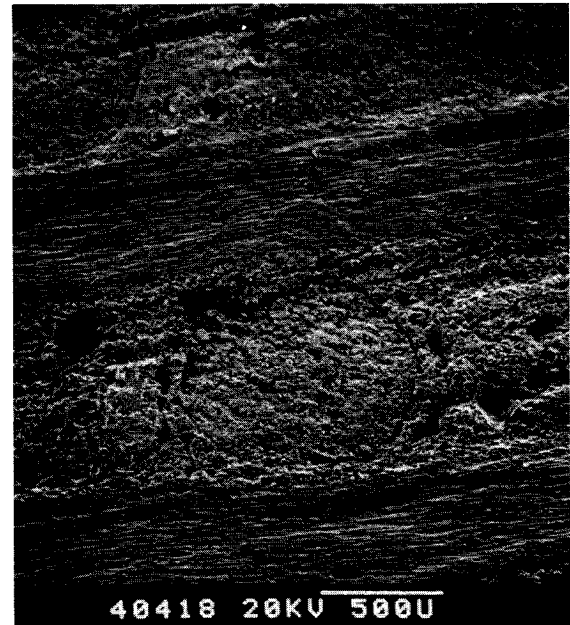


2cm

a)



b)



c)

Abb. 44 a - c: FMI 3-3-3-3

a: Uebersicht der belasteten Probenoberflaeche;
Pulslaenge 258 ms, Leistungsdichte 102 MW/m^2

b: unbelastete Probenoberflaeche; REM-Aufnahme

c: belastete Probenoberflaeche; Pulslaenge 258 ms,
Leistungsdichte 102 MW/m^2 ; REM-Aufnahme;
waehrend der Belastung trat Rissbildung um einige
Faserbuendel auf

material	av. heat flux F (MW/m ² √s)	av. weight loss per exp. (mg)	cracking
2-d C-C (I)			
CC 139 C	35.0	10.5	no
K-Karb 1200	29.6	12.9	no
CF 322	26.7	8.1	no
CX-20U	27.8	not meas.	no
AMT	32.4	7.4	no
BMT	35.7	11.3	no
2-d C-C (II)			
CC 139 C	54.4	11.0*	microcracks
K-Karb 1200	42.1	19.1*	cracks
CF 322	52.1	not meas.	no
CX-20U	39.6	not meas.	microcracks
4-d C-C			
FMI 3-3-3-3	47.0	6.2	cracks
FMI 3-3-3-6	50.1	10.1	cracks
			preexistent

Notes: *: weight loss was measured in only one experiment

Cracks are stopped in the structure of the material.

Fracture was not observed.

Tabelle 8: Zusammenfassung der an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen gewonnenen experimentellen Ergebnisse

6.2 Diskussion der an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen gewonnenen Ergebnisse

Die Ergebnisse der Experimente an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen sind in Tabelle 8 zusammengefasst. Abbildung 45 stellt die gemessenen Gewichtsverluste als Funktion des Waermeflussparameters F dar. Hierbei koennen zwei Werkstoffgruppen deutlich unterschieden werden: 2-d Werkstoffe, die senkrecht zur Orientierung ihrer Faserverstaerkung belastet wurden ($\perp$) und starke Erosion schon bei vergleichsweise niedrigen Waermefluessen aufweisen sowie 4-d Werkstoffe, deren Erosion erst bei bedeutend hoeheren Waermefluessen einsetzt. Zusaetzlich sind die Ergebnisse von zwei 2-d Proben (CC 139 C und K-Karb 1200), die parallel zu ihrer Gewebeorientierung belastet wurden ($\parallel$), eingetragen. Im Vergleich zu diesen Ergebnissen ist die in Kapitel 5.3.2 diskutierte Erosion von Graphiten etwas staerker als die Erosion der 4-d Werkstoffe, aber bedeutend schwaecher als die Erosion der in senkrechter Richtung ($\perp$) belasteten 2-d Werkstoffe. Schwellwerte des Waermeflusses fuer das Auftreten von Gewichtsverlusten liegen bei etwa $24 \text{ MW/m}^2\sqrt{s}$ fuer 2-d Werkstoffe ($\perp$) und bei etwa $40 \text{ MW/m}^2\sqrt{s}$ fuer 4-d Werkstoffe. Der in Kapitel 5.3.2 ermittelte Schwellwert fuer Graphite liegt bei etwa $36 \text{ MW/m}^2\sqrt{s}$.

Saemtliche untersuchten kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffe zeigen schon bei vergleichsweise niedrigen Waermebelastungen deutliche Erosion, sofern sie senkrecht zu ihrer Gewebeverstaerkung belastet werden ($\perp$). Wird die Waermebelastung in paralleler Richtung zu ihrer Gewebeverstaerkung aufgebracht, tritt eine deutliche Verbesserung des Erosionsverhaltens auf, was besonders im Fall von CC 139 C deutlich wird (s. Abb. 45).

Ein Vergleich des Erosionsverhaltens der unterschiedlichen 2-d Werkstoffe zeigt, dass CC 139 C, AMT und BMT graduell weniger stark erodieren als K-Karb 1200 und CF 322. Dies mag eine Folge unterschiedlicher Temperaturen waehrend des die Herstellung abschliessenden Graphitierungsprozesses sein, da die Waermeleitfaehigkeit dieser Werkstoffe im allgemeinen durch hoehere Graphitierungstemperaturen verbessert wird /227/.

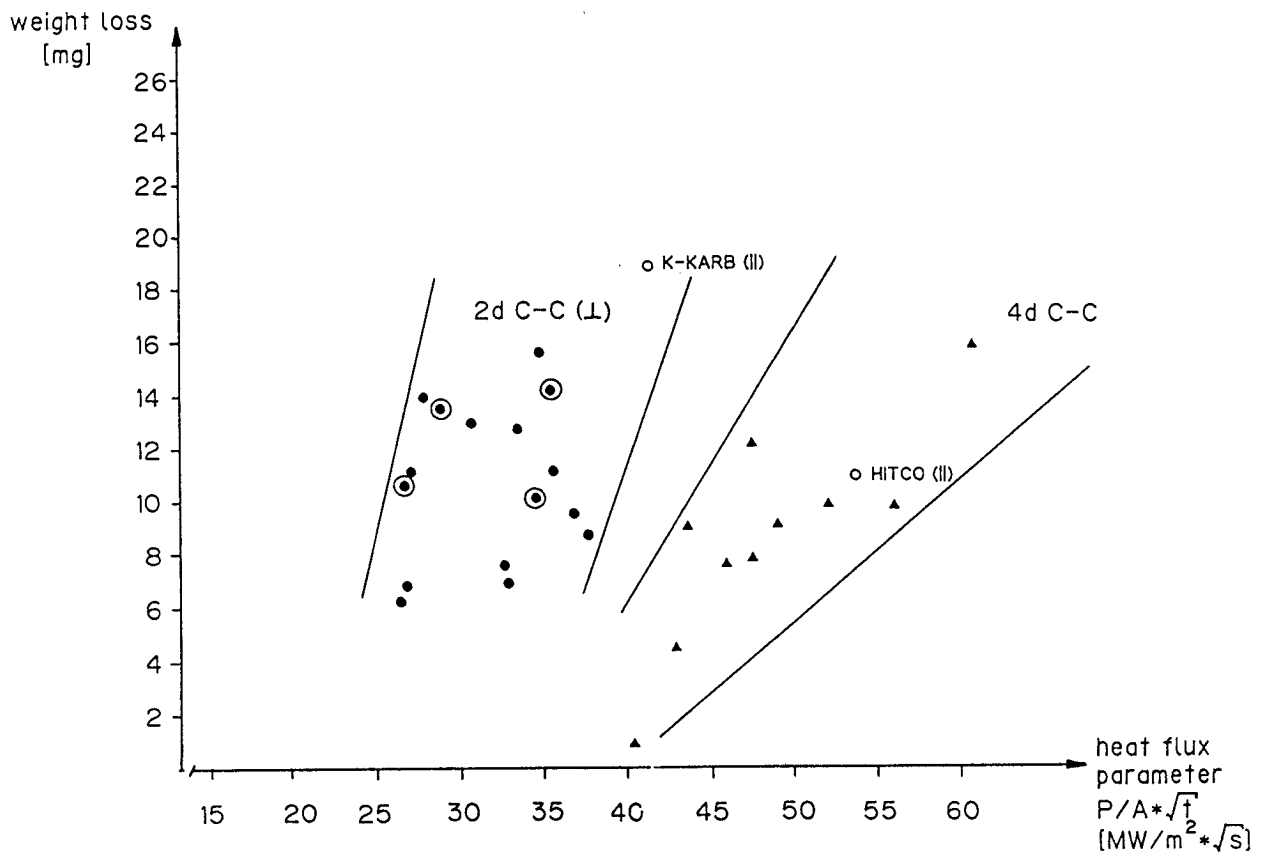


Abb. 45: Erosion von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen als Funktion des Waermeflussparameters F . Bemerkenswert ist der deutliche Unterschied im Erosionsverhalten zwischen 2-d und 4-d Werkstoffen.

- Anmerkungen:
- Einkreiste Punkte markieren Mittelwerte von mehrfach belasteten Proben.
 - Die an CF 322 erzielten Ergebnisse wurden wegen der unterschiedlichen Probengroesse um 44% korrigiert.

Das unvorteilhafte Erosionsverhalten der 2-d Werkstoffe unter ($\perp$)-Belastung wird offenbar durch ihre geringe Waermeleitfaehigkeit quer zur Orientierung des Fasergewebes verursacht. Im Vergleich hierzu zeigt die Waermeleitfaehigkeit in Richtung der Faserverstaerkung wesentlich hoehere Werte, die selbst die Werte der Waermeleitfaehigkeit von Graphiten uebertreffen koennen /228/. Aufgrund dieser ausgepraegten Anisotropie wird die Ableitung der Waermelasten, die in ($\perp$)-Richtung aufgebracht werden, durch die geringe Waermeleitfaehigkeit in dieser Richtung behindert. Hieraus resultiert ein rascher Anstieg der Oberflaechentem-

peratur. Dies hat zur Folge, dass ein beträchtlicher Anteil der eintreffenden Waermelast fuer die Verdampfung von Material aufgewendet wird. Hierdurch zeigen 2-d Werkstoffe grosse Gewichtsverluste bereits unter Waermelasten, unter denen 4-d Werkstoffe mit besserer Waermeleitfaehigkeit noch keine Erosionserscheinungen aufweisen (s. Abb. 45).

Numerische Analysen der Verdampfung von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen sind mit grossen Ungenauigkeiten behaftet, da fuer die getesteten Werkstoffe Daten ueber ihre Waermeleitfaehigkeit nur in sehr eingeschraenktem Mass verfuegbar sind. Produktinformationen ueber 2-d Werkstoffe geben Waermeleitfaehigkeiten von 10 W/mK (AMT) und 15 W/mK (CC 139 C) in Richtung quer zur Faserverstaerkung an /228/. Diese Werte sollen auch bei hoeheren Temperaturen bis 2000°C annaehernd konstant bleiben. Tabelle 9 vergleicht Ergebnisse von Berechnungen, die mit einer ueber den gesamten Temperaturbereich konstanten Waermeleitfaehigkeit von 15 W/mK durchgefuehrt wurden, mit den experimentell ermittelten Gewichtsverlusten fuer CC 139 C. Zusaetzlich ist das Ergebnis einer Rechnung mit einer konstanten Waermeleitfaehigkeit von 60 W/mK aufgefuehrt. Diese Rechnung geht von einer erhoehten Waermeleitfaehigkeit der 2-d Werkstoffe in Richtung parallel zum Fasergewebe aus und berechnet die Verdampfung der (||)-belasteten CC 139 C-Probe.

Bei der Umrechnung der numerisch ermittelten Erosionsstaerke in aequivalente Gewichtsverluste wurde von einer homogenen Belastung der 30 mm x 30 mm grossen Probenoberflaechen ausgegangen. Auch diese Ergebnisse zeigen, wie schon die zuvor beschriebenen Ergebnisse an Graphiten (s. Kap. 5.3.2), groessenordnungsmaessige Uebereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten. Insbesondere belegen die Berechnungen, dass die festgestellte Richtungsabhaengigkeit der Erosionsergebnisse bei 2-d Werkstoffen tatsaechlich durch die Anisotropie der Waermeleitfaehigkeit verursacht wird. Gruende fuer die Abweichungen zwischen experimentellen und berechneten Werten wurden in Kapitel 5.3.2 diskutiert und treffen ebenso auf kohlefaserverstaerkte Kohlenstoffe zu, wobei hier die Unsicherheit durch ungenaue Werkstoffdaten zusaetzlich vergroessert wird.

material	dir. of beam incidence	P/A	t	ξ_{exp}	ξ_{num}
		(MW/m ²)	(ms)	(mg)	(mg)
CC 139 C	⊥	95	132	15.7	18.4
	⊥	95	151	8.7	23.2
	⊥	105	101	12.9	14.8
	⊥	97	113	7.0	14.8
	⊥	97	145	9.7	23.2
		117	208	11.0	20.6

Tabelle 9: Vergleich der experimentellen und numerischen Ergebnisse zur Werkstoffverdampfung von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen. Die numerischen Ergebnisse wurden auf eine belastete Probenoberflaeche von 900 mm² bezogen (s. Text).

Rissbildung unter den aufgebrachten Waermebelastungen wurde an 2-d Werkstoffen, die in (⊥)-Richtung belastet wurden, nicht festgestellt. Einige 2-d Werkstoffe zeigen Rissbildung unter Belastung in (||)-Richtung (CC 139 C, K-Karb 1200, CX-20U), die jedoch unkritisch bleibt, da der Rissfortschritt an den Grenzen zwischen Fasern oder Faserbuendeln mit unterschiedlichen Orientierungen unterbrochen wird.

Daher erscheinen Rissbildungsvorgaenge in 2-d Werkstoffen unter thermoschockartiger Belastung, verglichen mit der Erosion dieser Materialien, von geringer Bedeutung. Ebenso erscheinen die in 4-d Werkstoffen auftretenden Risse unkritisch, da auch hier der Rissfortschritt an den Grenzen zwischen Faserbuendeln unterschiedlicher Orientierung unterbrochen wird. Im Vergleich zu Graphiten, bei denen das Auftreten von Rissen unter hohen thermischen Oberflaechenbelastungen ein wesentliches Problem darstellt, verhalten sich kohlefaserverstaerkte Kohlenstoffe in dieser Hinsicht bedeutend guenstiger, da hier entweder die Risseinleitung unterbleibt, oder das Wachstum eingeleiteter Risse sofort dauerhaft durch die Werkstoffstruktur unterbunden wird.

7. Verhalten von Pyrokohlenstoffen und Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundsystemen unter thermischer Oberflaechenbelastung

Zur Untersuchung des Verhaltens von pyrolytischem Kohlenstoff und einem geloeteten pyrolytischen Kohlenstoff - Kupfer Verbundsystem wurden folgende Versuche durchgefuehrt (s. Anhang A9):

Proben zweier Fabrikate pyrolytischen Kohlenstoffs ("Pyroid" von Pfizer Inc. und "Normale" von Carbone Lorraine) wurden Thermochockbelastungen in paralleler Richtung zu ihrer Hauptorientierung (||) unterzogen. Zusaetzlich zu diesen Versuchen wurde eine Probe des Carbone Lorraine Produkts in senkrechter Richtung zur Hauptorientierung ($\perp$) belastet.

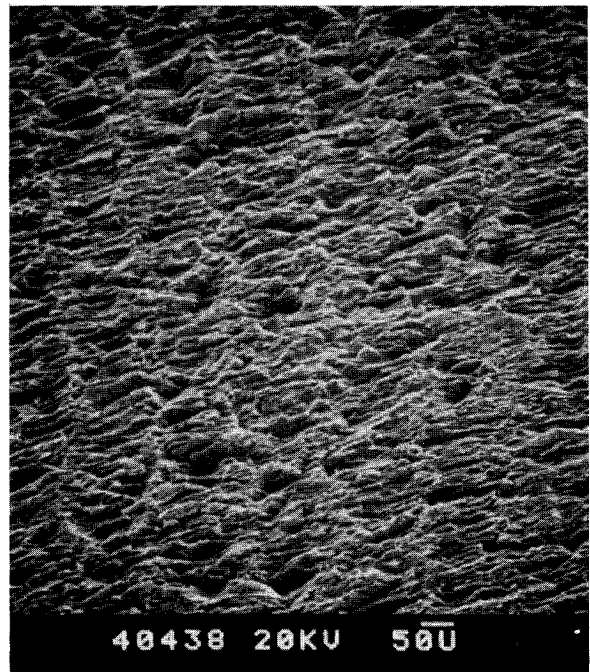
Der Test eines geloeteten Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundsystems wurde an einer Probe durchgefuehrt, die aus Pyroid-Abschnitten von 5 mm Staerke besteht, welche auf eine 3 mm dicke Kupfergrundplatte der Flaeche 40 mm x 40 mm geloetet sind. Da pyrolytischer Kohlenstoff eine extrem hohe Waermeleitfaehigkeit aufweist, wurde davon ausgegangen, dass ein bedeutender Bestandteil der im Experiment zugefuehrten Waermeenergie rasch zur Loetschicht zwischen Kohlenstoff und Kupfersubstrat weitergeleitet wird. Das Hauptinteresse dieses Versuchs galt der Stabilitaet des Kohlenstoff - Kupfer Verbunds.

Die Versuche an pyrolytischen Kohlenstoffproben erbrachten folgende Ergebnisse:

Probenoberflaechen, die in (||)-Richtung belastet wurden, zeigen eine leichte Aufrauhung ihrer Struktur (Abb. 46). Weitere mikroskopische Effekte wurden nicht ausgemacht. Der Gewichtsverlust der Proben unter der aufgebrachten Waermebelastung blieb im Rahmen der Messgenauigkeit (Genauigkeit 0.5 mg). Mehrere Risse verlaufen in gerader Linie durch die belasteten Proben. Die Untersuchung der Rissoberflaechen zeigt, dass interlaminares Risswachstum senkrecht zu der Werkstoffrichtung mit hoher Waermeleitfaehigkeit und hohem thermischen Ausdehnungskoeffizienten auftrat. Zwischen den beiden getesteten Fabrikaten konnte kein bemerkenswerter Unterschied im Thermoschockverhalten festgestellt



a)



b)

Abb. 46 a, b: Pyrokohlenstoff Pfizer Pyroid (II)

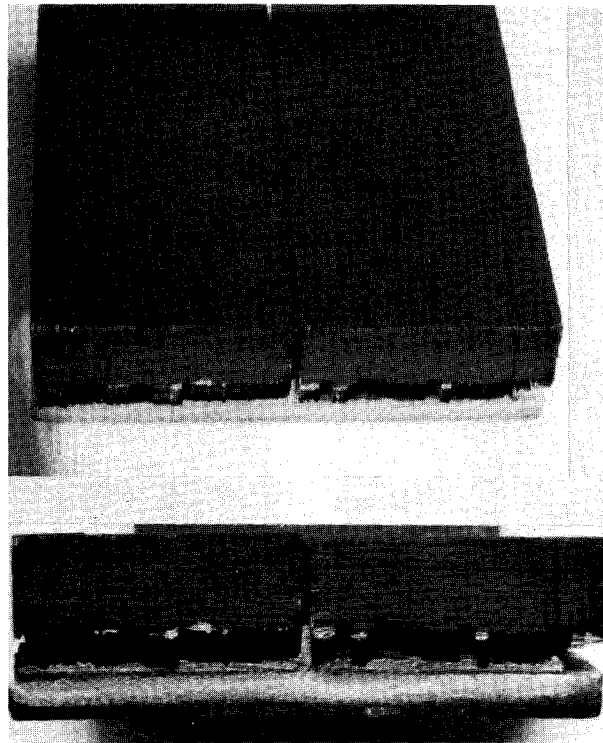
a: unbelastete Probenoberflaeche

b: Probenoberflaeche nach Belastung; Puls-laenge
321 ms, Leistungsdichte 102 MW/m^2

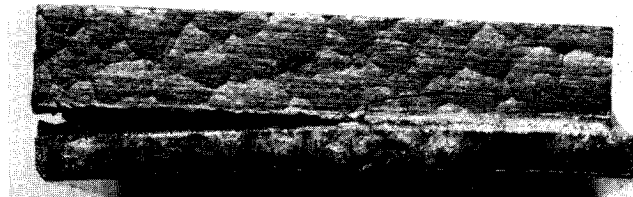
werden.

Zu Vergleichszwecken wurde eine Probe in Richtung niedriger Waermeleitfaehigkeit mit einer Belastung von 100 MW/m^2 fuer 347 ms beaufschlagt. Die Probe zeigte extrem hohe Erosion mit einem Gewichtsverlust von 502 mg, jedoch keine Rissbildung.

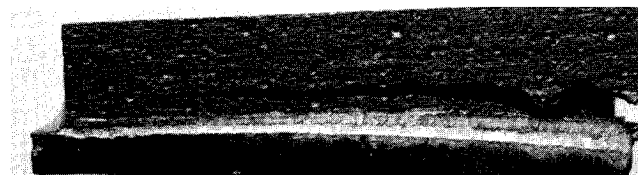
Das geloetete Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundsystem versagte voellig unter einer Waermelast von 106 MW/m^2 fuer 416 ms (Abb. 47). Mehrere interlaminaere Risse bildeten sich in der Ebene geringer Waermeleitfaehigkeit und hoher Waermeausdehnung. Die Probe versagte jedoch durch einen ausgedehnten Riss an der Grenzschicht zwischen pyrolytischem Kohlenstoff und Kupfer. Dieser Riss wurde durch die Deformation des Kupfersubstrats waehrend des Belastungsexperiments verursacht. Der durch die thermische Belastung der Probe resultierende Temperaturanstieg im Metallsubstrat fuehrte zum Abbau von Restspannungen, die moeglicherweise durch den Loetprozess waehrend der Fertigung verursacht wurden, indem



2 cm



2 cm



2 cm

Abb. 47: Verbundprobe aus Pfizer Pyroid Pyrokohlenstoff aufgeloe-
tet auf Kupfersubstrat; Pulslaenge 416 ms, Leistungs-
dichte 106 MW/m^2

sich das Metallsubstrat deformierte. Die Pyrokohlenstoffschicht wurde daraufhin abgespalten, da sie der Substratdeformation aufgrund mangelnder Dultilitaet nicht folgen konnte.

Die Ergebnisse der thermischen Belastungstests von pyrolytischen Kohlenstoffen und einer Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundprobe lassen folgende Schluesse fuer die Anwendung solcher Komponenten in Fusionsanlagen zu:

- Da pyrolytischer Kohlenstoff, sofern er fuer Verwendungen unter hohen thermischen Belastungen eingesetzt wird, nur in kleinen Abschnitten von wenigen cm^2 Oberflaeche erhaeltlich ist, kann dieses Material fuer Komponenten nur verwendet werden, wenn solche Abschnitte in Haltern zusammengefuegt oder auf ein Substrat geloetet werden. Die beobachtete Bildung interlaminarer Risse unter Waermebelastung ist daher von untergeordneter Bedeutung, da eine entsprechend konzipierte Halterstruktur auch die durch Risse entstandenen Segmente an ihrem Platz zu halten kann. Ebenso vermag eine geeignete Loetverbindung zwischen Pyrokohlenstoff und Metallsubstrat solche Segmente dauerhaft zu binden.
- Aktuelle Konzepte fuer Komponenten, die im Betrieb hoechsten Waermelasten ausgesetzt werden, wie z.B. die Anstroemkante von Pumplimiterkoepfen, sehen die Verwendung von geloeteten Pyrokohlenstoff - Kupfer Systemen vor. Hierbei wird die Kohlenstoffoberflaeche dem direkten Plasmakontakt ausgesetzt, und die aufgebrachten Waermefluesse werden durch darunterliegende Kupferkuehlrohre abtransportiert. Diese Konzepte gehen von quasi-stationaeren Waermefluessen von $30 - 40 \text{ MW/m}^2$ aus. Die Kupferkuehlrohrwandungen erreichen bei normalem Betrieb Temperaturen von $300 - 400^\circ\text{C}$ /11/. Im Falle einer Disruption auf eine Komponente, die derart vorbelastet ist, kann die Temperatur der Kuehlrohrwandung leicht 600°C ueberschreiten, wobei Kupfer sich aufgrund innerer Spannungen plastisch deformieren kann. Momentan sind Komponenten dieses Konzepts noch nicht fuer einen Einsatz qualifiziert, da ihre strukturelle Stabilitaet unter solchen Waermelasten bislang unzureichend ist.

8. Bedeutung der gewonnenen Ergebnisse fuer die Werkstoffauswahl und die Auslegung von Komponenten der ersten Wand

Abbildung 48 zeigt zusammenfassend die experimentell ermittelten Grenzwerte fuer das Auftreten struktureller Veraenderungen an Werkstoffen unter thermoschockartiger Waermebelastung. Anhand des Waermeflussparameters F sind die experimentell ermittelten Schwellwerte fuer den Aufschmelzbeginn von Metallen sowie Erosion und Rissbildung von Kohlenstoffwerkstoffen wiedergegeben. Aus den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit lassen sich die folgenden Empfehlungen fuer die Anwendung von Kohlenstoffwerkstoffen fuer die erste Wand sowie einige Hinweise fuer die Gestaltung von Komponenten aus Kohlenstoffwerkstoffen ableiten.

Fuer die Werkstoffauswahl ergeben sich folgende Hinweise:

- i) Graphite: Feinkorngraphite erweisen sich als recht widerstandsfaeig gegen Thermoschocks. Dennoch ist besonderes Augenmerk auf das Rissbildungsverhalten von Graphiten, das leicht zum Versagen von Komponenten durch Bruch fuehren kann, zu legen. Berechnungen der thermischen Reaktion von Graphiten

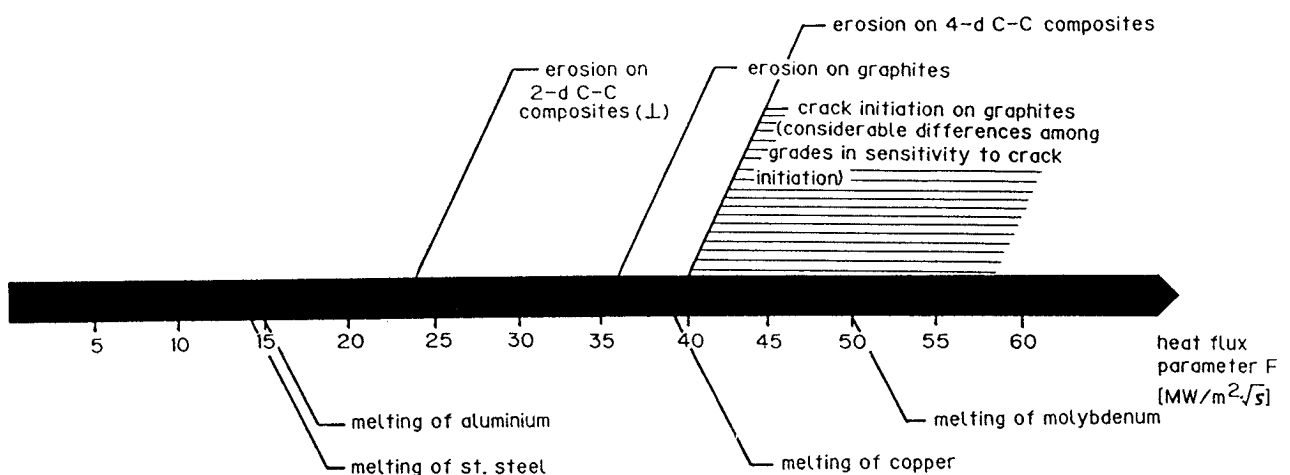


Abb. 48: Schwellwerte fuer das Auftreten von Aufschmelzungen, Erosion und Rissbildung an den untersuchten Werkstoffen als Funktion der Waermeflussparameters F

auf hohe Waermelasten deuten daraufhin, dass die Risseinleitung in Graphiten bei Oberflaechentemperaturen oberhalb von 3000°C geschieht. Da keine Daten der physikalischen und mechanischen Eigenschaften von Graphiten in diesem Temperaturbereich existieren, ist momentan eine exakte numerische Analyse des Rissbildungsverhaltens unter Thermoschockbedingungen nicht moeglich. Naeherungsweise Berechnungen und die experimentellen Ergebnisse zeigen jedoch, dass der Rissbildungsprozess in Graphiten in zwei Stufen geschieht. Es handelt sich einerseits um die Risseinleitung unter Druckspannungen an der belasteten Oberflaeche, andererseits um die Rissausbreitung in den Werkstoff unter den resultierenden Zugspannungen im Inneren der Komponente. Es bestehen betraechtliche Unterschiede zwischen den einzelnen untersuchten Graphitsorten im Hinblick auf den Widerstand gegen Risseinleitung und seine weitere Ausbreitung. Feinkorngraphite mit dem guenstigsten Verhalten koennen wie folgt charakterisiert werden:

- geringer thermischer Ausdehnungskoeffizient (kleiner als $4.5 \times 10^{-6}/K$)
- geringer Elastizitaetsmodul
- hohe Waermeleitfaehigkeit bei erhoehten Temperaturen
- grobe und inhomogene Mikrostruktur mit Korngroessen oberhalb von $10 \mu m$

Die experimentellen Ergebnisse zeigen fuer ATJ und CGW den staerksten Widerstand gegen Risseinleitung und die weitere Rissausbreitung auf. Es wird erwartet, dass Komponenten dieser Werkstoffe selbst bei hohen Waermelasten und unguenstigen Probengeometrien ein hohes Mass an struktureller Stabilitaet zeigen. Weitere Werkstoffe mit gutem Thermoschockverhalten sind ETP-10 und IG 110.

Die experimentellen und die numerischen Ergebnisse zur Materialerosion unter Thermoschockbelastung belegen die bedeutende Rolle der Materialverdampfung bei Disruptionen, durch die die thermische Exkursion auf Komponentenoberflaechen begrenzt wird, indem ein bedeutender Bestandteil der eingebrachten Energie in Verdampfung umgesetzt wird. Ebenso scheinen Ab-

schirmeffekte, bei denen ein Teil der eintreffenden Plasma-
partikeln seine Energie in der ueber dem Werkstoff gebildeten
Gaswolke verliert, eine Rolle zu spielen. Die Resultate zeigen
allerdings, dass zwischen den einzelnen Graphitsorten keine
gravierenden Unterschiede in Bezug auf das Erosionsverhalten
bestehen, die von entscheidender Bedeutung fuer die Werkstoff-
auswahl sein koennten. Auch der moegliche Nachteil von Graphi-
ten mit relativ inhomogener Mikrostruktur, bei denen ein Teil
des Werkstoffverlusts durch die Emission von Oberflaechenpar-
tikeln unter Waermebelastung bedingt sein mag, erscheint ver-
nachlaessigbar gegenueber den gravierenden Vorteilen in Bezug
auf den hoeheren Risswiderstand.

- ii) Kohlefaserverstaerkte Kohlenstoffe: Neben besseren mechani-
schen Eigenschaften und quasi-duktilen Verhalten /229/ erwei-
sen sich kohlefaserverstaerkte Kohlenstoffe Graphiten ueber-
legen in Bezug auf ihrem Widerstand gegen Rissbildung und
Bruch unter Thermoschockbedingungen. Risse in diesen Werk-
stoffen werden an den Grenzen zwischen Fasern und Faserbuen-
deln unterschiedlicher Orientierungsrichtung zum Stillstand
gebracht.

Kohlefaserverstaerkte Kohlenstoffe mit 4-d Orientierung zei-
gen ein drastisch guentigeres Erosionsverhalten als Werk-
stoffe mit 2-d Orientierung. Solche 2-d Produkte weisen auf-
grund ihres geschichteten Verstaerkungsgewebes eine sehr hohe
Anisotropie der Waermeleitfaehigkeit auf. So ist das Erosi-
onsverhalten von 2-d Werkstoffkomponenten, deren Gewebe in
(||)-Richtung zum Waermefluss orientiert ist, wesentlich guen-
stiger als das Verhalten von Komponenten mit ($\perp$)-Orientierung
zum Waermefluss. Hinsichtlich des Erosionsverhaltens von 2-d
Werkstoffen ist CC 139 C graduell guentiger einzustufen als
die uebrigen getesteten Produkte. Dies scheint auf Unter-
schieden in der Waermeleitfaehigkeit der einzelnen Produkte
zu beruhen. Bei der Auswahl eines kohlefaserverstaerkten
Kohlenstoffs fuer Fusionsanwendungen sollte daher die Waerme-
leitfaehigkeit des Materials bevorzugt beruecksichtigt
werden.

- iii) Pyrolytischer Kohlenstoff: Pyrolytischer Kohlenstoff zeigt nur unbedeutende Erosion selbst unter sehr hohen Waermelasten. Die starke Neigung dieses Werkstoffs zur Rissbildung muss jedoch bei konstruktiven Loesungen beruecksichtigt werden.

Bei der Gestaltung von Komponenten aus Kohlenstoffwerkstoffen kann ihre strukturelle Bestaendigkeit unter hohen Waermebelastungen durch folgende Massnahmen verbessert werden:

- i) Passiv und strahlungsgekuehlte Komponenten: Bei der Verwendung von Graphiten fuer massive Komponenten wie Limitersegmente und Schutzplatten sollten insbesondere geometrische Ungleichfoermigkeiten, wie in das Plasma hervorragende Kanten, Bohrungen oder Nute in belasteten Oberflaechen vermieden werden. Die hierdurch hervorgerufenen Spannungskonzentrationen koennen die Widerstandsfaehigkeit einer Komponente gegen hohe Waermebelastungen drastisch vermindern. Die Gestaltung einer Komponente unter diesem Gesichtspunkt ist von aehnlicher Bedeutung fuer ihre thermische Belastbarkeit wie die Auswahl eines geeigneten graphitischen Werkstoffs. Besonderes Augenmerk ist auf die konstruktive Loesung fuer Komponenten mit Nuten und Bohrungen fuer Fernmanipulation in D-T-betriebenen Tokamaks zu richten /230/.

Die Gestaltungsmoeglichkeiten von Komponenten aus 4-d kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen sind, verglichen mit Graphitkomponenten, weniger eingeschraenkt, da hier die Gefahren, die durch Spannungskonzentration an Nuten oder Bohrungen ausgehen, bedeutend geringer sind. Ebenso koennen selbsttragende groessere Komponenten mit komplizierter Geometrie verwendet werden, die den Vorteil haben, dass keine aufwendigen metallischen Stuetzstrukturen notwendig sind.

Bei Anwendungen von 2-d kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen sind zwei Faelle zu unterscheiden: Da die thermischen Eigenschaften von 2-d Werkstoffen mit ($\perp$)-Orientierung zum Waermefluss sehr begrenzt sind, sollte ihre Anwendung auf Gebiete, an denen nur gemaessigte Waermeffluesse waehrend des Normalbe-

triebs auftreten, beschränkt sein. Da diese Gebiete ueberdies nur in sehr seltenen Faellen hohen Disruptionsbelastungen ausgesetzt werden, kann in diesen wenigen Faellen erhoehte Erosion in Kauf genommen werden. Fuer die Anwendung in Bereichen sehr hoher Waermeffluesse unter normalen Betriebsbedingungen sollten 2-d Werkstoffe hingegen in (||)-Richtung zum auftretenden Waermefluss ausgerichtet werden, damit exzessive Erosion vermieden wird. Da jedoch 4-d Werkstoffe bei gleichen thermischen Eigenschaften eine hoehere mechanische Festigkeit als 2-d Werkstoffe (||) aufweisen, ist deren Gebrauch vorzuziehen.

- ii) Aktiv gekuehlte Komponenten: Aktiv gekuehlte Komponenten bestehen normalerweise aus einer dicken Kohlenstoffschicht, die im direkten Kontakt mit dem Plasma steht, und die auf ein aktiv gekuehltes Metallsubstrat gefuegt ist, wobei die meisten Konzepte Loetverbindungen vorsehen. Solche Verbindungen koennen hohe innere Restspannungen aufweisen, die aus der Differenz der Waermeausdehnungskoeffizienten von Deckschicht und Substrat herruehren. Diese Restspannungen im Komponenteninneren koennen den gleichen Effekt auf das Rissbildungsverhalten von Graphitdeckschichten ausueben, wie er unter Spannungskonzentration zu beobachten ist. Somit werden Risse in Komponenten, die Restspannungen aufweisen, u.U. wesentlich leichter gebildet als in spannungsfreien Komponenten. Andererseits kann bei Verwendung von geloeteten Verbundsystemen eine bedeutend guenstigere Oberflaechengeometrie erzielt werden, da Bohrloecher und Nuten in der Graphitdeckschicht vermieden werden koennen, die bei massiven Komponenten zur Befestigung und zur Handhabung notwendig sind. Hierdurch lassen sich Spannungskonzentrationen unter hohen Waermelasten weitgehend vermeiden.

Einen Sonderfall stellen Komponenten dar, die aus pyrolytischem Kohlenstoff, der auf ein gekuehltes Kupfersubstrat geloetet ist, bestehen. Momentan bestehen noch gravierende Probleme in der Fuegetechnik dieser Verbundsysteme. Vor dem erfolgreichen Einsatz solcher Komponenten sind weitere Entwicklungsarbeiten notwendig.

9. Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde das thermische und strukturelle Verhalten verschiedener Kohlenstoffwerkstoffe, insbesondere von Feinkorngraphiten, kohlefaserverstärkten Verbundwerkstoffen und pyrolytischem Kohlenstoff, unter hohen Wärmebelastungen untersucht. Proben dieser Werkstoffe wurden im 10 MW Neutralteilcheninjektorteststand des IPP Nagoya durch einen hochenergetischen Wasserstoffstrahl mit Thermoschockbelastungen beaufschlagt. Die Strahlleistungsdichte lag hierbei zwischen 16 und 117 MW/m^2 mit Pulslängen von 50 bis 950 ms. Die Ergebnisse dieser Laborexperimente wurden durch den Plasmabetrieb von Graphittestlimitern im JIPP T-IIU Tokamak über eine Betriebsphase von insgesamt etwa 900 Entladungen überprüft. Numerische Analysen der Werkstoffantwort von Graphiten auf thermoschockartige Belastungen wurden den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt.

Die Ergebnisse der Untersuchungen an 13 unterschiedlichen Feinkorngraphiten können wie folgt zusammengefasst werden:

- Zwischen den einzelnen Graphiten wurden beträchtliche Unterschiede in der Neigung zur Rissbildung unter hohen Wärmelasten festgestellt. Graphite mit dem höchsten Widerstand gegen Rissbildung weisen einen geringen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, der die auftretenden Wärmespannungen in Grenzen hält, und eine recht grobe und inhomogene Mikrostruktur, die den Rissfortschritt behindert, auf. Zur Erklärung des Rissverhaltens von Graphiten wurde ein Zweistufenmodell entwickelt. Nach diesem Modell werden Risse durch Druckspannungen in der thermisch belasteten Oberfläche eingeleitet. Die darauffolgende Rissausbreitung hingegen geschieht unter resultierenden Zugspannungen im Werkstoffinneren.
- Eine erfolgreiche Anwendung von Graphiten für hochbelastete Komponenten erfordert konstruktive Lösungen, die das Entstehen von Spannungskonzentrationen unter hohen Wärmelasten verhindert. In den Laborexperimenten führten Spannungskonzentrationen in Graphitproben zu einer deutlichen Reduzierung des Widerstands gegen Rissbildung.
- Die in den Laborexperimenten gewonnenen Ergebnisse wurden durch

den Tokamakbetrieb von Graphittestlimitern voll bestaetigt.

- Die numerischen Analysen ergaben, dass saemtliche Graphite waehrend der Belastungspulse Oberflaechentemperaturen von ueber 3000°C erreichten. Die Berechnung der Gewichtsverluste durch Werkstoffverdampfung zeigt grossenordnungsmaessige Uebereinstimmung mit den gemessenen Gewichtsverlusten. Berechnungen der Waermespannungen in den belasteten Graphitproben bestaetigen die experimentellen Ergebnisse zur Rissbildung.

Das Verhalten von kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen unter thermoschockartigen Belastungen kann wie folgt zusammengefasst werden:

- Rissbildung, die die Betriebsfaehigkeit von Komponenten in Frage stellen koennte, trat in den Laborexperimenten nicht auf. Der Rissfortschritt in diesen Werkstoffen wird an den Grenzflaechen zwischen Fasern und Faserbuendeln unterschiedlicher Orientierung unterbrochen.
- 2-d Werkstoffe zeigen sehr starke Erosion unter Waermebelastung in senkrechter Richtung zur Orientierung ihrer Faserverstaerkung ($\perp$). Als Ursache fuer dieses Verhalten wurde die niedrige Waermeleitfaehigkeit dieser Werkstoffe senkrecht zu ihrer Faserverstaerkung identifiziert.
- Waermebelastungen von 2-d Werkstoffen in paralleler Richtung zu ihrer Faserverstaerkung ($\parallel$) fuehren, im Vergleich zu ($\perp$)-Belastung, zu deutlich verringerter Erosion.
- 4-d Werkstoffe zeigen, unabhaengig von der Belastungsrichtung, nur geringe Erosion unter Waermebelastung.

Abschliessend wurden pyrolytische Kohlenstoffe und eine geloetete Verbundprobe aus pyrolytischem Kohlenstoff und Kupfer untersucht. Pyrolytischer Kohlenstoff weist neben einem ausserordentlich guenstigen Erosionsverhalten eine starke Neigung zur Rissbildung auf. Die Verwendung dieses Materials als Werkstoff fuer hoechstbelastete Komponenten ist daher nur durch Gebrauch speziell konzipierter Halterungen moeglich. Verbundkomponenten aus pyrolytischem Kohlenstoff, der auf ein aktiv kuehlbares Kupfersubstrat geloetet ist, benoetigen weitere Entwicklung vor ihrem erfolgreichen Einsatz in Fusionsanlagen.

Verwendete Literatur

- /1/ IEA, Materials for Fusion (OECD/IEA, Paris, 1987)
- /2/ H. P. Furth in: E. Teller, Ed., Magnetic Confinement, Vol. 1, Part A (Academic Press, New York, 1981)
- /3/ M. O. Hagler, M. Kristiansen, An Introduction to Controlled Nuclear Fusion (D. C. Heath and Co., Lexington, 1977)
- /4/ L. A. Artsimovich, Controlled Thermonuclear Reactions (Oliver & Boyd, Edinburgh, 1964)
- /5/ J. Raeder, K. Borass, R. Buende, W. Daenner, R. Klingelhoefner, L. Lengyel, F. Leuterer, M. Soell, Controlled Nuclear Fusion (John Wiley and Sons, Chichester, 1986)
- /6/ T. J. Dolan, Fusion Research (Pergamon Press, New York, 1982)
- /7/ A. Grosman in: D. Gresillon, T. Lehner, Eds., La Fusion par Confinement Magnetique (Les Editions de Physique, Les Ulis, 1984) 393
- /8/ M. Ulrickson in: D. E. Post, R. Behrisch, Eds., Proc. of a NATO Study Institute entitled Physics of Plasma - Wall Interactions in Controlled Fusion, July 30 - Aug. 10, 1984, Val-Morin, Quebec, Canada (Plenum Press, New York, 1986) 855
- /9/ M. Ohta et al., Fusion Eng. Des. 5 (1987) 27
- /10/ M. Huguet, K. Dietz, J. L. Hemmerich, J. R. Last, Fusion Technol. 11 (1987) 43
- /11/ J. B. Whitley, J. A. Koski, R. Aymar in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon, France (1986), to be published
- /12/ J. M. Dupouy, M. F. Harrison, G. Vieider, C. H. Wu, J. Nucl. Mater. 141-143 (1986) 19
- /13/ H. Bolt, A. Miyahara, M. Miyake, T. Yamamoto, Institute of Plasma Physics, Nagoya University, IPPJ-841 (1987)
- /14/ H. Bolt, A. Miyahara, M. Miyake, T. Yamamoto in: Proc. of the "Japan - US Workshop on Plasma Material Interaction / High Heat Flux Data Needs for the Next Step Ignition and Steady State Devices", Institute of Plasma Physics, Nagoya University, Jan. 26 - 30, 1987, IPPJ-AM-50 (1987) 302
- /15/ H. Bolt, A. Miyahara, M. Miyake, T. Yamamoto, J. Nucl. Mater., to be published
- /16/ H. Bolt, A. Miyahara, T. Yamamoto, C. D. Croessmann, 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor Materials, Karlsruhe, Oct. 4 - 8, 1987

- /17/ K. J. Dietz, 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor Materials, Karlsruhe, Oct. 4 - 8, 1987
- /18/ H. F. Dylla, M. A. Ulrickson, D. K. Owens, D. B. Heifetz, 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor Materials, Karlsruhe Oct. 4 - 8, 1987
- /19/ H. Takatsu, T. Ando, M. Ohkubo, M. Yamamoto, T. Arai, M. Shimizu and the JT-60 Team, 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor Materials, Karlsruhe, Oct. 4 - 8, 1987
- /20/ D. Hildebrandt, J. Lingertat, H. D. Reiner, H. Strusny, H. Wolff, Zentralinstitut fuer Elektronenphysik, ZIE Preprint 86-4 (1986)
- /21/ A. V. Chankin, V. M. Chicherov, S. A. Efstigeneev, S. A. Grashin, H. Grote, Ch. Crunow, K. Guenther, J. Lingertat, N. A. Kabashova, V. A. Vershkov, S. N. Zvonkov, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 789
- /22/ D. W. Ignat, Princeton Plasma Physics Laboratory, PPPL-2406 (1987)
- /23/ Contributions to the "Japan - US Workshop on Plasma Material Interaction / High Heat Flux Data Needs for the Next Step Ignition and Steady State Devices", IPP Nagoya, Jan. 26 - 30, 1987, IPPJ-AM-50 (1987)
- /24/ W. P. Eatherly, R. E. Clausing, R. A. Strehlow, C. R. Kennedy, P. K. Mioduszewski, Oak Ridge National Laboratory, ORNL/TM-10280 (1987)
- /25/ G. R. Hopkins, General Atomic Co., GA-A 13150 (1974)
- /26/ J. Bohdanský in: G. Casini, Ed., Plasma Physics for Thermonuclear Fusion Reactors (Harwood Academic Publishers, Brussels, 1981) 219
- /27/ D. E. Post, R. V. Jensen, C. B. Tarter, W. H. Grasberger, W. A. Lokke, Atomic Data and Nuclear Tables 20 (1977) 397
- /28/ V. V. Vasil'ev, V. S. Voitsenya, Sov. J. Plasma Phys. 10 (1984) 385
- /29/ J. Roth, J. Bohdanský, Nucl. Instr. Meth. B23 (1987) 549
- /30/ E. Vietzke, V. Philipps, Nucl. Instr. Meth. B23 (1987) 449
- /31/ R. Yamada, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 359
- /32/ R. Behrisch, Ed., Sputtering by Particle Bombardment I, Topics in Applied Physics, Vol. 47 (Springer, Berlin, 1981)
- /33/ V. V. Pletnev, D. S. Semenov, V. G. Tel'kovskii, Sov. J. Plasma Phys. 11 (1985) 338

- /34/ W. R. Wampler, B. L. Doyle, A. E. Pontau, J. Nucl. Mater.
145-147 (1987) 353
- /35/ K. L. Wilson, W. L. Hsu, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 121
- /36/ Y. A. Sokolov, A. E. Gorodetsky, S. A. Grashin, V. M. Sharapov,
A. P. Zakharov, J. Nucl. Mater. 125 (1984) 25
- /37/ A. Miyahara, T. Tanabe, 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor
Materials, Karlsruhe, Oct. 4 - 8, 1987
- /38/ H. Vernickel, J. Bohdanský, H. J. Kutsch, W. Ottenberger, J.
Roth, R. Scherzer, F. Steinberger, E. Trcka, Max-Planck-Institut
für Plasmaphysik, Garching, IPP 1/239 (1987)
- /39/ R. F. Mattas, J. Nucl. Mater. 141-143 (1986) 29
- /40/ IAEA Workshop Report "Graphite in High Power Fusion Reactors",
Rigi-Kaltbad, Switzerland, Oct. 18-21, 1982 (1983)
- /41/ D. Hildebrandt, W. Hintze, B. Jüttner, M. Laux, J. Lingertat,
P. Pech, H. D. Reiner, H. Strusny, H. Wolff, J. Nucl. Mater.
93/94 (1980) 310
- /42/ C. Ferro, E. Franconi, A. Neri, J. Nucl. Mater. 111/112 (1982)
573
- /43/ D. Hildebrandt, R. Flaggmeyer, M. Laux, J. Lingertat, G. Oertel,
P. Pech, H.-D. Reiner, S. Rogaschewsky, H. Strusny, F. Täubner,
G. Voigt, H. Wolff, Zentralinstitut für Elektronenphysik, ZIE-
Preprint 80-4 (1980)
- /44/ J. Winter, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 131
- /45/ N. Matsuda, H. Sakamoto, K. Hashimoto, S. Baba, A. Kinbara, J.
Nucl. Mater. 128/129 (1984) 916
- /46/ J. R. Powell, J. A. Fillo in: Proc. 12th Symp. on Fusion
Technology, Juelich, FRG (1982) 809
- /47/ K. Matsuoka, Y. Hamada, S. Kitagawa, K. Matsuura, Y. Ogawa, K.
Toi, K. Yamazaki, Y. Itou, T. Ishizuka, K. Kikuchi, K. Ioki, M.
Tomita, T. Yamanaka, Y. Sawada, M. Shibui, T. Takano in: Proc.
10th Symp. on Fusion Engineering, Philadelphia, Pennsylvania
(1983) 89
- /48/ K. Ioki, A. Kameari, M. Yamada, M. Nishikawa, Y. Hamada, K. Toi,
Y. Ogawa, S. Kitagawa, K. Matsuoka, K. Yamazaki, K. Matsuura,
Nucl. Eng. Des./Fusion 1 (1984)
- /49/ K. Kamada, T. Sato, T. Noda, N. Kuroishi, K. Abe, H. Kakihana
in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be
published

- /50/ Y. Hamada, Y. Ogawa, K. Matsuoka, S. Kitagawa, Nucl. Eng. Des./Fusion 4 (1987) 275
- /51/ K. Kamada, Nucl. Eng. Des./Fusion 4 (1987) 363
- /52/ H. Wolff, H. Grote, A. Hermann, D. Hildebrandt, M. Laux, P. Pech, H.-D. Reiner, G. Ziegenhagen, V. M. Chicherov, S. A. Grashin, V. Kopecky, K. Jakubka, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 671
- /53/ I. I. Demidenko, V. M. Leonov, N. S. Lomino, V. D. Ovcharenko, V. G. Padalka, G. N. Polyakova, Sov. J. Plasma Phys. 10 (1984) 292
- /54/ T. Tone, M. Seki, A. Minato, T. Horie, H. Kawamura, M. Ogawa, K. Fujimura, T. Takeda, K. Fukuya, H. Iida, M. Sugihara, H. Hashizume, K. Miya, S. Tsujimura, T. Yamamoto, S. Yamazaki, Y. Tanaka, N. Tachikawa, Y. Shibutani, A. Nagata, N. Miki, T. Watanabe, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 86-176 (1986) in Japanese
- /55/ F. Engelmann, M. Chazalon, M. F. A. Harrison, E. S. Hotston, F. Moons, G. Vieider, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 154
- /56/ F. Engelmann, M. Chazalon, M. F. A. Harrison, E. S. Hotston, F. Moons, G. Vieider, EURATOM-Report, EU-FU/XII-80/86/55 (1986)
- /57/ Next European Torus, Status Report, EURATOM-Report, EU-FU/XII-80/86/51 (1986)
- /58/ International Tokamak Reactor, Phase Two A, Part I, (IAEA, Vienna, 1983)
- /59/ W. M. Stacey, M. A. Abdou, D. B. Montgomery, J. M. Rawls, J. A. Schmidt, T. E. Shannon, R. J. Thome, Nucl. Technol./Fusion 4 (1983) 202
- /60/ F. Moons in: Tokamak Concept Innovations, International Atomic Energy Agency, IAEA-TECDOC-373 (1986) 103
- /61/ T. Mizoguchi, S. Itoh in: ibid., p. 459
- /62/ S. A. Moshkin, E. V. Mura'ev in: ibid., p. 474
- /63/ S. Tsetkovsky in: Reports of the 3rd All-Union Conf. on Engineering Problems of Thermonuclear Reactors, Leningrad June 20 - 22, 1984, p. 71
- /64/ TFR-Group, EURATOM-Report, EUR-CEA-875 (1977)
- /65/ A. V. Vorobyev et al., Physica Plasmy 4 (1978) 982
- /66/ H. Eubank et al., Proc. 7th IAEA Conf. on Plasma Physics and Controlled Nuclear Fusion Research, Vol. 1 (1979) 167

- /67/ K. H. Dippel, TEXTOR-Team and ALT-I Group, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 3
- /68/ W. R. Wampler, B. L. Doyle, A. E. Pontau, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 353
- /69/ R. S. Ritter, R. V. Budny, S. A. Cohen, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 793
- /70/ V. M. Chicherov, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 117
- /71/ D. G. Baratov, A. A. Vasilyev, V. N. Demyanenko, L. E. Demyanenko, S. N. Luzganov, S. V. Mirnov, T. B. Myalton, A. M. Runov, V. P. Fokin, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 601
- /72/ Y. Pavlov, D. P. Petrov, A. M. Solutsev, A. M. Stefanovski, A. L. Terebkov, A. F. Shcherbak, Sov. J. Plasma Physics 12 (1986) 739
- /73/ V. A. Vershkov, S. A. Grashin, A. V. Chankin, J. Nucl. Mater. 145-147 (1987) 611
- /74/ S. Sato, A. Kurumada, H. Iwaki, Y. Komatsu, Zairyo 35, 397 (1986) 50, in Japanese
- /75/ Contributions to the US - Japan Workshop P-70 on High Heat Flux Materials, March 3 - 5, 1986, National Research Institute for Metals, Tsukuba Laboratories (1986)
- /76/ L. H. Rovner, G. R. Hopkins, Nuclear Technology 29 (1976) 274
- /77/ G. R. Hopkins, R. J. Price, Nucl. Eng. Des./Fusion 2 (1985) 111
- /78/ H. Hoven, K. Koizlik, J. Linke, H. Nickel, E. Wallura, Berichte der Kernforschungsanlage Juelich, Juel-2002, Juelich (1985)
- /79/ M. Ulrickson, J. Nucl. Mater. 85/86 (1979) 231
- /80/ M. Ulrickson, J. Vac. Sci. Technol. 18 (3) (1981) 1037
- /81/ B. B. Kadomtsev, Plasma Phys. Contr. Fusion 26 (1984) 217
- /82/ R. J. Onega, W. R. Becraft, C. A. Kukielka, Nucl. Sci. Eng. 75 (1980) 243
- /83/ B. J. Merrill, S. C. Jardin, M. C. Carroll, in: Proc. 10th Symp. on Fusion Engineering, Philadelphia, Pennsylvania (1986) 1291
- /84/ V. K. Bocharov, Y. F. Volkov, V. G. Dyatlov, N. I. Mitina, Sov. J. Plasma Phys. 12 (1986) 431
- /85/ K. Itami, G. Jahns, H. Yamada, K. McGuire, Princeton Plasma Physics Laboratory, PPPL-2260 (1985)

- /86/ M. Ulrickson in: Proc. of the "Japan - US Workshop on Plasma - Material Interaction / High Heat Flux Data Needs for the Next Step Ignition and Steady State Devices", IPP Nagoya, Jan. 26 - 30, 1987, IPPJ-AM-50 (1987) 475
- /87/ P. Schiller, J. Nihoul, 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor Materials, Karlsruhe, Oct. 4 - 8, 1987
- /88/ P. Couture, K. McGuire, Princeton Plasma Physics Laboratory, PPPL-2380 (1986)
- /89/ H. Nakamura, T. Ando, S. Niikura, T. Arai, M. Yamamoto, and the JT-60 Team, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 86-173 (1986)
- /90/ G. L. Kulcinski, J. M. Dupouy, S. Ishino, J. Nucl. Mater. 141-143 (1986) 3
- /91/ J. G. Murray, K. E. Rothe, G. Bronner, Oak Ridge National Laboratory, ORNL/FEDC-84/2 (1984)
- /92/ G. Listvinsky, J. J. Weede, S. L. Salem, A. Wolfson, Fusion Technol. 10 (1986) 514
- /93/ J. R. Haines, G. M. Fuller in: Proc. 10th Symp. on Fusion Engineering, Philadelphia, Pennsylvania (1983) 1113
- /94/ G. Vieider, A. Cardella, M. Chazalon, W. Daenner, C. Fernandez, H. Gorenflo, J. Griffaton, B. Libin, F. Ramseyer, S. E. Schweizer in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published
- /95/ E. Franconi, M. Barteri, G. M. Ingo, J. Nucl. Mater. 128/129 (1984) 481
- /96/ S. A. Cohen, R. Budny, G. M. McCracken, M. Ulrickson, Nuclear Fusion 21 (1981) 233
- /97/ R. J. Colchin, C. E. Bush, P. H. Edmonds, A. C. England, K. W. Hill, R. C. Isler, T. C. Jernigan, P. W. King, R. A. Langley, D. H. McNeill, M. Murakami, R. V. Neidigh, C. H. Neilson, J. E. Simpkins, J. Wilgen, J. C. DeBoo, K. H. Burell, E. S. Ensberg, J. Nucl. Mater. 76/77 (1978) 405
- /98/ JT-60 Team, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 87-009 (1987), in Japanese
- /99/ T. Hino, J. DeGrassie, T. S. Taylor, G. Hopkins, C. Meyer, T. W. Petrie, C. Kahn, S. Ejima, and D-III Physics Group, J. Nucl. Mater. 121 (1984) 337

- /100/ M. Nishikawa, H. Yokomizo, A. Kitsunezaki, T. E. McKelvey, T. S. Taylor, D. Doll, N. Brook, R. Seraydarian, J. Nucl. Mater. 128/129 (1984) 493
- /101/ H. Yokomizo, M. Kasai, T. Taylor, R. Callis, D. Doll, H. Aikawa, A. Kitsunezaki, S. Konoshima, T. Matsuda, M. Nagami, M. Shimada, Nucl. Eng. Des./Fusion 1 (1984) 279
- /102/ D. K. Owens in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon, (1986), to be published
- /103/ M. Huguet, J. A. Booth, G. Celentano, E. Deksnis, K. J. Dietz, P. H. Rebut, R. Shaw, K. Sonnenberg in: Proc. 11th Symp. on Fusion Engineering, Austin, Texas (1986) 1239
- /104/ K. Ioki, M. Yamada, M. Nishikawa, T. Uchikawa, M. Onozuka, H. Yamao, Fusion Eng. Des. 5 (1987) 181
- /105/ K. Miya, M. Seki, M. Araki, Nihon Genshiryoku Gakkai Shi 29, 10 (1987) 3, in Japanese
- /106/ H. Bolt, H. Hoven, K. Koizlik, J. Linke, H. Nickel, E. Wallura, Berichte der Kernforschungsanlage Juelich, Juel-2024 (1985)
- /107/ D. Quartaert, F. Brossa, P. Moretto, G. Rigon in: Proc. 13th Symp. on Fusion Technology, Varese (1984) 401
- /108/ F. Brossa, E. Franconi, P. Moretto, G. Rigon, J. Nucl. Mater. 141/143 (1986) 210
- /109/ R. DeConinck, A. Gijs, M. Snijkers, Rev. int. hautes Temper. Refract., Fr., 16 (1979) 294
- /110/ Y. Gotoh, H. Hoven, K. Koizlik, J. Linke, U. Samm, B. Thiele, E. Wallura, J. Nucl. Mater. 133/134 (1985) 257
- /111/ H. Bolt, H. Hoven, E. Kny, K. Koizlik, J. Linke, H. Nickel, E. Wallura, Berichte der Kernforschungsanlage Juelich, Juel-2086, Juelich (1987)
- /112/ E. Kny, K. Koizlik, H. Nickel in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published
- /113/ K. Koizlik, H. Bolt, H. Hoven, J. Linke, H. Nickel, E. Wallura, Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published
- /114/ D. W. Doll, M. Ulrickson, J. Nucl. Mater. 85/86 (1979) 191
- /115/ A. Tobin, J. Nucl. Mater. 85/86 (1979) 197
- /116/ C. D. Croessmann, G. L. Kulcinski, J. B. Whitley, J. Nucl. Mater. 128/129 (1984) 816

- /117/ C. D. Croessmann, G. L. Kulcinski, J. B. Whitley, Proc. 11th Symp. on Fusion Engineering, Austin, Texas (1986) 884
- /118/ C. D. Croessmann, Ph. D. Thesis, University of Wisconsin (1986)
- /119/ C. D. Croessmann, G. L. Kulcinski, J. B. Whitley, Sandia National Laboratories, SAND86-2010 (1986)
- /120/ S. T. Picraux, J. A. Knapp, M. J. Davis, J. Nucl. Mater. 120 (1984) 278
- /121/ J. R. Easoz, R. Bajaj, R. E. Gold, J. W. H. Chi, Nucl. Technol./Fusion 4 (1983) 780
- /122/ J. R. Easoz, R. Bajaj in: Proc. 10th Symp. on Fusion Engineering, Philadelphia, Pennsylvania (1983) 1008
- /123/ J. R. Easoz, R. Bajaj, J. Vac. Sci. Technol. A3 (3) (1985) 1119
- /124/ M. Seki, S. Yamazaki, A. Minato, T. Horie, Y. Tanaka, T. Tone, J. Fusion Energy 3 (3) (1986) 181
- /125/ M. Seki, T. Tone, S. Yamazaki in: Proc. of the Japan - US Workshop on High Heat Flux Materials, March 3 - 5, 1986, National Research Institute for Metals, Tsukuba Laboratories (1986) 321
- /126/ M. Seki, S. Yamazaki, A. Minato, T. Horie, Y. Tanaka, T. Tone, Fusion Eng. Des. 5 (1987) 215
- /127/ K. Ioki, M. Yamada, M. Nishikawa, T. Uchikawa, H. Yamao, J. Nucl. Mater. 141/143 (1986) 204
- /128/ M. Onozuka, T. Uchikawa, M. Nayama, H. Yamao, K. Ioki, S. Niikura, H. Nakamura in: Proc. 11th Symp. on Fusion Engineering, Austin, Texas, USA (1986) 920
- /129/ M. Onozuka, T. Uchikawa, H. Yamao, H. Kawai, A. Kousaku, H. Nakamura, S. Niikura, Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published
- /130/ C. D. Croessmann, G. L. Kulcinski, J. B. Whitley, Sandia National Laboratories, SAND86-0764 (1986)
- /131/ J. Bohdanský, C. D. Croessmann, J. Linke in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published
- /132/ J. Bohdanský, C. D. Croessmann, J. Linke, J. M. McDonald, D. H. Morse, A. E. Pontau, R. D. Watson, J. B. Whitley, D. M. Goebel, Y. Hirooka, O. Leung, R. W. Conn, J. Roth, W. Ottenberger, H. E. Kotzłowski, Nucl. Instr. Meth. B23 (1987) 527

- /133/ W. Delle, J. Linke, H. Nickel, E. Wallura, Spezielle Berichte der Kernforschungsanlage Juelich, Juel-Spez-401 (1987)
- /134/ K. Ioki, M. Nishikawa, I. Tatsumi, T. Uchikawa, M. Fujiwara, J. Nucl. Sci. Technol. 22 (1985) 529
- /135/ T. Uchikawa, M. Fujiwara, R. Nayama, T. Irie, M. Onozuka, M. Tomita, K. Ioki, M. Nishikawa, Fusion Technol. 8 (1985) 1748
- /136/ H. Nakamura, S. Niikura, T. Uchikawa, M. Onozuka, H. Yamao, M. Nayama, K. Ioki, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 86-048 (1986), in Japanese
- /137/ D. L. Sevier, P. W. Trester, G. Hopkins, T. E. McKelvey, T. S. Taylor, J. Nucl. Mater. 103/104 (1981) 187
- /138/ G. R. Hopkins, P. W. Trester, J. L. Kaae, J. Nucl. Mater. 128/129 (1984) 802
- /139/ R. Benz, A. Naoumidis, H. Nickel, Berichte der Kernforschungsanlage Juelich, Juel-2056, Juelich (1986)
- /140/ R. Benz, A. Naoumidis, H. Nickel, J. Nucl. Mater. 150 (1987) 128
- /141/ E. V. Dan'shchikov, F. V. Lebedev, A. V. Ryazanov, Sov. J. Plasma Phys. 10 (1984) 225
- /142/ H. Brinkschulte, E. Deksnis, A. S. Bransden, 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor Materials, Karlsruhe Oct. 4 - 8, 1987
- /143/ D. E. Schechter, C. C. Tsai, F. Sluss, W. R. Becraft, D. J. Hoffmann, Fusion Technol. 8 (1985) 559
- /144/ K. Nakamura, R. Yamada, M. Saidoh, Y. Murakami, J. Nucl. Mater. 111/112 (1982) 852
- /145/ K. Nakamura, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 82-026 (1982), in Japanese
- /146/ K. Nakamura, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 85-089, in Japanese
- /147/ T. Abe, Y. Murakami, K. Obara, S. Hiroki, K. Nakamura, T. Mizoguchi, A. Doi, K. Inagawa, J. Nucl. Mater. 133/134 (1985) 754
- /148/ M. Yoshikawa, Fusion Eng. Des. 5 (1987) 38
- /149/ M. Shibui, J. Ohmori, S. Itoh, T. Sasaki, T. Kuroda, O. Kaneko, K. Sakurai, Y. Oka in: Proc. 11th Symp. on Fusion Engineering, Austin, Texas (1986) 877
- /150/ T. Kuroda, O. Kaneko, K. Sakurai, Y. Oka, M. Shibui, J. Ohmori, Kakuyugo Kenkyu 54 (1985) 371, in Japanese
- /151/ K. Miya, private communication (1986-7)

- /152/ M. Shibui, J. Ohmori, T. Kuroda in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published
- /153/ K. Sonnenberg, K. J. Dietz, P. Kupschuss in: Proc. 14th Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published
- /154/ A. M. Hassanein, G. L. Kulcinski, W. G. Wolfer, J. Nucl. Mater. 103/104 (1981) 321
- /155/ A. M. Hassanein, G. L. Kulcinski, W. G. Wolfer, J. Nucl. Mater. 111/112 (1982) 554
- /156/ W. G. Wolfer, A. M. Hassanein, J. Nucl. Mater. 111/112 (1982) 560
- /157/ A. M. Hassanein, Argonne National Laboratory, ANL/FP/TM-179 (1983)
- /158/ A. M. Hassanein, J. Nucl. Mater. 122/123 (1984) 1453
- /159/ A. M. Hassanein, G. L. Kulcinski, W. G. Wolfer, Nucl. Eng. Des./Fusion 1 (1984) 307
- /160/ H. T. Klippel, EURATOM-Report, EUR XII 324/17 (1982)
- /161/ H. Nakamura, T. Hiraoka, A. M. Hassanein, G. L. Kulcinski, W. G. Wolfer, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 83-058 (1983)
- /162/ H. Hashizume, K. Miya, M. Seki, K. Ioki, Fusion Eng. Des. 5 (1987) 141
- /163/ D. Sanzo, Nucl. Eng. Des./Fusion 4 (1987) 191
- /164/ D. A. Bowers, J. R. Haines, J. Nucl. Mater. 103/104 (1981) 81
- /165/ B. J. Merrill, J. L. Jones, J. Nucl. Mater. 111/112 (1982) 544
- /166/ B. J. Merrill, S. C. Jardin, M. C. Carroll in: Proc. 10th Symp. on Fusion Engineering, Philadelphia, Pennsylvania (1983) 1291
- /167/ Y. K. Chen, J. R. Howell, P. L. Varghese in: Proc. 11th Symp. on Fusion Engineering, Austin, Texas (1986) 1249
- /168/ A. Sestero, Nucl. Fusion 17 (1977) 115
- /169/ A. Sestero, A. Ventura, J. Nucl. Mater. 128/129 (1984) 828
- /170/ ASM Metals Reference Book (American Society for Metals, n. 1., 1983)
- /171/ R. B. Ross, Metallic Materials Specification Handbook (Chapman and Hall, London, 1980)
- /172/ Pfister Inc., product information on Pyroid (1985)
- /173/ O. Kaneko, Y. Oka, K. Sakurai, T. Kuroda in: Proc. 10th Symp. on Fusion Engineering, Philadelphia, Pennsylvania (1983) 1502

- /174/ Y. Oka, O. Kaneko, K. Sakurai, T. Kuroda, K. Hayashi, K. Masuda, Y. Sanada in: Proc. 13th Symp. on Fusion Technology, Varese (1984) 565
- /175/ Y. Oka, O. Kaneko, K. Sakurai, T. Kuroda, Nucl. Eng. Dec./Fusion 4 (1987) 387
- /176/ H. Bolt, A. Miyahara, T. Kuroda, O. Kaneko, Y. Kubota, Y. Oka, K. Sakurai, Inst. of Physics, Nagoya University, IPPJ-AM-51 (1987)
- /177/ H. Bolt, C. D. Croessmann, A. Miyahara, T. Kuroda, Y. Oka, Institute of Plasma Physics, Nagoya University, IPPJ-AM-53 (1987)
- /178/ H. Bolt, A. Miyahara, T. Kuroda, Institute of Plasma Physics, Nagoya University, IPPJ-842 (1987)
- /179/ J. P. Holman, Heat Transfer (McGraw Hill, New York, 1986)
- /180/ H. W. Carslaw, J. C. Jaeger, Conduction of Heat in Solids (Clarendon, Oxford, 1959)
- /181/ R. Behrish, Nucl. Fusion 12 (1972) 695
- /182/ R. Behrish, J. Nucl. Mater. 93/94 (1980) 498
- /183/ S. I. Anisimov, A. Kh. Rakhmatulina, Sov. Phys.-JETP, 37 (1973) 441
- /184/ W. Delle, K. Koizlik, H. Nickel, Graphitische Werkstoffe fuer den Einsatz in Kernreaktoren, Teil II (Karl Thiemig, Muenchen, 1983)
- /185/ Materials Handbook for Fusion Energy Systems (1986)
- /186/ B. A. Boley, J. H. Weiner, Theory of Thermal Stresses (John Wiley, New York/London, 1960)
- /187/ Y. S. Touloukian, R. W. Powell, C. Y. Ho, P. G. Klemens, Eds., Thermophysical Properties of Matter, Vol. 1. Thermal Conductivity (IFI/Plenum, New York-Washington, 1970)
- /188/ Y. S. Touloukian, E. H. Buyco, Eds., Thermophysical Properties of Matter, Vol. 4, Specific Heat (IFI/Plenum, New York-Washington, 1970)
- /189/ Y. S. Touloukian, Eds., Thermophysical Properties of High Temperature Solid Materials (Macmillan, New York, 1970)
- /190/ Metallic Materials Data Handbook, Aviation Publication Av932 (ESDU International, n. 1., 1982)
- /191/ F. Mast, H. Vernickel, J. Nucl. Mater. 111/112 (1982) 566
- /192/ H. Vernickel, J. Nucl. Mater. 111/112 (1982) 531

- /193/ T. Fett, A. Mueller, D. Munz, H. Stamm in: Proc. 13th Symp. on Fusion Technology, Varese, Italy (1984) 973
- /194/ D. R. Harris, Radiation Effects 101 (1986) 3
- /195/ D. R. Harris, E. Zolti, Nucl. Eng. Des./Fusion 3 (1986) 331
- /196/ D. Ehst, S Majumdar, Y. Cha, A. Hassanein in: Proc. 10th Symp. on Fusion Engineering, Pennsylvania, Philadelphia (1983) 1083
- /197/ A. E. Dabiri, Oak Ridge National Laboratory, ORNL/FEDC-85/9 (1986)
- /198/ J. R. Haines, K. Kitamura, T. Kobayashi, H. Iida, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 86-099 (1986)
- /199/ T. Horie, M. Seki, A. Minato, T. Tone, Fusion Technology, 10 (1986) 753
- /200/ T. R. Anthony, H. E. Cline, J. Appl. Phys. 48 (1977) 3888
- /201/ F. G. Collins, B. N. Antar, AIAA Journal 20 (1982) 1464
- /202/ H. E. Cline, T. R. Anthony, J. Appl. Phys. 48 (1977) 3895
- /203/ S. Schiller, U. Heisig, S. Panzer, Electron Beam Technology (J. Wiley-Interscience, Berlin, 1982)
- /204/ K. Hickman, Indust. Engng. Chem. 44 (1952) 1892
- /205/ H. Palmer, J. Fluid Mech. 75 (1976) 487
- /206/ H. Kawakami in: Proc. of the "IAEA Meeting on Graphite Component Structural Design", Japan Atomic Energy Research Institute, Sept. 8 - 11, 1986, JAERI-M 86-192 (1987) 163
- /207/ G. P. Cherepanov, Mechanics of Brittle Fracture (McGraw-Hill, New York, 1979)
- /208/ H. H. Andersen, J. F. Ziegler, The Stopping Ranges of Ions in Matter, Vol. 3 (Pergamon, New York, 1977)
- /209/ H. Bolt, C. D. Croessmann, A. Miyahara, T. Kuroda, Y. Oka, K. Sakurai in: Proc. of the "Japan - US Workshop on Plasma - Material Interaction / High Heat Flux Data Needs for the Next Step Ignition and Steady State Devices" IPP Nagoya, Jan. 26 - 30, 1987, IPPJ-AM-50 (1987) 286
- /210/ M. Roedig, G. Kleist, H. Schuster, H. Nickel, Berichte der Kernforschungsanlage Juelich, Juel-1632, (1979)
- /211/ H. Kakui, T. Oku, J. Nucl. Mater. 137 (1986) 124
- /212/ T. Oku, S. Ishiyama, M. Eto, M. Inagaki, T. Hashida, H. Takahashi in: Proc. of the "IAEA Meeting on Graphite Component Structural Design", Japan Atomic Energy Research Institute, Sept. 8 - 11, 1986, JAERI-M 86-192 (1987) 217

- /213/ H. Cords, A. Djaloeis, G. Kleist, J. Moench, B. Oefinger, R. Zimmermann, Berichte der Kernforschungsanlage Juelich, Juel-1355, (1976)
- /214/ M. Roedig, G. Kleist, H. Schiffers, H. Nickel in: Contributions for the Fifth London International Conference on Carbon and Graphite, Imperial College, London, Sept. 18 - 22, 1978, W. Delle, Ed., Juel-Conf-25, (1978)
- /215/ T. Hayashida, T. Fukusawa, H. Takahashi, S. Ishiyama, T. Oku in: Proc. of the "IAEA Meeting on Graphite Component Structural Design", Japan Atomic Energy Research Institute, Sept. 8 - 11, 1986, JAERI-M 86-192 (1987) 158
- /216/ E. Vietzke, V. Philipps, private communication (1987)
- /217/ J. Roth in: Topics in Applied Physics, Vol. 52, R. Behrisch, Ed. (Springer-Verlag, Heidelberg, 1983) 91
- /218/ J. Roth, J. Bohdanský, W. Poschenrieder, M. K. Sinha, J. Nucl. Mater. 63 (1976) 222
- /219/ B. Feinberg, R. S. Post, J. Vac. Sci. Technol. 13 (1976) 443
- /220/ R. Yamada, N. Nakamura, K. Sone, M. Saidoh, J. Nucl. Mater. 95 (1980) 278
- /221/ J. B. Roberto, R. Behrisch, J. Nucl. Mater. 128/129 (1984) 764
- /222/ G. M. McCracken, P. E. Stott, Nucl. Fusion 19 (1979) 889
- /223/ J. Bohdanský, J. Roth, Radiation Effects 89 (1985) 49
- /224/ J. Fujita, K. Matsuoka, Nucl. Fusion 25 (1985) 1253
- /225/ K. Toi et al. in: Plasma Physics and Controlled Nuclear Fusion Research 1984 (IAEA, Vienna, 1985) 523
- /226/ Y. Hirohata, S. Adachi, S. Fukuda, M. Mohri, T. Yamashina, N. Noda, S. Tanahashi, J. Fujita, Y. Gomei, J. Nucl. Mater. 122,123 (1984) 1160
- /227/ Y. Tanabe, S. Kimura, E. Yasuda, Yogyo Kyokai Shi 95, 3 (1987) 341
- /228/ Kaiser Aerotech Co., product information on K-Karb materials (1986),
Schunk Kohlenstofftechnik GmbH, product information on CF materials (1986),
Mitsubishi Chemical Industries, product information on AMT and BMT products (1987)

- /229/ J. X. Zhao, R. C. Bradt, P. Walker in: Fracture Mechanics of
Ceramics, Vol. 6, R. C. Bradt, Ed. (Plenum Press, New York-
London, 1982) 107
- /230/ R. Gallix, F. Puhn, G. Listvinsky, J. Weede in: Proc. 14th
Symp. on Fusion Technology, Avignon (1986), to be published

Anhang:

Tabelle A1: Physikalische Eigenschaften der untersuchten metallischen Werkstoffe

Tabelle A2: Hersteller der in dieser Arbeit untersuchten Kohlenstoffwerkstoffe

Tabelle A3: Mechanische und physikalische Eigenschaften der untersuchten Graphite

Tabelle A4: Werkstoffdaten fuer Graphite, die in numerischen Analysen verwendet wurden

Tabelle A5: Mechanische und physikalische Eigenschaften des pyrolytischen Kohlenstoffs Pfizer Pyroid /172/

Tabelle A6: Parameter der Versuche an metallischen Werkstoffen

Tabelle A7: Parameter der Versuche an Graphiten

Tabelle A8: Parameter der Versuche an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen

Tabelle A9: Parameter der Versuche an pyrolytischen Kohlenstoffen und einem geloeteten Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundsystem

material	ρ ($\text{kg/m}^3 \times 10^3$)	$c_p (R_T)$ (J/kgK)	$k (R_T)$ (W/mK)	$c_p (av)$ (J/kgK)	$k (av)$ (W/mK)	T_M (K)
st. steel (304)	8.0	510	13	600	23	1720
aluminium	2.7	850	237	1080	224	933
copper	9.0	420	399	470	364	1358
molybdenum	10.2	260	138	430	110	2890

ρ : density

$c_p (R_T)$: spec. heat at room temp.

$k (R_T)$: thermal conductivity at room temp.

$c_p (av)$: averaged value of the spec. heat from R_T to T_M

$k (av)$: averaged value of the thermal conduct. from R_T to T_M

T_M : melting point

Tabelle A1: Physikalische Eigenschaften der untersuchten metallischen Werkstoffe

AXF-5Q, ZXF-5Q:

Poco Graphite, Inc., 1601 South State St., Decatur, Texas 76234, USA

ATJ, CGW:

Union Carbide Corp., Carbon Products Div., P.O. Box 94617, Cleveland, Ohio 44101, USA

CC 139 C:

Hitco Comp., Fabricated Composite Div., 13722 Harvard Place, Gardena, CA 90249, USA

K-Karb 1200:

Kaiser Aerotech, 880 Doolittle Drive, San Leandro, CA 90249, USA

FMI 3-3-3-3, FMI 3-3-3-6:

Fiber Materials, Inc., Woven Products Div., Biddeford, Maine 04005, USA

Pyroid:

Pfizer, Inc., 640 N. 13th St., Easton, PA 18042-1497, USA

ISO 880, IG 110, CX-20U:

Toyo Tanso Co., Ltd., 7-12 Takeshima, 5-chome, Nishiyodogawa-ku, Osaka, Japan

MT 200 K, YPD:

Toyo Carbon Co., Ltd., 10-1 Nihonbashi, 2-chome, Chuo-ku, Tokyo, Japan

T6-P, ETP-10:

Ibiden Co., Ltd., Kandamachi, 2-chome, Ogaki, Japan

AMT, BMT:

Mitsubishi Chem. Ind., Ltd., 5-2, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo, Japan

Tabelle A2: Hersteller der in dieser Arbeit untersuchten
Kohlenstoffwerkstoffe (Teil 1)

CL 5890 PT:

Le Carbone Lorraine, 45, Rue des Acacias, Boite Postale 164, 75821 Paris
Cedex, France

EK 98:

Ringsdorff-Werke GmbH, Drachenburgstr. 1, D-5300 Bonn-Bad Godesberg, FRG

FE 219, CF 322:

Schunk Kohlenstofftechnik GmbH, P.O. Box 6420, D-6300 Giessen, FRG

**Tabelle A2: Hersteller der in dieser Arbeit untersuchten
Kohlenstoffwerkstoffe (Teil II)**

graphite grade	σ_F	σ_T	σ_C	E	α	k	ρ	grain size
	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(10 ⁻⁶ /°C)	(W/m°C)	(g/cm ³)	(μ m)
AXF 5Q	90	63	143	13900	8.4	75	1.83	4
ZXF-5Q	124	90	193	14500	7.7		1.83	1
ISO 880	95	70	185	13000	6.5	99	1.90	10
T6-P	100	50	175	15000	6.5	57	1.90	10
MT 200 K	75	45		14000	6.0	93	1.80	10-15
CL 5890 PT	60	33	130	11600	4.6	74	1.79	20
EK 98	47	30	110	11500	3.4	69	1.86	
FP 219	36	16	75	9200	3.1	75	1.76	
ETP-10	50	30	100	11000	3.5	103	1.75	40
IG 110	40	25	80	10000	4.6	115	1.77	14
ATJ	:30 ⊥:25	:30 ⊥:22	:70 ⊥:68	:13500 ⊥: 9300	:2.3 ⊥:3.6	:150 ⊥: 80	1.74	150
CGW	:37 ⊥:31	:33 ⊥:28	:80 ⊥:78	:12300 ⊥: 9000	:2.2 ⊥:3.5	:135 ⊥:110	1.82	150
YPD	:50 ⊥:25				:1-2 ⊥:12-13	:210 ⊥: 81	2.0	10-15

σ_F : flexural strength, σ_T : tensile strength, σ_C : compressive strength, E: Young's modulus, α : linear thermal expansion coefficient, k: thermal conductivity

Tabelle A3: Mechanische und physikalische Eigenschaften der untersuchten Graphite (R_T)

	AXF-5Q	CL5890PT	EK98	FP219	ATJ
density (g/cm ³)	1.83	1.79	1.86	1.76	1.74
spec. heat (J/gK) $c(T)=A+BT+CT^2+DT^3$ $T \leq 2000K / 184/$					
A	-2.09E-1				
B	3.94E-3				
C	-2.50E-6				
D	5.60E-10				
$T > 2000K / 184/$					
A	1.89				
B	1.26E-4				
th. cond. (W/cmK) $k(T)=E+FT+GT^2+HT^3$ $T \leq 1300K / 133/$					
E	8.15E-1	9.61E-1	7.41E-1	1.01	2.14
F	-5.43E-4	-6.26E-4	1.29E-4	-1.04E-3	-2.67E-3
G	1.08E-7	6.71E-8	-8.63E-7	5.27E-7	1.57E-6
H	3.81E-11	7.21E-11	4.24E-10	-8.94E-11	-3.54E-10
$T \leq 2750K / 185/$					
E	9.30E-1	9.75E-1	9.37E-1	9.00E-1	1.09
F	-6.95E-4				
G	2.46E-7				
H	-3.08E-7				
$T > 2750K$					
E	2.42E-1	2.86E-1	2.48E-1	2.12E-1	3.98E-1
Enthalpy (kJ/mol)	708.2				

Tabelle A4: Werkstoffdaten fuer Graphite, die in numerischen Analysen verwendet wurden (Teil 1)

	AXF-5Q	CL5890PT	EK98	FP219	ATJ
Vapor pressure (ATM)					
$\log p = I + K/T$					
$T \leq 1933K$					
I		9.73			
K		-3.99E4			
$T > 1933K$					
I		8.98			
K		-3.85E4			

Tabelle A4: Werkstoffdaten fuer Graphite, die in numerischen Analysen verwendet wurden (Teil II)

flexural strength (σ_F) (-dir.):	84.4 N/mm ²
tensile strength (σ_T) (-dir.):	105.4 N/mm ²
compressive strength (σ_C) (-dir.):	140.6 N/mm ²
($\perp$ -dir.):	316.4 N/mm ²
Young's modulus (E) (-dir.):	31150 N/mm ²
lin. therm. expansion (α) (-dir.):	1 x 10 ⁻⁶ /°C
($\perp$ -dir.):	13 x 10 ⁻⁶ /°C
therm. conductivity (k) (-dir.):	346.2 W/(m°C)
($\perp$ -dir.):	1.7 W/(m°C)
density (ρ):	2.2 g/cm ³

remark: ($\perp$): against grain orientation

(||): with grain orientation

Tabelle A5: Mechanische und physikalische Eigenschaften des
pyrolytischen Kohlenstoffs Pfizer Pyroid /172/

no.	material	shot no.	pulse length (ms)	power density (MW/m ²)
	stainless steel			
1	1.4311	18050	50	70
2	1.4311	15965	88	64
3	1.4311	15991	504	21
4	1.4311	16084	951	16
	stainless steel			
5	304	20815	101	51
6	304	20787	101	60
7	304	25124	101	76
8	304	28215	151	55
9	304	25125	202	76
10	aluminium	28393	50	68
11	aluminium	20470	101	44
12	aluminium	25124	101	49
13	aluminium	28215	202	32
14	copper	28673	189	97
15	copper	20779	208	94
16	copper	28610	258	83
17	copper	25155	302	80
18	copper	28563	510	60
19	molybdenum	29137	271	104
20	molybdenum	25204	302	77
21	molybdenum	20845	403	80
22	molybdenum	28762	611	62

Tabelle A6: Parameter der Versuche an metallischen Werkstoffen

no.	material	shot no.	pulse length (ms)	power density (MW/m ²)	weight loss (mg)	remarks
1	sandwich	18996	227	94		*, 3 shots on one sample
	sandwich	19011	170	94		
	sandwich	19058	195	102		
2	AXF-5Q	21091	258	94	11.7	
3	AXF-5Q	22127	233	92	8.7	
4	AXF-5Q	24537	176	93		
5	ZXF-5Q	29153	145	98	-0.2	
6	ZXF-5Q	29168	290	97	23.7	
7	ZXF-5Q	67	208	104	2.5	
8	ISO 880	21165	214	93	14.6	
9	ISO 880	24957	164	91		
10	T6-P	24344	164	96		
11	MT 200 K	23474	183	93	10.5	
12	CL 5890 PT	21120	221	94	16.4	
13	CL 5890 PT	23443	176	95	9.0	
14	CL 5890 PT	24713	158	94		
15	EK 98	17102	290	79		two shots on one sample
	EK 98	17120	284	81		
16	EK 98	22356	183	88	0.6	
17	EK 98	23418	176	98	12.9	
18	FE 219	29465	221	97	21.2	
19	FE 219	29566	183	103	15.2	
20	ETP-10	19383	176	98		two shots on one sample
	ETP-10	19431	202	97	28.5	
21	ETP-10	23012	195	91	7.2	
22	IG 110	18175	221	96		three shots on one sample
	IG 110	18210	202	99		
	IG 110	18234	195	105		
23	IG 110	22464	214	94	17.0	
24	IG 110	24805	202	92		

Tabelle A7: Parameter der Versuche an Graphiten (Teil 1)

no.	material	shot no.	pulse length (ms)	power density (MW/m ²)	weight loss (mg)	remarks
25	ATJ	22321	170	93	9.6	two shots on one sample
26	ATJ	23310	221	96	10.4	
27	ATJ	24610	183	92		
28	CGW	22449	227	97		
29	YPD (II)	19102	353	99		
	YPD (II)	19115	302	101	26.5	
30	YPD (II)	23158	309	96	20.3	
31	YPD (⊥)	19136	202	98		two shots on one sample
	YPD (⊥)	19201	189	98	31.5	

32	AXF-5Q	79	265	105	17.1	stress c. sample
33	AXF-5Q	425	321	103	17.7	"
34	CL 5890 PT	203	277	105	25.0	"
35	CL 5890 PT	486	252	106	22.9	"
36	ETP-10	252	258	102	23.8	"
37	ETP-10	507	214	106	13.1	"
38	IG 110	377	315	103	22.0	"
39	IG 110	632	321	104	18.7	"
40	ATJ	95	271	105	36.1	"
41	ATJ	650	201	103	10.4	"

remarks: *: 14 small size samples of 9 grades clamped together
and irradiated at the same time

stress c. sample: A hole of 6 mm diameter was drilled
in the surface of these samples to
initiate concentration of thermal
stresses at the edge of the hole.

Tabelle A7: Parameter der Versuche an Graphiten (Teil II)

sample	preparation	direction of beam incidence	shot #	pulse length (ms)	power density (MW/m ²)	weight loss (mg)	remark
CC139C	1400°C, 3h	⊥	29750	132	95	15.7	5 shots on one sample
CC139C		⊥	32422	151	95	8.7	
CC139C		⊥	-32665	101	105	12.9	
CC139C		⊥	1244	139	97		
		⊥	1375	107	100		
		⊥	1377	113	103		
		⊥	1397	107	99		
	srf. ground 1400°C, 3h	⊥	1416	139	97	£50.1	
CC139C		⊥	1462	113	97	7.0	
CC139C	srf. ground 1400°C, 3h	⊥	1586	145	97	9.7	
K-Karb		⊥	29769	69	110		2 shots on one sample
		⊥	29809	76	105	£27.3	
K-Karb		⊥	32183	145	93	14.3	
K-Karb		⊥	-32645	69	102		2 shots on one sample
		⊥	3	69	101	£21.5	
K-Karb	srf. ground 1400°C, 3h	⊥	1534	76	100	14.0	
K-Karb	srf. ground 1400°C, 3h	⊥	1631	95	99	13.1	
CF 322		⊥	29980	76	97	4.8	25 ² mm ²
CF 322		⊥	32129	76	96	4.3	25 ² mm ²
CF 322		⊥	32505	69	102	7.8	25 ² mm ²
CX-20U		⊥	30294	76	101		
AMT		⊥	29996	107	99	7.4	
BMT		⊥	30280	120	103	11.3	

Tabelle A8: Parameter der Versuche an kohlefaserverstaerkten Kohlenstoffen (Teil 1)

sample	preparation	direction of beam incidence	shot #	pulse length (ms)	power density (MW/m ²)	weight loss (mg)	remark
CC139C			31490	290	100		
CC139C			32579	208	117	11.0	
K-Karb			31529	183	99		
K-Karb			32627	164	102	19.1	
CF 322			32026	277	99		
CX-20U			32093	170	96		
FMI 3333		1st dir.	30335	151	104	0.9	
FMI 3333		1st dir.	32678	258	102	10.0	
FMI 3333		1st dir.	8384	239	99	9.2	
FMI 3333		2nd dir.	31207	202	102	7.7	
FMI 3333		2nd dir.	8403	233	98	12.0	
FMI 3336		1st dir.	31140	315	108	16.0	
FMI 3336		1st dir.	32738	183	100	4.7	
FMI 3336		1st dir.	8442	227	99	7.8	
FMI 3336		2nd dir.	31429	315	99	9.7	
FMI 3336		2nd dir.	8491	189	100	8.8	

remarks: CC139C = CC 139 C, K-Karb = K-Karb 1200, CF 322 = CF 322,
FMI 3333 = FMI 3-3-3-3, FMI 3336 = FMI 3-3-3-6
srf. ground, 1400°C, 3h: surface ground for removal of the
surface layer, then baked at 1400°C for
3 hours

direction of beam incidence: (⊥): direction of beam incidence
perpendicular to weave planes
(||): direction of beam incidence
parallel to weave planes

x shots on one sample: the same sample was exposed several
times; the weight loss was measured
after the last exposure

Tabelle A8: Parameter der Versuche an kohlefaserverstaerkten
Kohlenstoffen (Teil II)

no.	material	shot no.	pulse length (ms)	power density (MW/m ²)	weight loss (mg)
1	Pyroid (II)	32541	321	102	The detected weight losses were within the error range of the measurement (0.5 mg)
2	Pyroid (II)	8774	202	100	
3	Pyroid (II)	8791	214	107	
4	CL "normale" (II)	32291	328	103	
5	CL "normale" (II)	-32681	284	111	
6	CL "normale" (I)	32477	347	100	502
7	Pyroid brazed to copper	29	416	106	

Tabelle A9: Parameter der Versuche an pyrolytischen Kohlenstoffen und einem gelöteten Pyrokohlenstoff - Kupfer Verbundsystem

