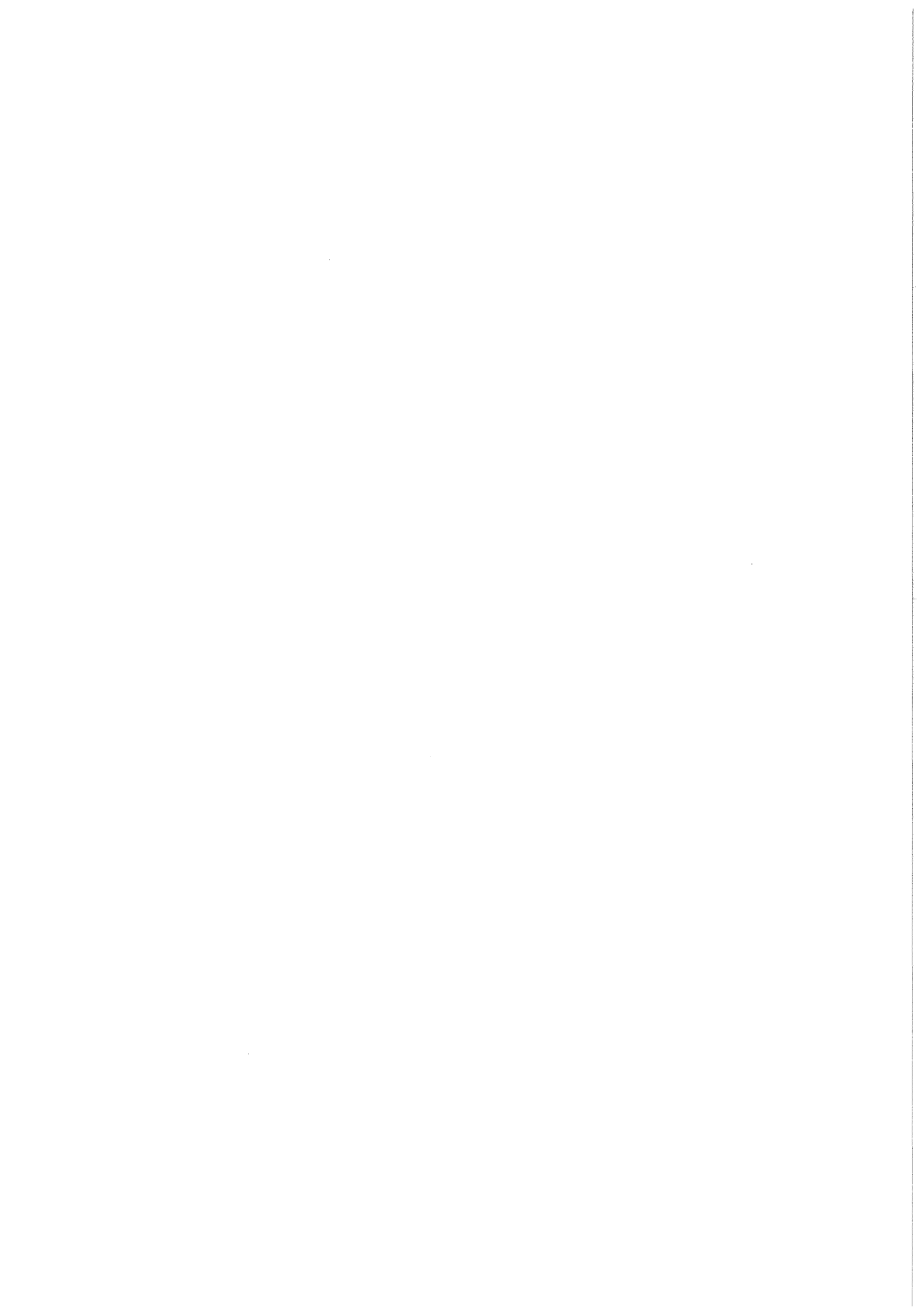


KfK 4261
Mai 1987

**Vergleichende Untersuchungen
zum Hochtemperatur-
Kriechberstverhalten des
austenitischen CrNi-Stahls
DIN W.Nr. 1.4970 in Argon und
Wasserdampf**

G. Schanz, S. Leistikow, H. von Berg
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projektgruppe LWR-Sicherheit

Kernforschungszentrum Karlsruhe



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung
Projektgruppe LWR-Sicherheit

KfK 4261

Vergleichende Untersuchungen zum Hochtemperatur-Kriechberstverhalten des
austenitischen CrNi-Stahls DIN W.Nr. 1.4970 in Argon und Wasserdampf

G. Schanz, S. Leistikow, H. von Berg

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

ISSN 0303-4003

G. Schanz, S. Leistikow, H. von Berg

**Vergleichende Untersuchungen
zum Hochtemperatur-Kriechberstverhalten des austenitischen
CrNi-Stahls DIN W.Nr. 1.4970 in Argon und Wasserdampf**

Kurzfassung

Der austenitische Chrom-Nickel-Stahl 1.4970 wurde hinsichtlich seiner Eignung als alternatives Hüllrohrmaterial für einen Fortgeschrittenen Druckwasserreaktor (FDWR) einer Laboruntersuchung seines Kriechberstverhaltens in Argon und unter überlagerter Hochtemperaturoxidation in Wasserdampf bei 950-1200°C, ca. 10-100 bar, ca. 1 min - 1 h unterworfen. Im Vergleich zu Bersttests in Schutzgas-Atmosphäre zeigt das oxidierende Material etwas reduzierte Festigkeit bei deutlich geringeren Berst-Umfangsdehnungen. Oberhalb eines Dehnungsmaximums bei ca. 1100°C nehmen die Umfangsdehnungen mit zunehmender Temperatur und Standzeit ab. Das Ausmaß und der Einfluß der Oxidation auf die mechanischen Eigenschaften werden auf der Basis mikroskopischer Aufnahmen der gebildeten Oxidschicht diskutiert.

Comparative Tests of High Temperature Creep-Rupture Behavior of the Austenitic CrNi Steel DIN W.Nr. 1.4970 in Argon and Steam

Abstract

With respect to its suitability as alternative cladding material in an Advanced Pressurised Water Reactor (APWR), the austenitic chromium nickel steel DIN No. 1.4970 was subjected to a laboratory investigation of its creep-rupture behavior: in parallel in argon and in steam at 950-1200°C, ca. 10 - 100 bar, ca. 1 min - 1 h. In comparison to burst tests under inert atmosphere the oxidising material shows slightly reduced strength combined with considerably reduced circumferential burst elongation. Above a strain maximum at about 1100°C the elongations decrease with increasing temperature and duration. The extent and the influence of the oxidation on the mechanical properties is discussed on the basis of the microstructure of the oxide scale.

1. Einleitung

Im Rahmen der Studien zur Entwicklung eines Fortgeschrittenen Druckwasserreaktors (FDWR) wird das Konzept verfolgt, die Konversionsrate und damit die Uranausnutzung durch eine Verschiebung des Neutronenspektrums in den epithermischen Bereich zu erhöhen. Das wird durch eine Verminderung des Moderatoranteils im Brennelement und eine entsprechend engere Packung der Brennstäbe erreicht [1].

Die Frage der Hüllmaterialauswahl stellt sich aus folgenden Gründen neu: Der Vorteil von Zirkonium-Werkstoffen vor Stählen hinsichtlich der Absorption thermischer Neutronen verschwindet bereits oberhalb einer Energie von 100 eV im epithermischen Bereich des Neutronenspektrums. Der Nachweis der Notkühlbarkeit des kompakteren Cores setzt der Hüllmaterialverformung im Kühlmittelverluststörfall engere Grenzen als beim DWR. Aus beiden Gründen werden Stähle als Alternativwerkstoffe zu Zircaloy-4 Hüllrohrmaterial in die Untersuchungen einbezogen.

Hinsichtlich der Hochtemperatur-Oxidation in Wasserdampf wurden sowohl der austenitische Stahl Werkstoff-Nr. 1.4970 als auch der ferritisch-martensitische Stahl 1.4914 bereits untersucht und mit Zircaloy-4 verglichen [2-7]. Die Wechselwirkung zwischen der Oxidation und dem mechanischen Verhalten von Zircaloy-4 Hüllrohren in einem denkbaren Kühlmittelverluststörfall wurde ebenfalls untersucht [8]. Im folgenden wird über eine entsprechende Laboruntersuchung berichtet, in der das Störfallverhalten des austenitischen Chrom-Nickel-Stahles 1.4970 unter isotherm-isobaren Bedingungen in Heißdampf simuliert wurde.

2. Durchführung

2.1 Werkstoff und Probenfertigung

Der untersuchte Stahl Werkstoff Nr. 1.4970 ist in Tab. 1 hinsichtlich seiner chemischen Zusammensetzung, Herstellung und mechanischen Kenngrößen eingehend charakterisiert. Der Werkstoff wurde als nahtlos gezogenes Rohrmaterial der Abmessungen 10,1 x 0,40 mm im Lieferzustand (lösungsgeglüht + ausgelagert + kaltverformt) eingesetzt. Zur Fertigung von Rohrkapselproben wurden 50 mm lange Rohrstücke, aus Stahl der Werkstoff Nr. 1.4571 gefertigte

Stopfen und Druckzuleitungen der Abmessung 6 x 1 mm durch Elektronenstrahlschweißung miteinander verbunden. Vor der Schweißung wurden die Teile sorgfältig entfettend gereinigt; entsprechend gesäubert erfolgte der Einsatz der Druckkapseln.

2.2 Apparatur- und Versuchsausführung

Die Apparatur zur Durchführung der Kriechberstversuche bestand aus einem Rohrofen mit einem Keramikrohr als Teststrecke, dem in Edelstahl ausgeführten Dampfkreislauf aus Dampferzeuger, Rohrsystem und Kondensator, dem Argon-Druckgassystem zur Einstellung des Kapselinnendruckes sowie den Hilfssystemen zur vorbereitenden Argon-Spülung der Teststrecke und zur Evakuierung und Inertgasspülung der Kapselinnenseite (Abb. 1). Die Kapseltemperatur wurde mit einem Pt-PtRh-Thermoelement gemessen, das auf den Druckzuführungstopfen aufgeschweißt war.

Zur Test-Vorbereitung wurde die Kapselprobe in einer stand-by Position außerhalb des Ofens über ihr Druckzuführungsrohr an das Druckgassystem angeschlossen und im Inneren durch mehrfaches Evakuieren und Argon-Einlaß gereinigt. Die Teststrecke wurde ebenfalls durch Argonspülung entlüftet. In der Startphase wurde die Probe in die Teststrecke im Ofen eingeschoben. Nach Erreichen der Testtemperatur wurde mit der Innendruckaufgabe der Berstversuch begonnen. Der Innendruck wurde über die verwendeten Druckregler automatisch auf konstantem Niveau gehalten.

Bei Vergleichs-Versuchen unter äußerer Dampf- anstelle einer Argon-Atmosphäre wurde rechtzeitig vom Verdampfer-Bypassbetrieb auf Versuchsbetrieb umgestellt, so daß die Dampf- und die Innendruckatmosphäre die Kapsel möglichst gleichzeitig beaufschlagten (Abb. 2).

Das Bersten der Kapsel wurde durch rasches Absinken des Druckes angezeigt. Im Fall niedriger Versuchstemperatur, also hohen Berstdrucken, war das Bersten der Kapseln gut hörbar und mit dem Ausschleudern von Wasser aus dem Verdampfer verbunden. Die Druckgas- und die Dampfversorgung wurden dann abgestellt, die Kapsel wurde aus dem Ofen gezogen und nach hinreichender Abkühlung unter Argon ausgebaut.

2.3 Versuchsauswertung

Zunächst wurden die Versuchstemperatur, der gewählte Innendruck und die Standzeit bis zum Bersten der Kapsel registriert. Dann wurde in Höhe der Berststelle der maximale Umfang der Probe abzüglich der Breite der Berstöffnung gemessen und unter Bezug auf das Ausgangsmaß in eine maximale Umfangsdehnung umgerechnet. Die Außenansicht der Kapseln wurde in Makroaufnahmen festgehalten.

Von den dampfexponierten Kapseln wurden Querschliffe in Höhe der Berststelle präpariert und metallographisch auf die Umfangsverteilung der Wandstärkenschwächung, die Bildung von Anrissen und die Ausbildung der Oxidschicht untersucht. Die Vermessung der Oxidschicht diente dem Vergleich mit Ergebnissen früherer oxidationskinetischer Versuche ohne überlagerte Verformung.

3. Ergebnisse

3.1 Bersttest in Argon

Für jede gewählte Versuchstemperatur im Bereich 950-1200°C wurden 3 Versuche durchgeführt, mit denen kurze (ca. 1 min), mittlere und lange (bis ca. 1 h) Standzeiten angestrebt wurden. Dafür mußte der Innendruck zwischen ca. 10 und 100 bar variiert werden. Aus den angewandten Innendrucken wurden nach der Kesselformel die Ausgangs-Tangentialspannungen in der Hüllrohrwandung ermittelt. (Bei konstantem Innendruck erhöht sich im Versuch die Tangentialspannung entsprechend der dehnungs- resp. oxidationsbedingten Wandstärkenschwächung). Aus Umfangsdehnungen und Berstzeiten wurden mittlere Kriechgeschwindigkeiten über den gesamten Kriechverlauf errechnet. Das bedeutet auf der Basis einer Mittelwertbildung über den gesamten Kapselumfang eine Mittelung über die verschiedenen Stadien der Kriechkurve. Die Versuchsparameter und Ergebnisse sind in Tab. 2 zusammengestellt.

Abb. 3 zeigt die Zeitstandkurven, deren Verlauf in der doppeltlogarithmischen Darstellung geradlinig wiedergegeben werden kann. Im Vergleich zu der weitgehend einheitlichen Neigung der übrigen Geraden zeigt die für 950°C eine etwas stärkere Neigung entsprechend einer vergleichsweise höheren Festigkeit über die kurzen Versuchszeiten. Entsprechendes gilt für die größere Steigung

der 950°C-Gerade in der Auftragung der mittleren tangentialen Kriechgeschwindigkeit in Abb. 4. Auch hier weicht die Festigkeit für die hohe Kriechgeschwindigkeit, also die kurze Versuchszeit vom Trend der übrigen Ergebnisse ab.

In Abb. 5-10 sind Makroaufnahmen der geborstenen Kapseln im Originalmaßstab zusammengestellt. Zu sehen sind jeweils zwei Ansichten der bei einer Temperatur geprüften drei Kapseln mit den zugehörigen Versuchsparametern. Abb. 6 zeigt extrem große Berstöffnungen, die durch ein Versagen längs einer Mantellinie, ein Aufklappen und das Weiterreißen der Berstflanken gekennzeichnet sind. Hinzu kommen versuchs- und apparaturspezifische Einflüsse wie der Menge nachströmenden Druckgases, der Dehnungsbehinderung durch Anschlagen der Kapsel an das Argon-Führungsrohr der Teststrecke sowie einer dadurch bedingten Verformung und Verkrümmung. Letztere Störeinflüsse machen sich bei den höheren Temperaturen immer weniger bemerkbar. Im Gegensatz zu einer Zunahme der Dehnung mit der Standzeit bei 950°C wird hier die eindeutige Tendenz erkennbar, daß mit zunehmender Temperatur und abnehmendem Innendruck (wachsender Standzeit) immer kleinere Berstöffnungen entstehen und auch die Umfangsdehnungen geringer werden. Bei 1200°C schließlich werden bei allen Versuchen nur kleine Abblasöffnungen ausgebildet.

3.2 Bersttests in Dampf

Entsprechend den Versuchen unter Schutzgas wurden die Bersttests bei überlagerter Dampf-Oxidation durchgeführt. Als Druckgas wurde auch hier Argon verwendet, so daß nur die Kapsel-Außenseiten dem Dampf ausgesetzt waren. Für die Festlegung der Versuchsparameter (950-1200°C, ca. 10-100 bar) und die Berechnung der Versuchsergebnisse aus den gemessenen Daten wird auf Kap. 3.1 verwiesen. Die Daten dieser Versuchsserie sind in Tab. 3 zusammengestellt.

Abb. 11 zeigt die Auftragung der Kapsel-Standzeit als Funktion des Innendruckes bzw. der Tangentialspannung, Abb. 12 die entsprechende Auftragung der mittleren Kriechgeschwindigkeit. Beide Funktionen geben die bereits für die Versuche unter Argon beschriebenen Trends wieder. Aus beiden Darstellungen wird für 950°C über kurze Versuchszeiten eine vergleichsweise hohe Festigkeit deutlich.

In Abb. 13-18 sind die Makroaufnahmen der unter überlagerter Oxidation bei 950-1200°C geborstenen Kapseln zusammengestellt. In Ergänzung zu der Frontal- und Seitenansicht der Kapseln bezüglich der Berstöffnung und außer den angegebenen Versuchsdaten sind Makroaufnahmen der Querschliffe in Höhe der Berststelle wiedergegeben, aus denen die Berstdehnung anschaulich zu vergleichen ist und aus denen über die restliche Wandstärke auf die Umfangsverteilung der Dehnung geschlossen werden kann.

Auch unter Dampf bilden sich bei hohen Innendrucken, also den niedrigeren Versuchstemperaturen und den kürzeren Standzeiten, überwiegend große Berstöffnungen, die durch Weiterreißen des Hüllrohres während des Aufklappvorganges der Berstflanken zustande kommen. Eine anlagenspezifische Beeinflussung des Berstvorgangs ist unter Dampf offenbar weniger deutlich, da die Gesamt-Umfangsdehnungen geringer als unter Argon bleiben und die Berstöffnungen nicht so extrem wie unter Schutzgas ausfallen. Dazu kann die geringere Wandstärkeschwächung aufgrund der kleineren Dehnung beitragen. Mit zunehmender Standzeit und wachsender Temperatur werden immer kleinere Berstöffnungen beobachtet. Bei 1150 und 1200°C (Abb. 17 u. 18) werden ausschließlich kleine Abblasöffnungen gebildet. Aus der Form der Kapseln kann geschlossen werden, daß sowohl die Gleichmaß-Umfangsdehnung als auch die lokalisierte Einschnür-Dehnung mit zunehmender Standzeit und Temperatur abnehmen. Bei den höheren Temperaturen trägt dazu entscheidend die Dampf-Oxidation bei, die diese auch unter Argon beobachtete und damit als werkstoffspezifisch nachgewiesene Abhängigkeit noch verstärkt. Die in Abb. 17 und 18 sichtbaren Oxidbedeckungen sind doppelschichtig aufgebaut, wobei die äußeren Teilschichten unter dem Einfluß der Dehnung und einer offenbar mäßigen Haftfestigkeit bei manchen Proben stellenweise abgeplatzt sind. Die Makroaufnahmen geben jedoch keinen Aufschluß über die Einflußmechanismen der Oxidation auf die Verformung.

Mit diesem Ziel wurden Mikroaufnahmen vom Querschliff der geborstenen Kapseln angefertigt. Mit der metallographischen Untersuchung sollte außerdem der Oxidationszustand mit früheren Ergebnissen oxidationskinetischer Versuche an Rohrproben verglichen werden. Die Abb. 19-24 vergleichen jeweils eine Kapsel relativ kurzer Standzeit mit einer bei gleicher Testtemperatur über längere Standzeit geprüften Kapsel. Abgebildet ist jeweils ein Abschnitt aus der Oxidbedeckung in Nähe der Berststelle und auf der gegenüberliegenden

Kapselseite. So kann der Oxidschichtaufbau in Abhängigkeit vom Maß der örtlichen Dehnung und mit fortschreitender Expositionszeit verglichen werden.

Insgesamt ergibt sich folgende Beurteilung: Die Oxidschicht beginnt sich lokalisiert zu bilden, während ihr späteres Wachstum zu einer weitgehend gleichmäßigen Schichtdicke führt. Ihr Aufbau ist, wie bereits erwähnt doppel-schichtig, wobei beide Teilschichten selbst nicht einheitlich strukturiert sind. Die innere Teilschicht enthält darüberhinaus Partikel aus noch unoxidierten Anteilen des Werkstoffs. Auf eine frühere Untersuchung aufbauend [9], wäre die äußere Oxidschicht als Wüstit (FeO) mit Magnetit (Fe_3O_4) anzusprechen, die innere Teilschicht als Wüstit neben einer Spinellphase des Typs $\text{Fe}(\text{Ni})\text{Cr}_2\text{O}_4$. Der Einfluß der Kapselverformung zeigt sich durch die Entstehung mehr oder weniger tiefer und oft unregelmäßig verlaufender Anrisse, die besonders zahlreich die innere Oxid-Teilschicht durchsetzen und durch die örtliche Schwächung vermutlich zur Lokalisierung der Dehnung beitragen. Die innere Oxidschicht zeigt die Tendenz, innerhalb von Anrißkerben durch ständiges Oxidwachstum auszuheilen, wobei sich eisenreiches Oxid der sonst für die äußere Teilschicht typischen Art bildet. In aktiven, sich ständig weiter öffnenden Anrißkerben, insbesondere an der späteren Berststelle selbst, kann die Oxidation nicht schritthalten, so daß allenfalls dünne Oxidfilme an diesen Flanken nachweisbar sind. Während nach übermäßiger Dehnung ein feines Rißsystem das Versagen der inneren Oxidteil-schicht anzeigt, überwiegt bei der äußeren Teilschicht der Verlust der Haftung zur inneren Teilschicht, der Zerfall in größere schollenförmige Bruchstücke und schließlich ihr Ablättern von der Rohrprobe.

Im Vergleich der Oxidschichten in Nähe und gegenüber der Berststelle wird deutlich, daß die Verformung des Materials die dampfexponierte Oberfläche vergrößert und damit die überlagerte Oxidation fördert. In eine genauere Auswertung dieses Sachverhaltes wurde nur die innere Oxidteilschicht einbezogen, da die äußere in vielen Fällen abgeplatzt war und nicht mehr vermessen werden konnte. Zum Vergleich wurde die Kinetik der Oxidation des Werkstoffs ohne überlagerte Dehnung herangezogen [4]. Mit dieser Kenntnis wurden die zu erwartenden Teilschichten für die jeweiligen Standzeiten der Kapseln errechnet. Mit diesen Werten wurden die tatsächlichen Schichtdicken gegenüber und in Nähe der Berststelle verglichen. Der Vergleich ergab - ohne erkennbare Abhängigkeit von der Temperatur - gegenüber der Berststelle Schichten mit 18 bis 47% größerer Dicke, im Mittel etwa 30% stärkere Oxidation unter Dehnung. In Nähe der Berststelle betrug die so ermittelte Verstärkung der Oxidation

22-79%, örtliche Maximalwerte bis zur Verdoppelung der Schichtdicke wurden gefunden, als Mittelwert kann etwa 50% gelten. In der Berstebene wird aus Mittelwerten von ca. 40% zusätzlicher Schichtdicke und ca. 30% Umfangsdehnung insgesamt ca. 80% zusätzlicher Umsatz errechnet. In Höhe der Berststelle entspricht außerdem der prozentuale Konsum der aktuellen Wandstärke für 1200°C etwa 15-20% über ca. 2 min Versuchsdauer und etwa 50-60% über ca. 35 min. Außerhalb der Berstebene nimmt die zusätzliche Oxidation mit der reduzierten Dehnung so rasch ab, so daß im Störfall der Gesamtumsatz über die Hüllrohrlänge kaum beeinflußt werden dürfte.

3.3 Einfluß der überlagerten Oxidation durch Vergleich der Testatmosphären Dampf und Argon

Einem unmittelbaren Vergleich der beiden Testatmosphären sollen Abb. 25-27 dienen. Abb. 25 zeigt, daß in Dampf die Kapsel-Standzeiten gegenüber Argon zwar bei allen Temperaturen nachweisbar, jedoch nur bei 1200°C wesentlich verkürzt werden. Auf gleiche Standzeiten bezogen kann man natürlich von entsprechend reduzierter Festigkeit des oxidierten Materials sprechen. Aus Abb. 26 ist zu entnehmen, daß im Bereich der niedrigeren Temperaturen bis 1100°C die mittlere tangentielle Kriechgeschwindigkeit für die Versuche in Dampf geringer als für die Versuche in Argon ist. Mit weiter steigender Temperatur werden gegenüber Argon zunehmende Kriechgeschwindigkeiten gefunden. Dieses Ergebnis wird wesentlich durch die unterschiedliche Gesamtdehnung in Argon und Dampf bestimmt, die in Abb. 27 verglichen wird. Während in Argon Berst-Umfangsdehnungen bis ca. 70% auftreten, liegt das für Dampf gefundene Maximum bei etwa 40%. Beurteilt man die Kriechgeschwindigkeit entsprechend, dann muß man auch aus Abb. 26 eine verminderte Festigkeit des oxidierten Materials ableiten.

Die in Abb. 27 gezeichneten Kurven der Berst-Umfangsdehnung in Abhängigkeit von der Standzeit sind, wie bei Dehnungsmessungen üblich, mit Unsicherheit behaftet. Diese resultiert zum einen aus der begrenzten Genauigkeit der Dehnungsmessung, aber hauptsächlich aus der naturgegebenen Streubreite von Berstdehnungen, für die hier keine ausreichende statistische Absicherung angestrebt wurde. Trotzdem scheinen sich gemeinsame Tendenzen für beide Atmosphären zu bestätigen. Bei 950°C steigt die Dehnung mit zunehmender Berstzeit. Diese Tendenz gilt bei höheren Temperaturen noch bis zu mittleren Standzeiten, während bei noch längeren Zeiten und höheren Temperaturen die

gegensätzliche Abhängigkeit besteht, nämlich die Abnahme der Dehnung mit zunehmender Standzeit und zunehmender Temperatur.

4. Diskussion

Die erfolgreiche Durchführung der Versuche bestätigt gleichwohl die erwarteten Grenzen der Methodik: Sie wird problematisch für kurze Standzeiten unter etwa 1 min, da sowohl die nicht exakt gleichzeitige Vorgabe von Temperatur, Innendruck und Dampf als auch die nachlaufende Oxidation in der Abkühlphase das mechanische Verhalten bzw. den oxidativen Endzustand beeinflussen. Diese Faktoren sind bei längeren Standzeiten ohne Bedeutung. Die Temperatur und der Druck können ausreichend genau vorgegeben werden, so daß sich gut definierte Zeitstandfestigkeiten ergeben. Zur größeren Streuung der errechneten Kriechgeschwindigkeiten trägt wesentlich die Streuung der Berstdehnungen bei, wozu bereits Stellung genommen wurde.

Eine gewisse Behinderung der Hüllrohrverformung im Verlauf des Berstvorganges durch den Kontakt mit der Wandung der Teststrecke und ein Weiterreißen bis in den Bereich der dehnungsbehinderten Stopfen ist für Kapseln mit großer Berstöffnung gegeben. Diese Einflüsse können jedoch nicht die Verformung vor dem Berstvorgang verfälschen, allerdings auch nicht genau die reale Dehnungsbehinderung im Verband von Brennstäben simulieren. Obwohl die Knickung einiger geborstener Kapseln nicht realistisch sein wird, ist auch im Störfall mit der Krümmung berstender Stäbe zu rechnen. Das im Ofen angebotene, relativ homogene Temperaturfeld ergibt eine obere Grenze für die Verformbarkeit des Materials, was einer konservativen Betrachtung der Blockadesituation in einem denkbaren Störfall entspricht. Über die axiale Verteilung der Dehnung der Hüllrohre können natürlich die eingesetzten kurzen Kapseln nichts aussagen, so daß auch langgestreckt sich verformende Bereiche nicht ausgeschlossen werden können, wenn im Reaktor entsprechend homogene Temperaturverhältnisse herrschen sollten.

Aus den Auftragungen der Standzeit und der mittleren Kriechgeschwindigkeit gegen die Tangentialspannung (Abb. 3, 4, 11, 12) war entnommen worden, daß die Festigkeit des Materials bei 950°C über kürzere Standzeiten vergleichsweise hoch ist. Das ist zwanglos durch den kaltverformten Einsatzzustand des Materials zu erklären: Über längere Standzeiten, bei den höheren Temperaturen bereits nach kurzer Zeit, wird die Kaltverformung durch Erholung und Rekristallisation

des Materials abgebaut. Die Erholung schreitet offenbar bei 950°C noch fort, während sie bei den höheren Temperaturen im Bereich der untersuchten Berstzeiten bereits abgeschlossen ist. Die Versuche geben somit weitgehend das Verhalten des rekristallisierten Materials wieder.

Die in der Untersuchung registrierte verminderte Festigkeit des oxidierenden Materials im Vergleich zu dem in Argon geprüften wird aus der Morphologie der Oxidschichten verständlich: Die Festigkeitsbeiträge der rissigen, inneren und der wenig haftfesten, äußeren Oxid-Teilschichten können offenbar die Festigkeitsabnahme mit dem oxidativen Konsum des Materials nicht kompensieren. In dieser Hinsicht verhält sich der Stahl 1.4970 anders als Zircaloy-4, bei dem die Oxidschicht die Tragfähigkeit der Rohrwand erhöht [2, 3]. Für die Festigkeitsabnahme des Stahles müssen auch die gebildeten Anrisse der oxidbedeckten Oberfläche betrachtet werden, die in die Tiefe der Rohrwand fortschreiten. Die Selbstheilungstendenz des aufgerissenen Oxids durch Wachstum innerhalb gebildeter Risse kann im Verlauf des Beulvorganges und des Berstens nicht mit dem Rißwachstum schritthalten.

Auch im Vergleich der Dehnungen unter Dampf und Argon (Abb. 27) kann ein Zusammenhang mit der Bildung von Anrissen in der Oxidschicht gesehen werden: Bei oxidierenden Bedingungen wird die Dehnung auf die Rißbereiche lokalisiert, während sie im nichtoxidierten Material gleichmäßiger verteilt ist. Eine plausible Folge kann das beobachtete niedrigere Niveau der Dehnungen unter Dampf sein.

Die ermittelte Beschleunigung der Oxidation des sich verformenden Materials durch schnelleres Dickenwachstum und eine sich vergrößernde Oberfläche ist nur im Bereich der Berststelle gegeben und daher ohne Bedeutung hinsichtlich des ganzen Brennstabes.

Von anderer Seite wird gegenwärtig das Verhalten des Werkstoffs Nr. 1.4970 im Zugversuch und im einachsigen Kriechversuch ermittelt [10]. Hinsichtlich der Zeitstandfestigkeit sind die Ergebnisse in gutem Einklang zu den eigenen Daten, insoweit die unterschiedlichen Versuchsparemeter einen Vergleich erlauben.

Gegenwärtig ist ein strenger Vergleich mit dem Deformationsverhalten des Stahles bei Temperaturtransienten noch nicht möglich. Es soll jedoch erwähnt werden, daß sich bei der gemeinsamen Betrachtung der vorliegenden Ergebnisse

mit denen einer Untersuchung des Berstverhaltens von 1.4970-Hüllrohren bei Temperaturtransienten und unter Dampfatmosfera [11] keine Widersprüche bemerkbar machen. Vergleicht man den Temperaturanstieg mit 5K/s in [11] mit isothermen Standzeiten von weniger als 1 min, so kann man die Bersttemperatur-Druck-Korrelation mit dem isothermen Zeitstandverhalten vergleichen. (Das bedeutet, daß nur die Dehnungen aus den kürzesten Zeitstandtests mit den Transientenversuchen verglichen werden sollten, da auch nur ein kleiner Temperaturbereich unterhalb der Bersttemperatur zum Berstverhalten im transienten Versuch wesentlich beiträgt.) Auf dieser Basis ist die Übereinstimmung sowohl im Betrag der Dehnungen als auch in ihrem Temperaturverlauf gut (Maximalwerte bei ca. 1100°C).

Die Verwendung von Stahl-Hüllrohren aus 1.4970 in einem FDWR anstelle von Zircaloy-4 würde einen großen Vorteil bezüglich der Festigkeit bedeuten. In entsprechend dünnwandiger Konzeption wäre ein Vorteil bezüglich der Neutronenökonomie zu erzielen. Hinsichtlich des Verformungsverhaltens in einem Kühlmittelverluststörfall sind beide Werkstoffe als praktisch gleichwertig zu beurteilen, da auch die Oxidation bei beiden Werkstoffen zur Verminderung der Berstdehnung führt. Davon unberührt bleibt somit die Aufgabe, die Notkühlbarkeit des enger gepackten Brennstab-Gitters eines FDWR zu gewährleisten. Als Ausweg wird die Verwendung von Rippenrohren, d.h. Rohren mit integrierten Wendel-Kühlrippen aufgezeigt [11]. Die Berstdehnungen dieser Rippenrohre sind wesentlich geringer.

5. Zusammenfassung

Als Beitrag zu Entwicklungsstudien für einen Fortgeschrittenen Druckwasserreaktor (FDWR) wurde eine Laboruntersuchung zum Notkühlverhalten alternativen Hüllrohrmaterials am Beispiel des austenitischen Chrom-Nickel-Stahles 1.4970 durchgeführt. Das Ziel war es, das Berstverhalten innendruckbeanspruchter Rohrkapselproben im Zusammenhang mit ihrer gleichzeitigen äußeren Oxidation in Wasserdampf zu untersuchen. Der Bericht enthält Angaben zum Einsatzzustand des Materials, zur Versuchseinrichtung, zur Durchführung der Untersuchung und ihrer Auswertung.

In Vergleichsversuchen unter Argon-Atmosphäre wurde das isotherme Berstverhalten des Hüllrohrwerkstoffs zwischen 950 und 1200°C bei konstant gehaltenen

Innendrucke zwischen etwa 10 und 100 bar und entsprechenden Berstzeiten zwischen etwa 1 min und 1 h untersucht. Die Berstzeiten und die über die gesamte Verformung gemittelten tangentialen Kriechgeschwindigkeiten wurden in Abhängigkeit von der anliegenden Tangentialspannung aufgetragen. Die vergleichsweise hohe Festigkeit über kurze Zeiten bei 950°C wird auf noch nicht abgeschlossene Rekristallisation des kaltverformt eingesetzten und nur erhaltenen Materials zurückgeführt, während die übrigen Ergebnisse dem voll rekristallisierten Zustand zuzuordnen sind. Für die Berstumfangsdehnung wird mit steigender Temperatur und Standzeit zunächst steigende, mit höheren Temperaturen wieder fallende Tendenz gefunden. Die Maximalwerte der Dehnung erreichen ca. 70%. Unter hohen Innendrucke bilden sich große Berstöffnungen, während für zunehmende Temperatur und Standzeit immer kleinere Öffnungen typisch werden.

Entsprechende unter Wasserdampf-Atmosphäre durchgeführte Versuche ergeben geringfügig verkürzte Standzeiten, also entsprechend reduzierte Zeitstandfestigkeit des oxidierenden Materials. Die mittleren tangentialen Kriechgeschwindigkeiten sind bis 1100°C etwas geringer und erst bei höheren Temperaturen größer als in den Argon-Vergleichsversuchen. Dafür ist die leicht reduzierte Standzeit in Verbindung mit deutlich geringeren Berstumfangsdehnungen in Dampf verantwortlich. Für diese gelten etwa die gleichen Trends, wie sie die Versuche in Argon als materialtypisch ergeben haben, jedoch werden Maximalwerte von nur etwa 40% beobachtet. In Dampf bilden sich im Vergleich zu Argon bei den tieferen Temperaturen und kürzeren Standzeiten nicht so extrem weit klaffende Berstöffnungen, bei niedrigem Innendruck und entsprechend langsamer Verformung kleine Abblasöffnungen wie unter Argon. Die gebildeten Oxidschichten bestehen aus einer aufreißenden und ständig wieder ausheilenden inneren und einer kompakter bleibenden, aber wenig haftfesten äußeren Teilschicht. Der entsprechende Wandstärkeverlust und die Ausbildung tiefer Anrisse schwächen die Rohrwand bzw. konzentrieren die Verformung auf die dadurch zusätzlich geschwächten Bereiche. Die Oxidation selbst wird durch die Verformung deutlich beschleunigt, wesentlich jedoch nur im Bereich der Berstöffnung, und sie bleibt ohne Bedeutung für die Betrachtung des gesamten Brennstabes.

Die Untersuchung hat den erheblichen Festigkeitsvorteil des Stahles 1.4970 vor Zircaloy-4 im untersuchten Temperaturbereich quantifiziert. Allerdings stellen

selbst die in Dampf ermittelten Berstdehnungen die Notkühlbarkeit eines eng gepackten Brennelements infrage.

6. Danksagung

Für die Durchführung der metallographischen Untersuchungen sei Herrn P. Graf gedankt.

Literatur

- [1] B. Kuczera, C.A. Goetzmann, R. Brogli
Der Fortgeschrittene Druckwasserreaktor (FDWR). Eine komplementäre Option für den geschlossenen U-Pu-Brennstoffkreislauf.
Atomwirtschaft, Juni 1986, 290-296.

- [2] S. Leistikow, G. Schanz
The Oxidation Behavior of Zircaloy-4 in Steam between 600 and 1600°C.
Werkstoffe und Korrosion 36 (1985) 105-116.

- [3] F.J. Erbacher, S. Leistikow
A Review of Zircaloy Fuel Cladding Behavior in a Loss-of-Coolant Accident.
KfK 3973, 1985.

- [4] S. Leistikow
Comparison of High-Temperature Steam Oxidation Kinetics Under LWR Accident Conditions: Zircaloy-4 Versus Austenitic Stainless Steel No. 1.4970. In: Zirconium in the Nuclear Industry; Sixth International Symposium, Vancouver. ASTM STP 824, 1984, 763-779.

- [5] Z. Zurek
Isothermal Steam Oxidation of the Ferritic 11% Cr Steel (DIN No. 1.4914) at 900 to 1300°C.
KfK 3436, 1982.

- [6] S. Leistikow, G. Schanz, Z. Zurek
Comparison of High Temperature Steam Oxidation Behavior of Zircaloy-4 versus Austenitic and Ferritic Steels under Light Water Reactor Safety Aspects.
KfK 3994, 1985.
- [7] S. Leistikow, H. v. Berg, G. Schanz
Beiträge zu Jahresberichten des Projektes Nukleare Sicherheit: Oxidationsverhalten von Edelstahl-Hüllrohren in Wasserdampf.
KfK 3450 (1984) 4200/201-215,
KfK 4000 (1986) 4200/163-175.
- [8] S. Leistikow, R. Kraft
Creep-Rupture Testing of Zircaloy-4 Tubing under Superimposed High Temperature Steam Oxidation at 900°C.
Proc. Sixth European Congress on Metallic Corrosion, London, 1977, 577-584.
- [9] Z. Zurek, S. Leistikow, G. Schanz
Morphology and Chemical Composition of Scales Formed on Fe-11Cr Steel Oxidized in Steam at 900-1300°C.
Proc. Eighth European Congress on Metallic Corrosion, Nice, 1985, Vol. 2, P14/1-7.
- [10] C. Petersen, H. Schneider, W. Schweiger
Beiträge zu Jahresberichten des Projektes Nukleare Sicherheit:
Untersuchungen zum mechanischen Verhalten von Hüllrohrwerkstoffen für FDWR.
KfK 3550 (1985) 4200/157-172
KfK 4000 (1986) 4200/176-189
- [11] F.J. Erbacher, H. Schmidt
Hochtemperatur-Verformungsverhalten von Stahl - im Vergleich zu Zircaloyhüllrohren. Atomwirtschaft 1985, 85-87

Tabelle 1: Eigenschaften des Probematerials

Werkstoff:	DIN 1.4970 = X 10 NiCrMoTiB 15 15
Hersteller:	Mannesmann AG
Schmelzcharge:	Nr. 53544
Rohrfertigung:	gemäß SNR-300 Brüter-Spezifikation
Rohrabmessungen:	10,1 x 0,40 x 2500 mm
Lieferzustand:	nahtlos gezogen, lösungsgeglüht 1085°C/5 min, ausgelagert 800°C /2 h, kaltverformt 18,3%
Korngröße gemäß ASTM E112:	8 (quer), 7 (längs)
Mechanische Eigenschaften bei RT:	Streckgrenze $R_p 0,2 = 642 - 651$ MPa Zugfestigkeit $R_m = 770 - 783$ MPa Bruchdehnung $A = 26,7 - 27\%$ Mikrohärte gem. DIN 50133 = 210 - 277 (quer), 229 - 296 (längs)

Chem. Analyse des Hüllrohrs	Sollwert	Istwert	[Gew.-%]
Bor	0,003 - 0,008	0,0037	
Kohlenstoff	0,08 - 0,12	0,080	
Calcium	$\leq 0,01$	$< 0,0050$	
Cobalt	$\leq 0,03$	0,007	
Chrom	14,5 - 15,5	15,13	
Kupfer	$\leq 0,05$	0,02	
Mangan	$\leq 2,0$	1,63	
Molybdän	1,0 - 1,4	1,16	
Stickstoff	$\leq 0,015$	0,0040	
Nickel	14,5 - 15,5	14,93	
Phosphor	$\leq 0,015$	0,002	
Schwefel	$\leq 0,015$	0,003	
Silicium	0,3 - 0,55	0,37	
Titan	0,33 - 0,55 ($\geq 4 \times \% C$)	0,45	
Vanadium	$\leq 0,05$	0,01	
Tantal	$\leq 0,02$	0,001	
Eisen	Rest	Rest	

Tabelle 2: Parameter und Ergebnisse von Kriechberstversuchen an
Rohrkapseln aus 1.4970 in Argon (950-1200°C, ca. 10-100 bar)

Temperatur T[°C]	Innendruck p[bar]	Tangential- spannung σ_t [MPa]	Berstzeit t_B [min, s]	Umfangs- dehnung ε_t [%]	mittl. tang. Kriechgeschw. $\dot{\varepsilon}_t$ [s ⁻¹]
950	102,3	116,7	3'28"	30,2	1,45·10 ⁻³
	71,3	81,3	13'14"	46,6	5,87·10 ⁻⁴
	60,0	68,4	22'34"	55,7	4,11·10 ⁻⁴
1000	64,0	73,0	1'56"	62,9	5,42·10 ⁻³
	50,0	57,0	9'27"	64,8	1,14·10 ⁻³
	37,2	42,4	42'21"	53,5	2,11·10 ⁻⁴
1050	44,5	50,8	3'17"	53,8	2,73·10 ⁻³
	37,6	42,9	6'24"	75,2	1,96·10 ⁻³
	23,3	26,6	73'39"	60,1	1,38·10 ⁻⁴
1100	39,2	44,7	1'12"	69,2	9,61·10 ⁻³
	28,4	32,4	5'33"	51,9	1,56·10 ⁻³
	17,4	19,8	55'58"	37,4	1,11·10 ⁻⁴
1150	26,7	30,5	2'13"	48,4	3,64·10 ⁻³
	19,8	22,6	8'47"	25,9	4,91·10 ⁻⁴
	12,4	14,1	60'18"	31,7	8,76·10 ⁻⁵
1200	20,2	23,0	2'23"	35,5	2,48·10 ⁻³
	12,9	14,7	15'24"	22,9	2,48·10 ⁻⁴
	8,3	9,5	81'	17,2	3,54·10 ⁻⁵

Tabelle 3: Parameter und Ergebnisse von Kriechberstversuchen an
Rohrkapseln aus 1.4970 in Dampf (950-1200°C, ca. 10-100 bar)

Temperatur T[°C]	Innendruck p[bar]	Tangential- spannung σ_t [MPa]	Berstzeit t_B [min, s]	Umfangs- dehnung ε_t [%]	mittl. tang. Kriechgeschw. ε_t [s ⁻¹]
950	101,5	115,7	3'32"	24,6	1,16·10 ⁻³
	71,3	81,3	15'5"	22,4	2,48·10 ⁻⁴
	60,0	68,4	20'38"	30,0	2,42·10 ⁻⁴
1000	64,8	73,9	1'1"	30,9	5,07·10 ⁻³
	50,0	57,0	5'45"	40,4	1,17·10 ⁻³
	37,2	42,8	26'53"	32,5	2,01·10 ⁻⁴
1050	45,0	51,3	2'24"	37,2	2,58·10 ⁻³
	38,8	44,2	3'20"	33,1	1,66·10 ⁻³
	37,6	42,9	9'52"	30,9	5,22·10 ⁻⁴
	23,3	26,6	51'5"	24,6	8,03·10 ⁻⁵
1100	39,2	44,7	47"	43,5	9,26·10 ⁻³
	28,4	32,4	4'44"	26,8	9,44·10 ⁻⁴
	17,4	19,8	40'26"	21,5	8,86·10 ⁻⁵
1150	26,8	30,6	1'46"	56,1	5,29·10 ⁻³
	20,3	23,1	5'25"	27,8	8,55·10 ⁻⁴
	12,2	13,9	45'45"	15,8	5,76·10 ⁻⁵
	11,0	12,5	45' *	9,8 *	2,18·10 ⁻³ *
1200	20,2	23,0	1'49"	29,2	2,68·10 ⁻³
	15,9	18,2	3'50"	11,0	4,78·10 ⁻⁴
	12,9	14,7	7'56"	26,2	5,50·10 ⁻⁴
	10,0	11,4	16'40"	27,1	2,71·10 ⁻⁴
	8,3	9,5	34'48"	16,6	7,95·10 ⁻⁵

* Versuch ohne Bersten abgebrochen

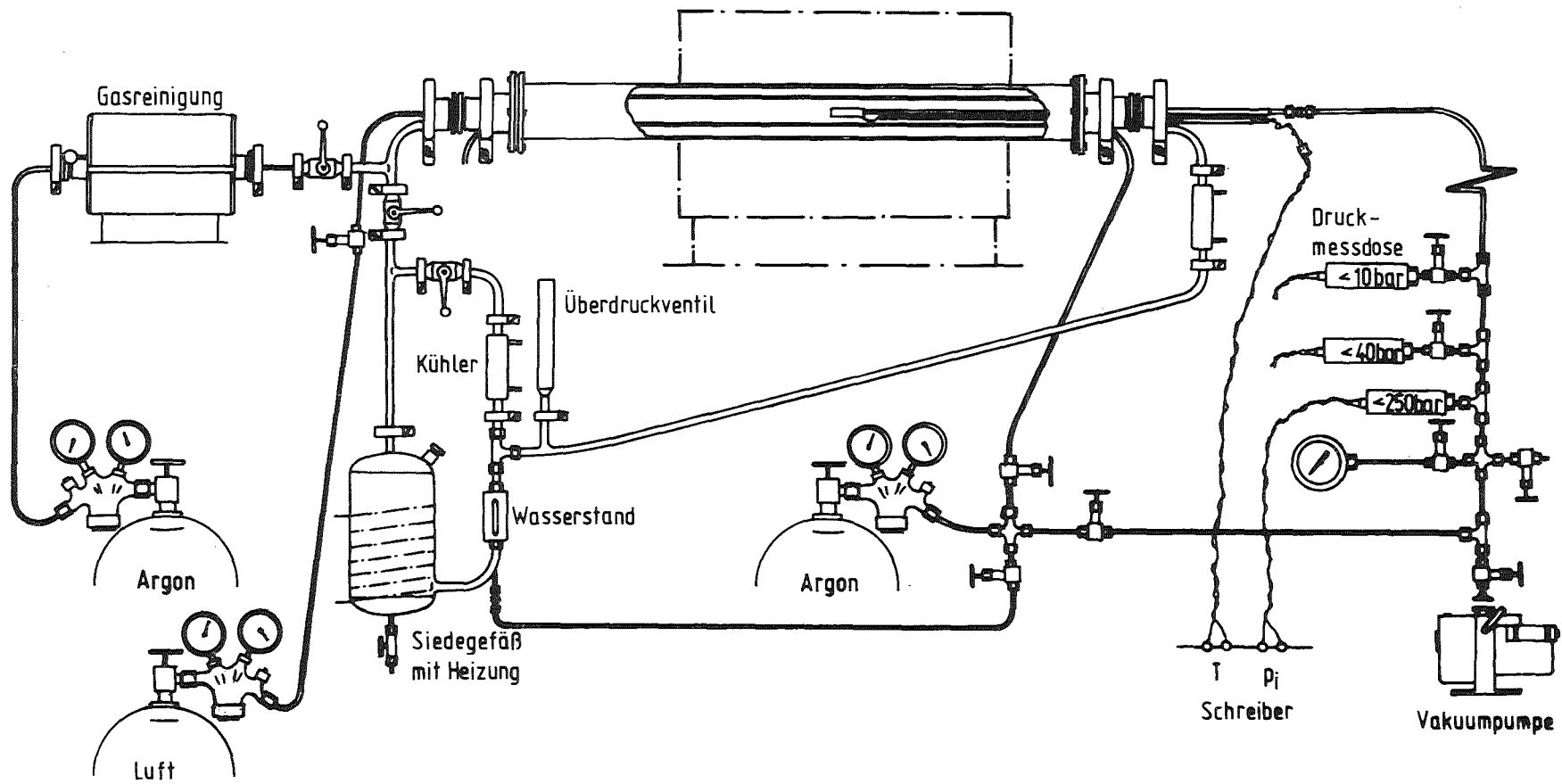


Abb.1 Prüfstand für Rohrinnendruck-Kurzzeitstandversuche in Dampf und Argon

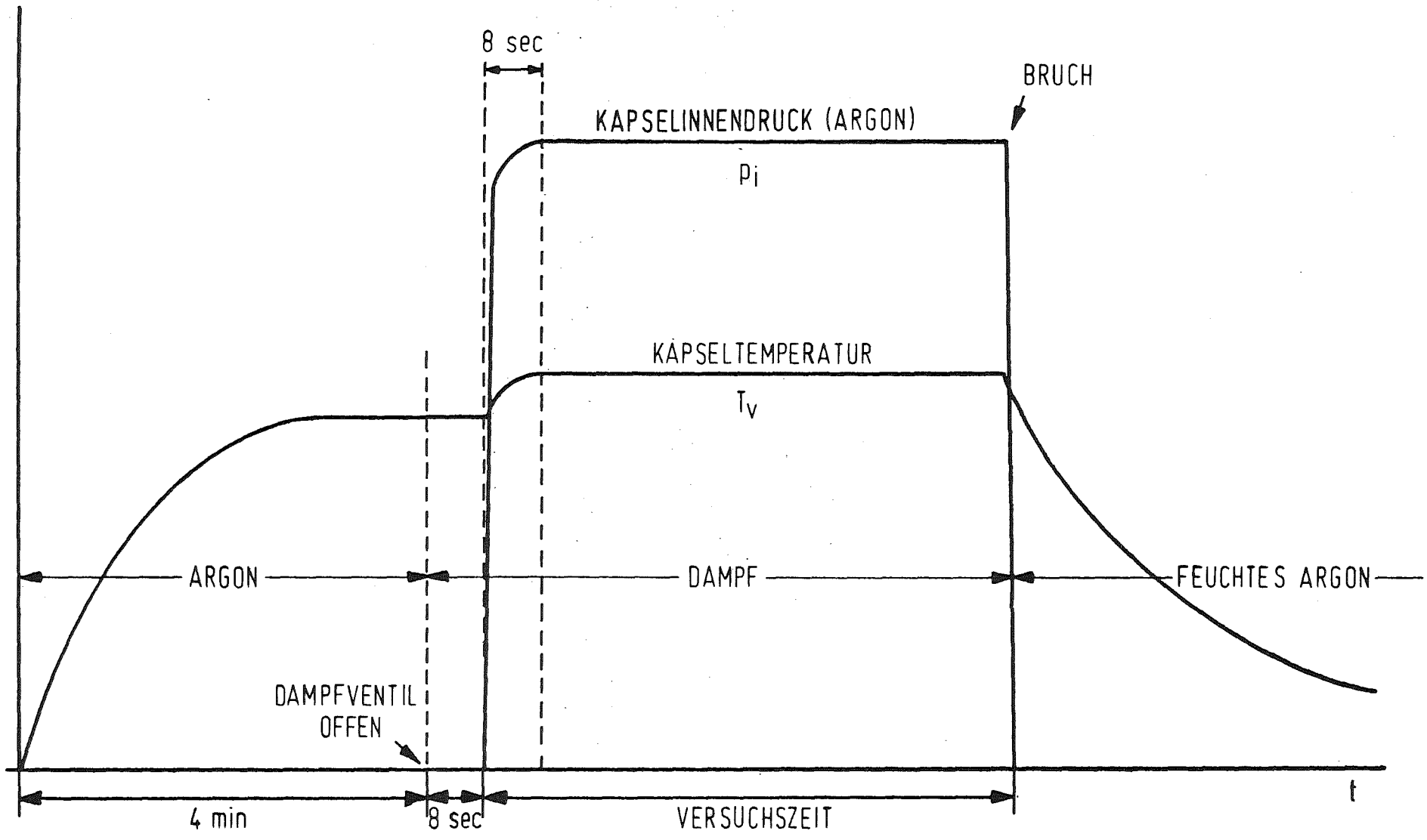


Abb.2 Rohrinwenddruck-Kriechberstprüfung von Rohrproben des CrNi-Stahls W.Nr.1.4970
 Verfahrensweise der Argon-Inwenddruckbeaufschlagung bei Dampf-Exposition

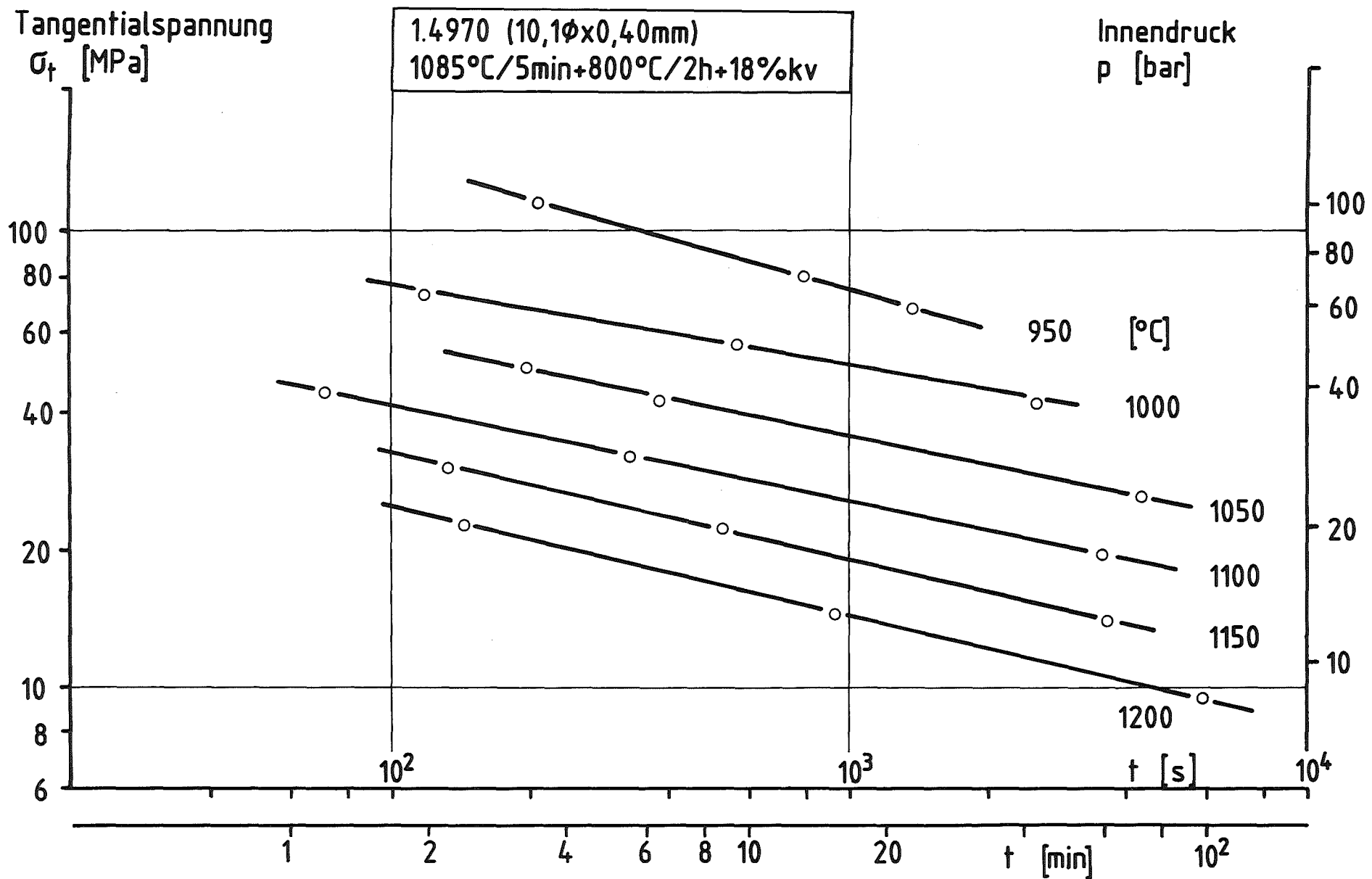


Abb. 3 Zeitstandfestigkeit des Stahles 1.4970 im Rohrinndruckversuch unter Argon

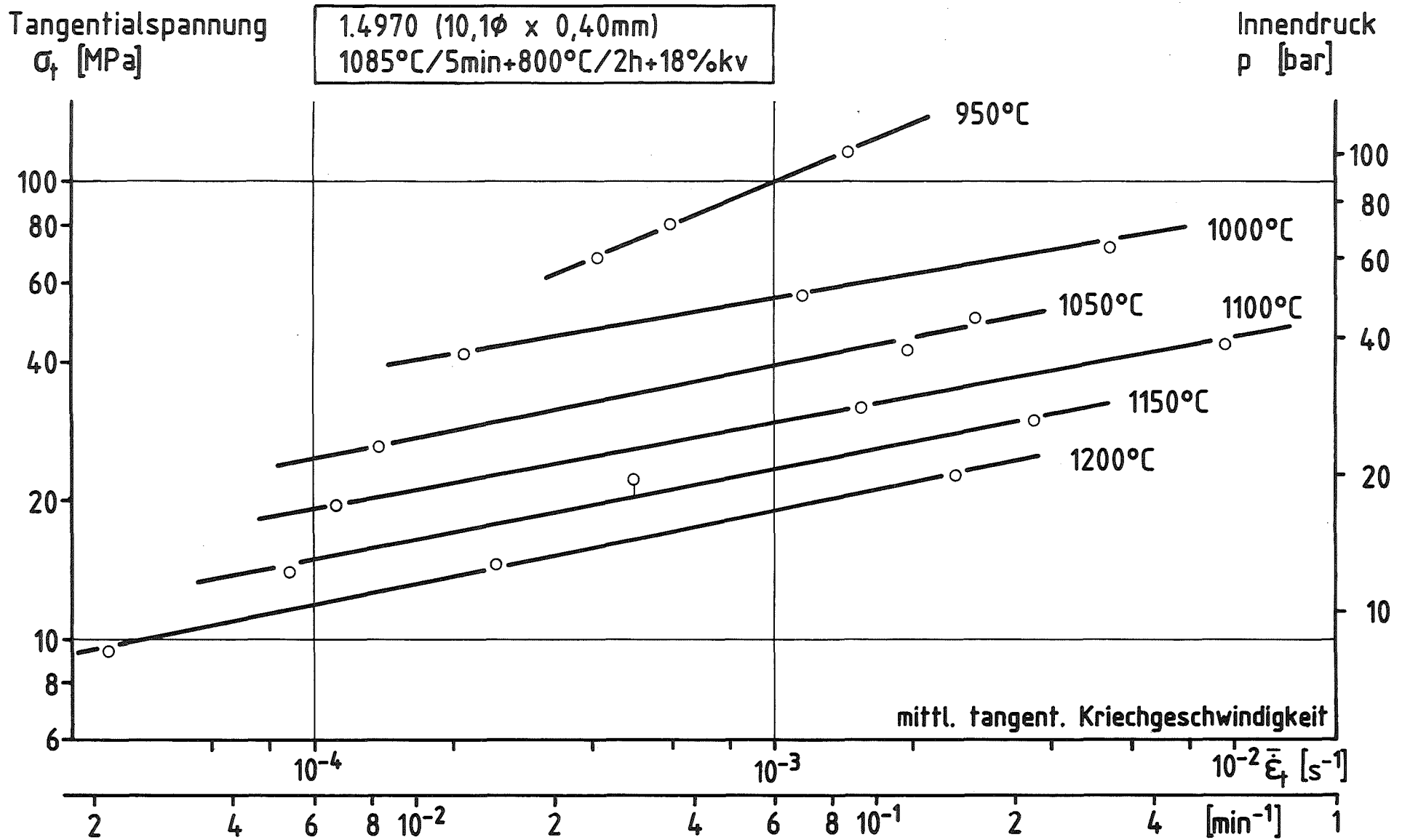
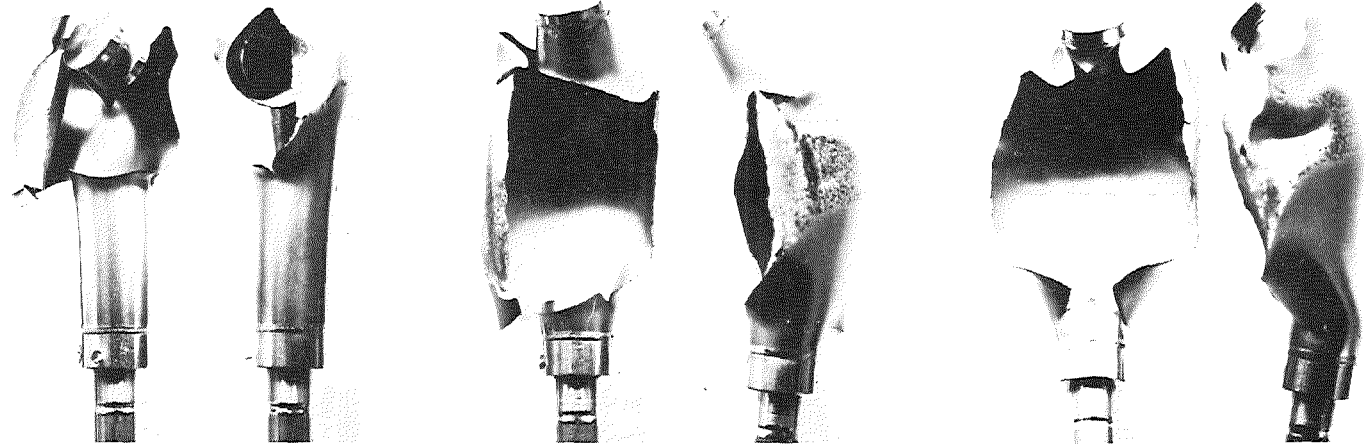


Abb. 4

Mittlere Kriechgeschwindigkeit des Stahles 1.4970 im Rohrberstversuch in Argon

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



P_1 (bar)	t_B (min,s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

102,3	3' 28"
116,7	30,2

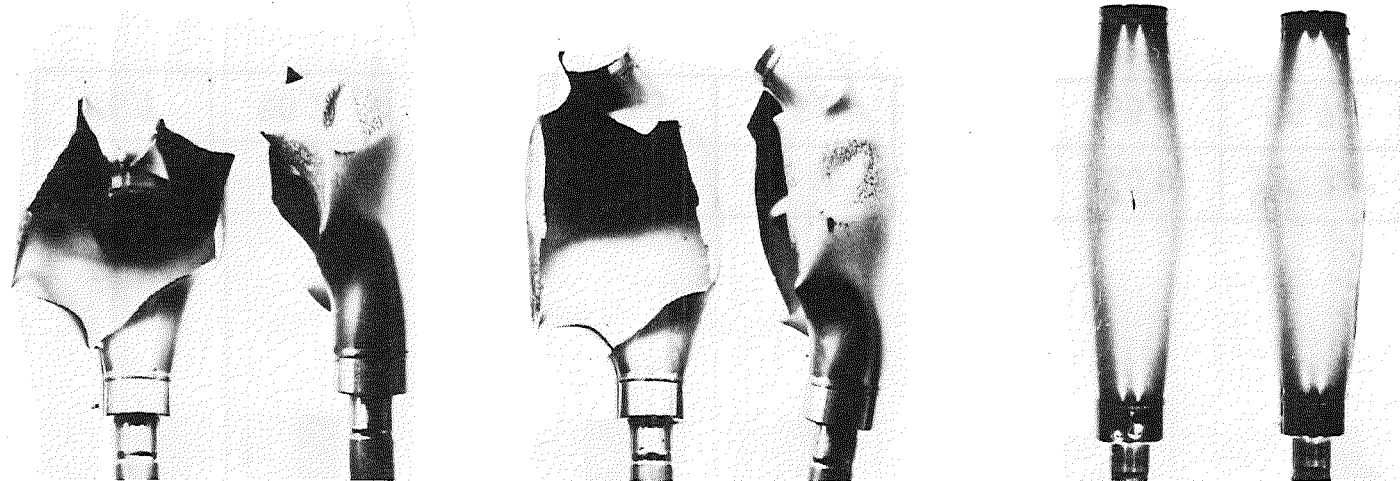
71,3	13' 14"
81,3	46,6

60,0	22' 34"
68,4	55,7



Abb.5 Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 950°C in Argon

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



p_f (bar)	t_B (min,s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

64,0	1' 56"
73,0	62,9

50,0	9' 27"
57,0	64,8

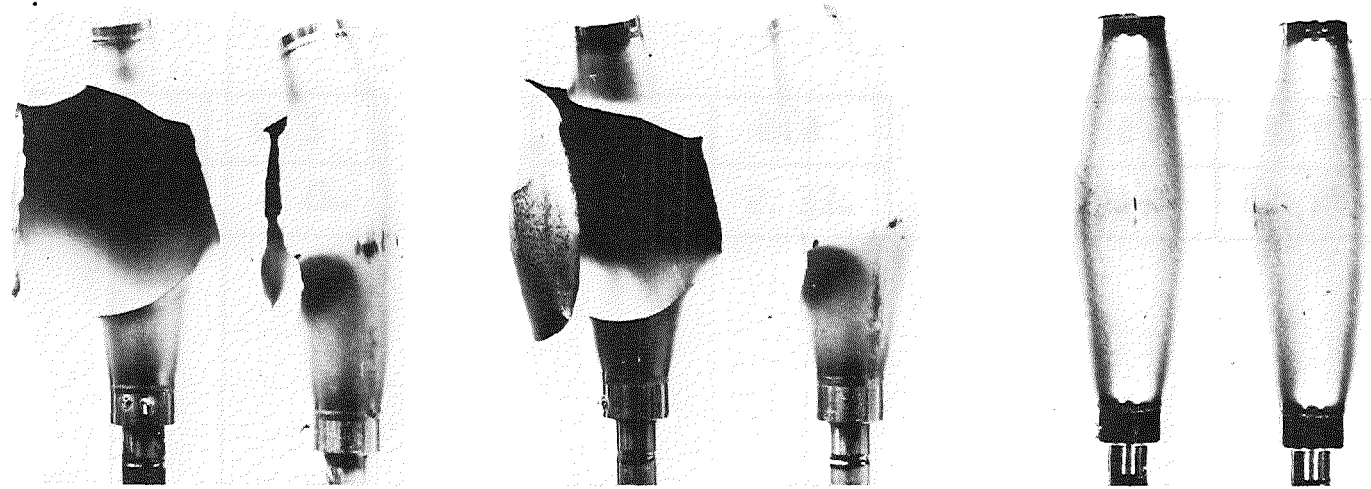
37,2	42' 21"
42,4	53,5



Abb.6

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1000°C in Argon

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



p_f (bar)	t_B (min,s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

44,5	3' 17"
50,8	53,8

37,6	6' 24"
42,9	75,2

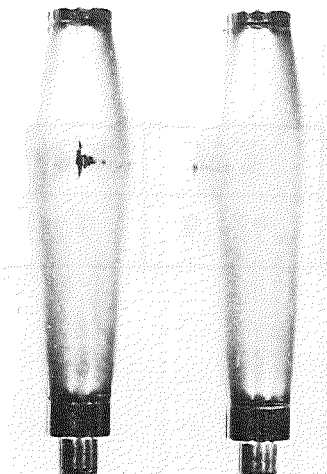
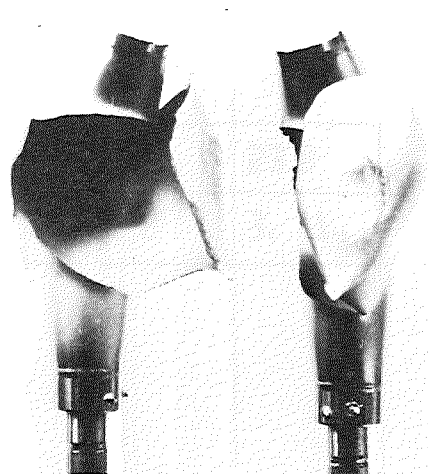
23,3	73' 39"
26,6	60,1



Abb.7

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1050°C in Argon

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

39,2	1' 12"
44,7	69,2

28,4	5' 33"
32,4	51,9

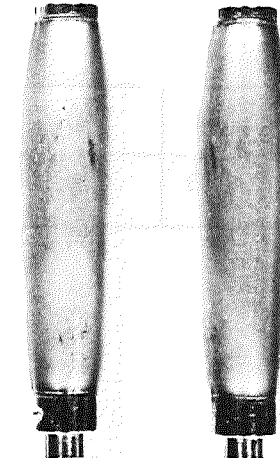
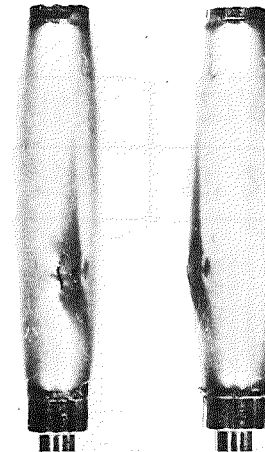
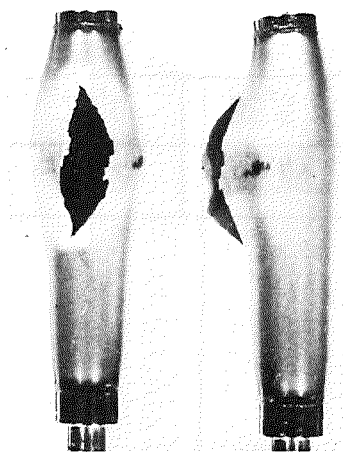
17,4	55' 58"
19,8	37,4



Abb.8

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1100°C in Argon

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

26,7	2' 13"
30,5	48,4

19,8	8' 47"
22,6	25,9

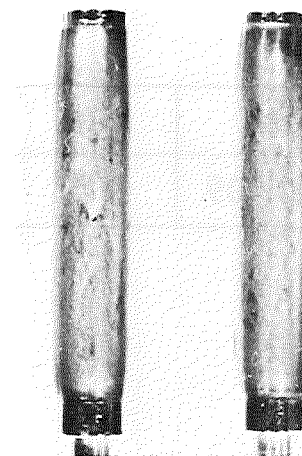
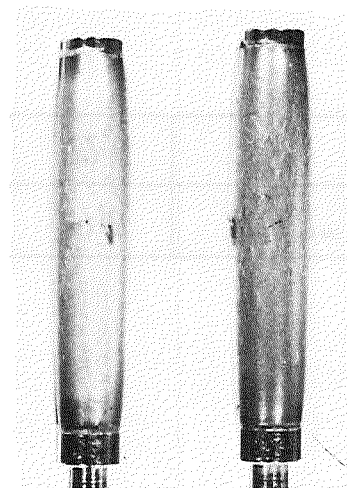
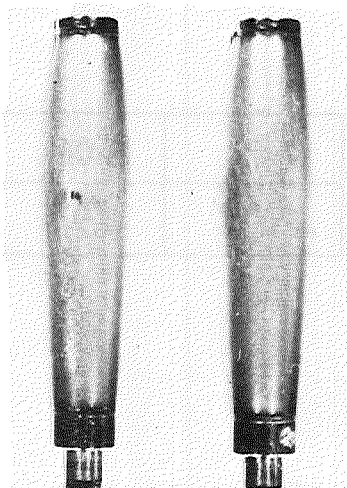
12,4	60' 18"
14,1	31,7



Abb.9

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1150°C in Argon

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



p_1 (bar)	t_B (min,s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

20,2	2' 23"
23,0	35,5

12,9	15' 24"
14,7	22,9

8,3	ca. 81'
9,5	17,2

KIK

Abb.10

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1200°C in Argon

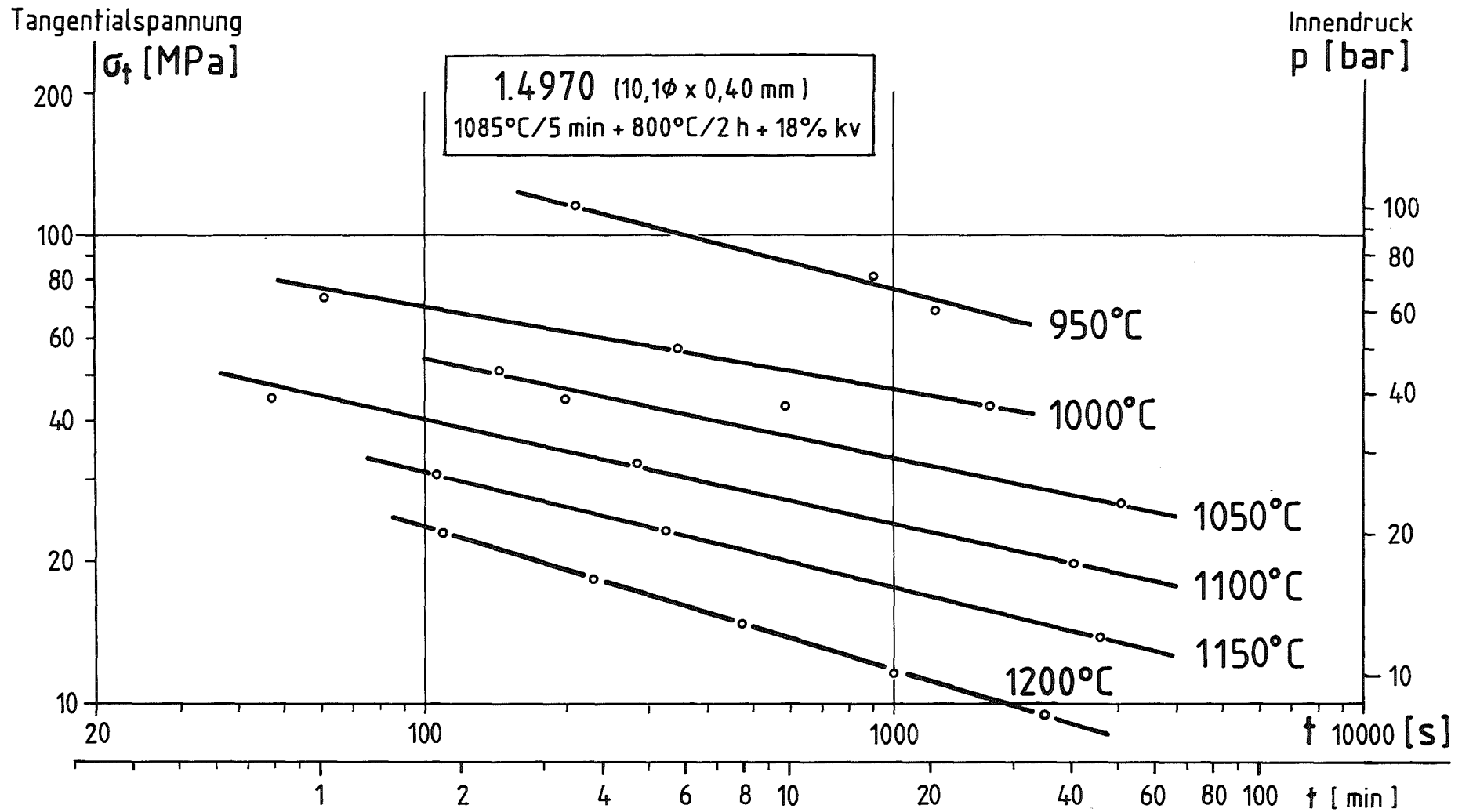


Abb.11

Zeitstandfestigkeit des Stahles 1.4970 im Rohrinndruckversuch unter Wasserdampf-Atmosphäre

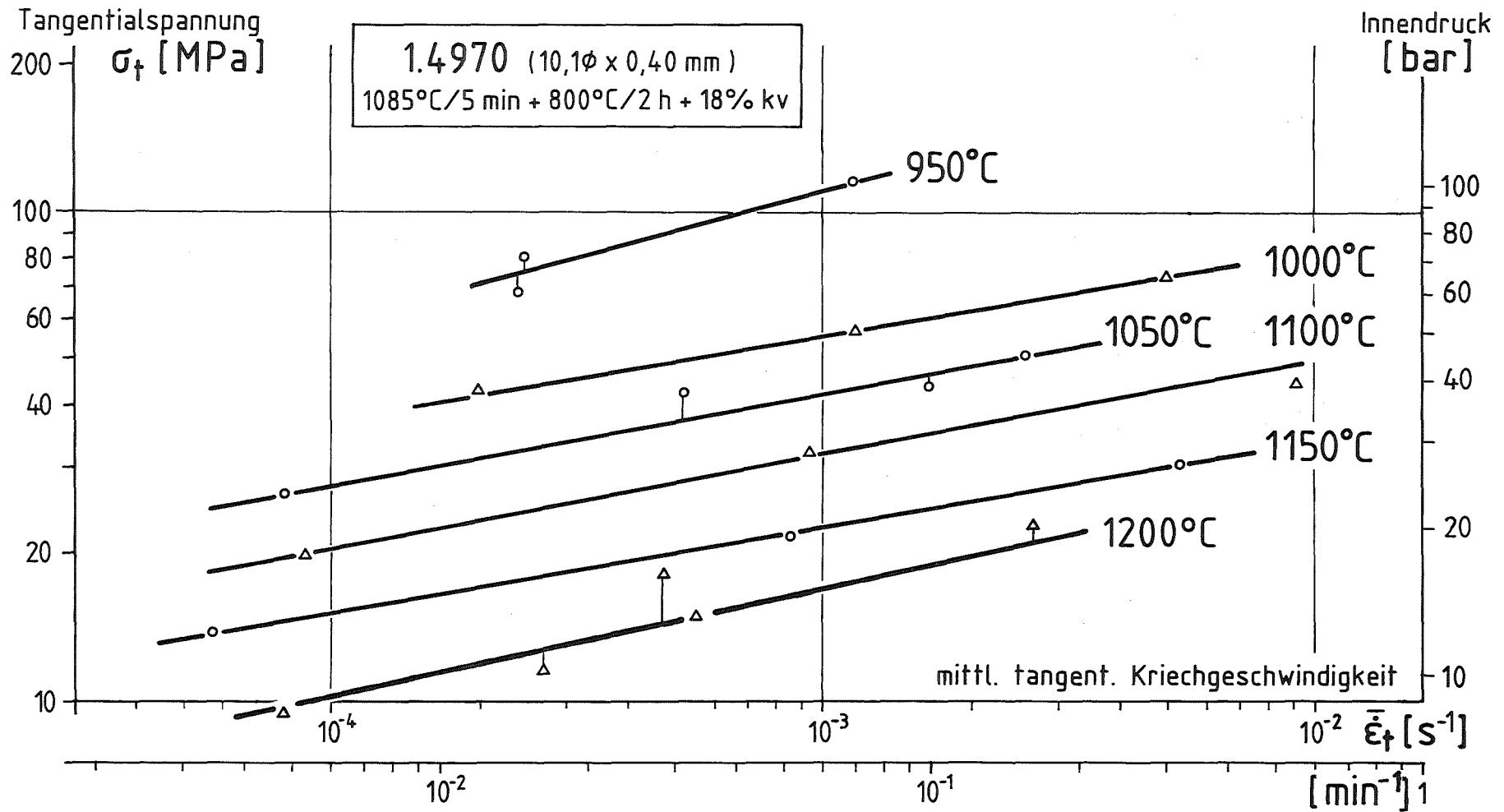
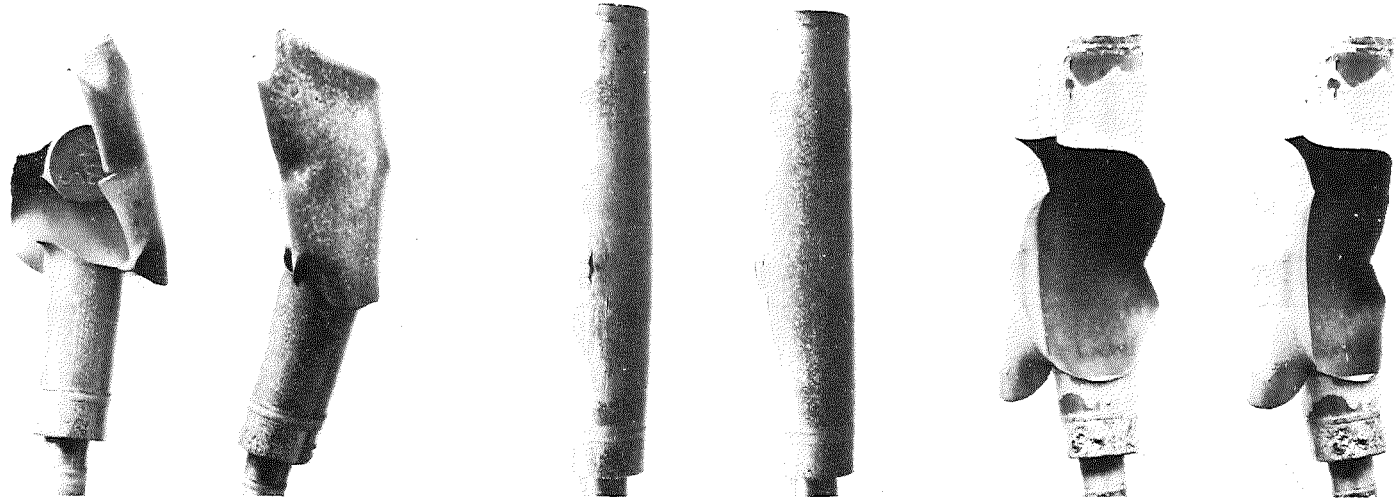


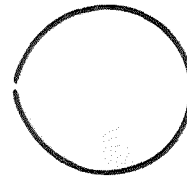
Abb.12

Mittlere Kriechgeschwindigkeit des Stahles 1.4970 im Rohrberstversuch in Dampf

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



Querschnitt
M 2:1



p_i (bar)	t_B (min, s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

101,5	3'32"
115,7	24,6

71,3	15'5"
81,3	22,4

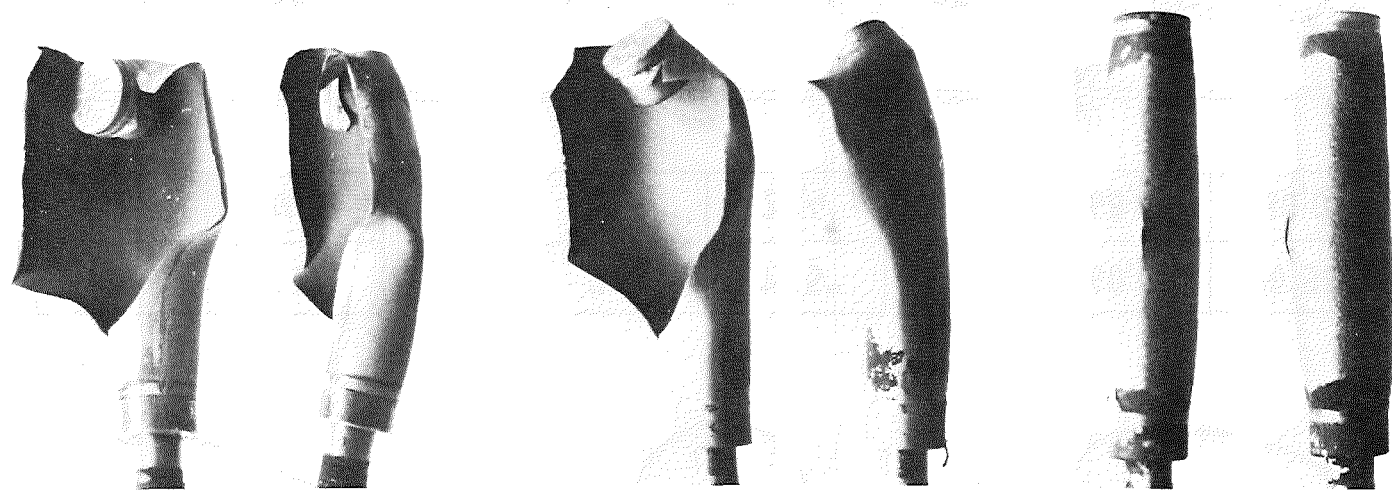
60,0	20'38"
68,4	30,0

KfK

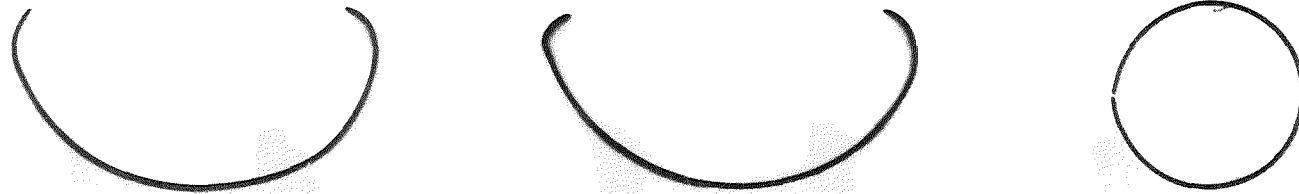
Abb.13

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 950 °C in Wasserdampf

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



Querschnitt
M 2:1



p_i (bar)	t_B (min, s)
σ_t (MPa)	ϵ_B (%)

64,8	1'1"
73,9	30,9

50,0	5'45"
57,0	40,4

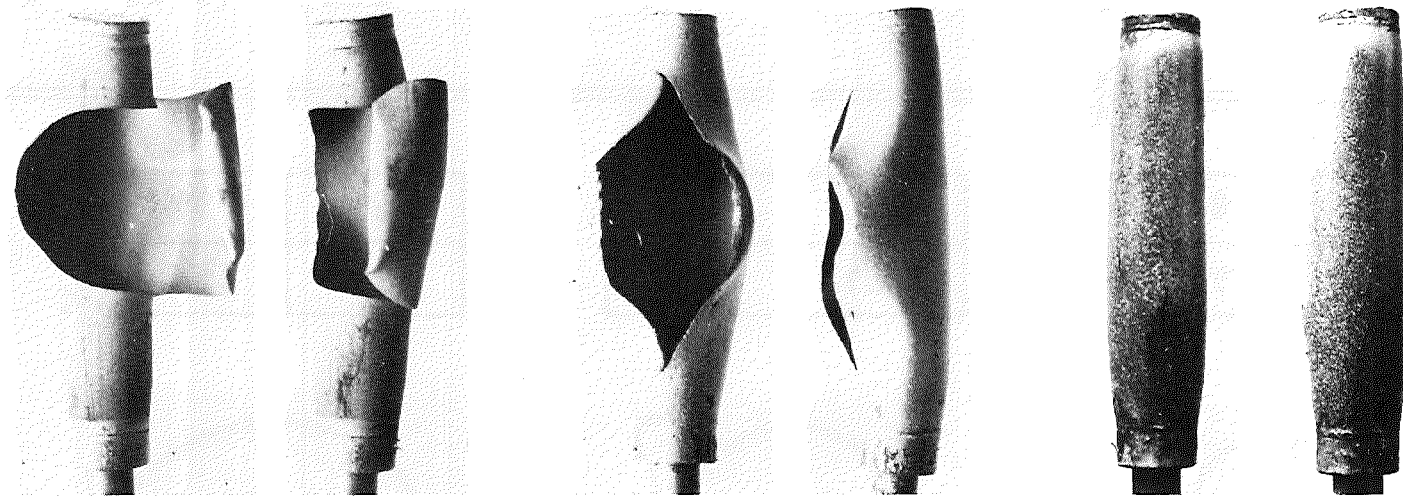
37,2	26'53"
42,8	32,5

KJK

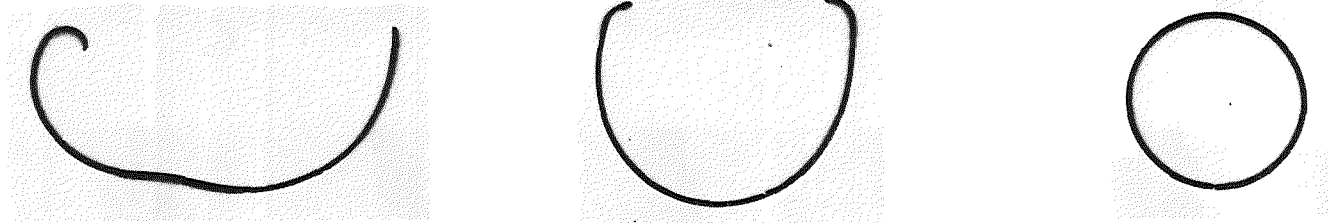
Abb.14

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1000°C in Wasserdampf

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



Querschnitt
M 2:1



p_f (bar)	t_B (min, s)
σ_f (MPa)	ϵ_B (%)

45,0	2'24"
51,3	37,2

37,6	9'52"
42,9	30,9

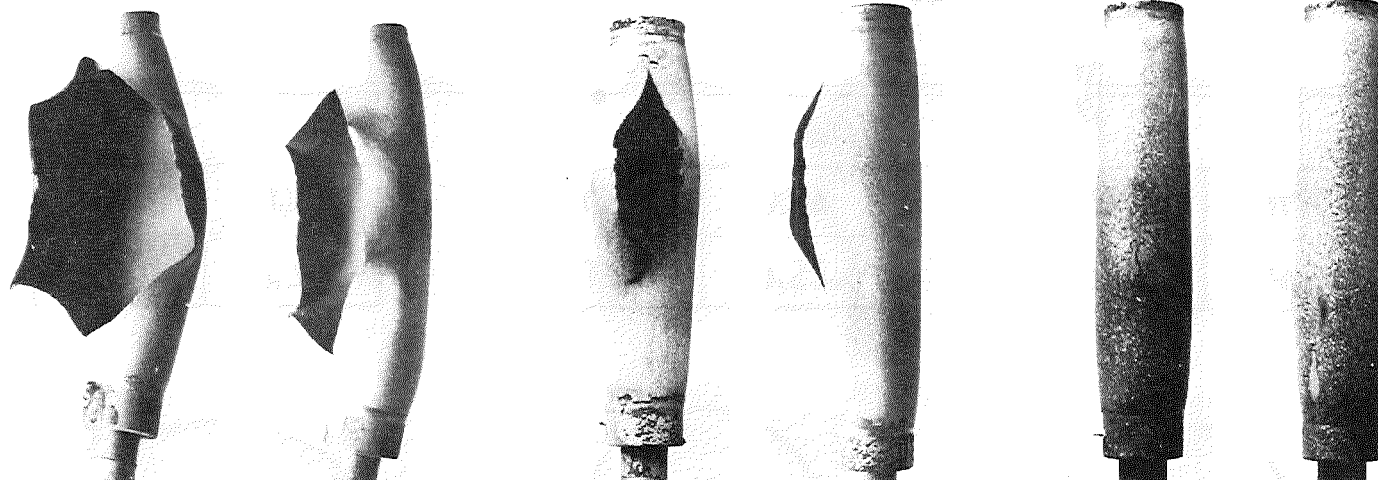
23,3	51'5"
26,6	24,6



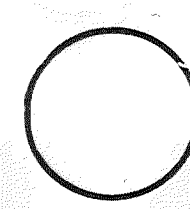
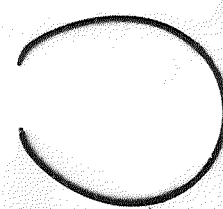
Abb.15

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1050 °C in Wasserdampf

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



Querschnitt
M 2:1



p_i (bar)	t_B (min, s)
σ_r (MPa)	ϵ_B (%)

39,2	47"
44,7	43,5

28,4	4'44"
32,4	26,8

17,4	40'26"
19,8	21,5

KIK

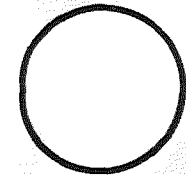
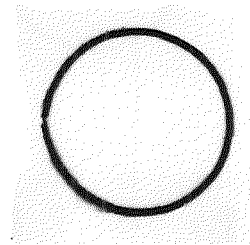
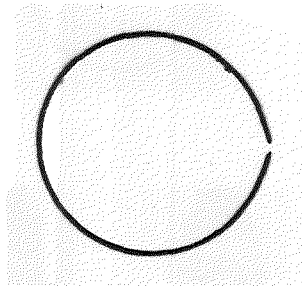
Abb.16

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1100 °C in Wasserdampf

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



Querschnitt
M 2:1



p_i (bar)	t_B (min, s)
σ_T (MPa)	ϵ_B (%)

26,8	1'46"
30,6	56,1

20,3	5'25"
23,1	27,8

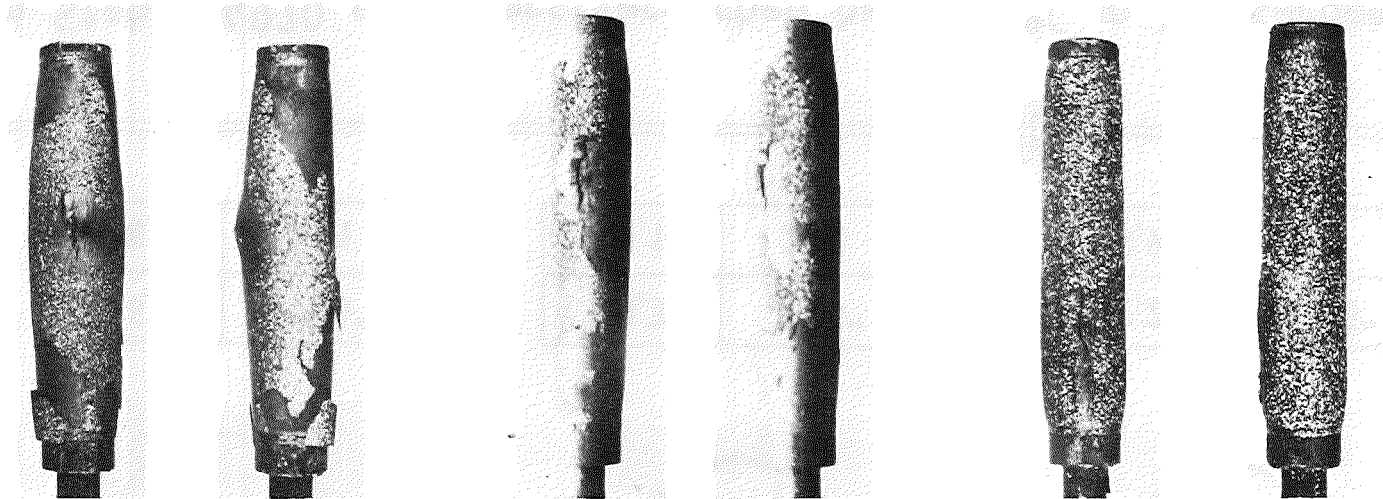
12,2	45'45"
13,9	15,8

KfK

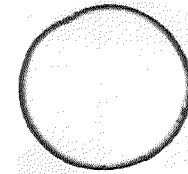
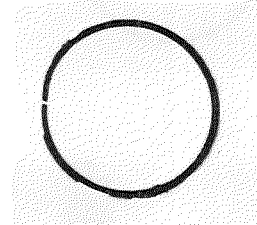
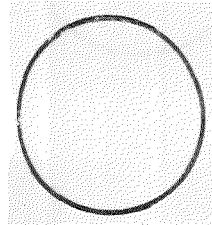
Abb.17

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1150 °C in Wasserdampf

Front- und
Seitenansicht
der Berststelle



Querschnitt
M 2:1



p_i (bar)	t_B (min, s)
σ_T (MPa)	ϵ_B (%)

20,2	1'49"
23,0	29,2

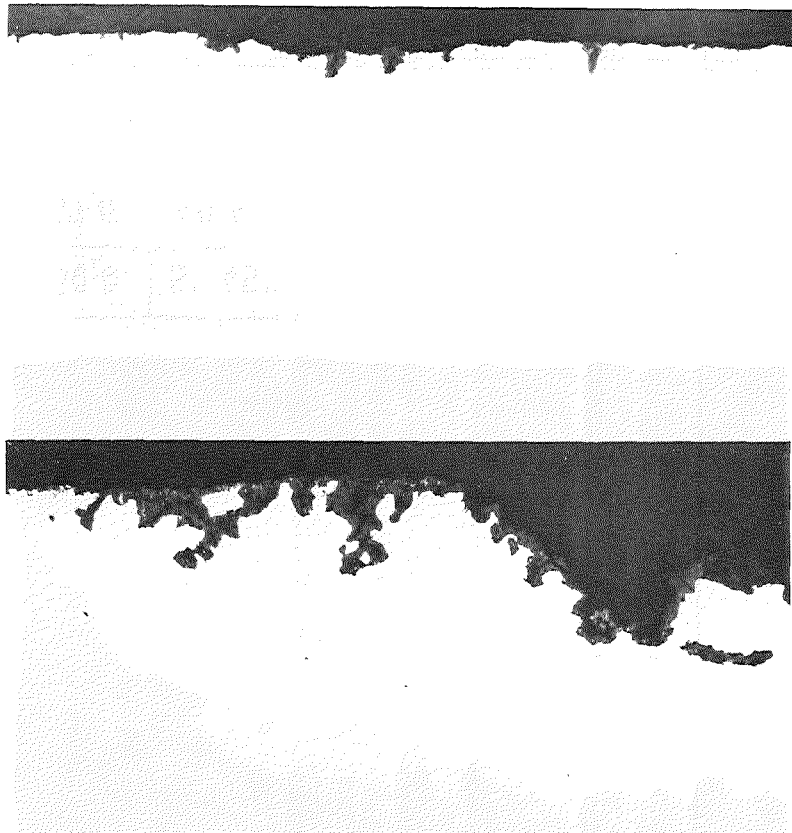
12,9	7'56"
14,7	26,2

8,3	34' 48"
9,5	16,6

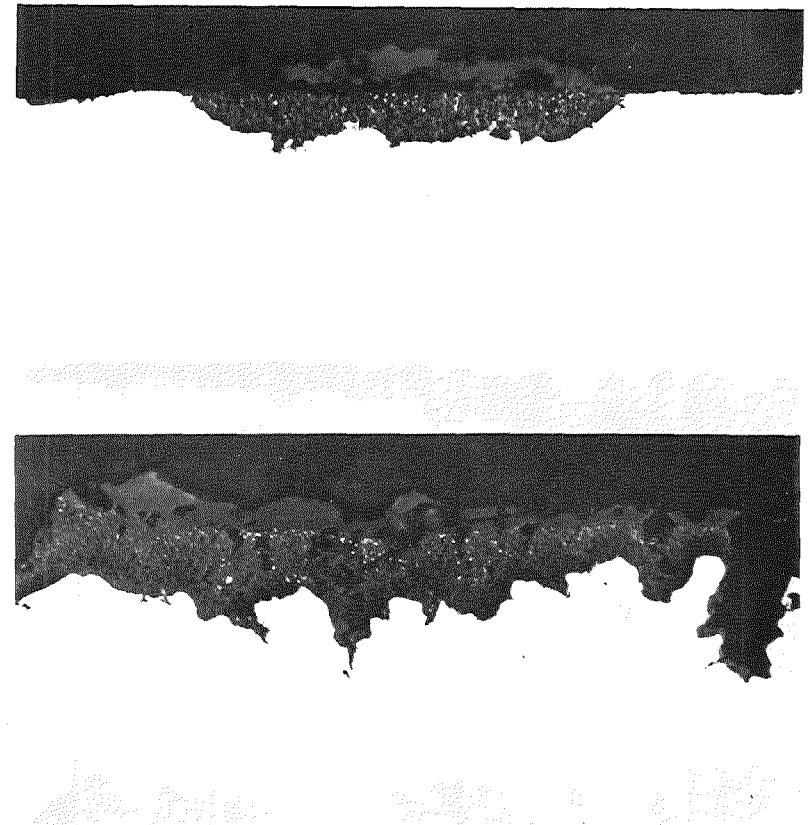
KIK

Abb.18

Rohrkapseln aus dem Stahl 1.4970 nach Berstversuchen bei 1200 °C in Wasserdampf



gegenüber
der
Berststelle



Berststelle

—|— 20 μm

101,5	3' 32"
115,7	24,6

p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_t (MPa)	ϵ_B (%)

71,3	15' 5"
81,3	22,4

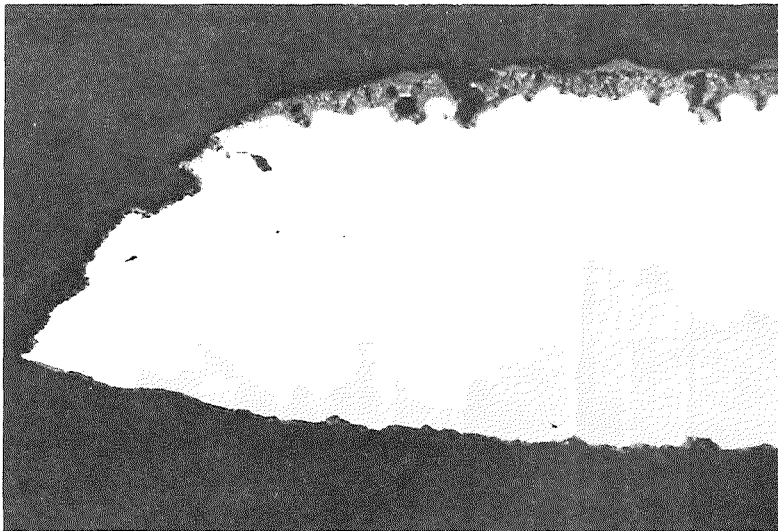
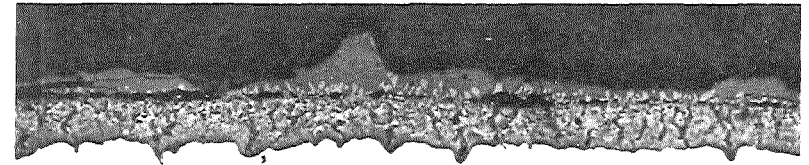


Abb. 19

Oxidschichtwachstum und Rißbildung an Rohrkapselproben aus 1.4970 im Berstversuch in Dampf bei 950°C

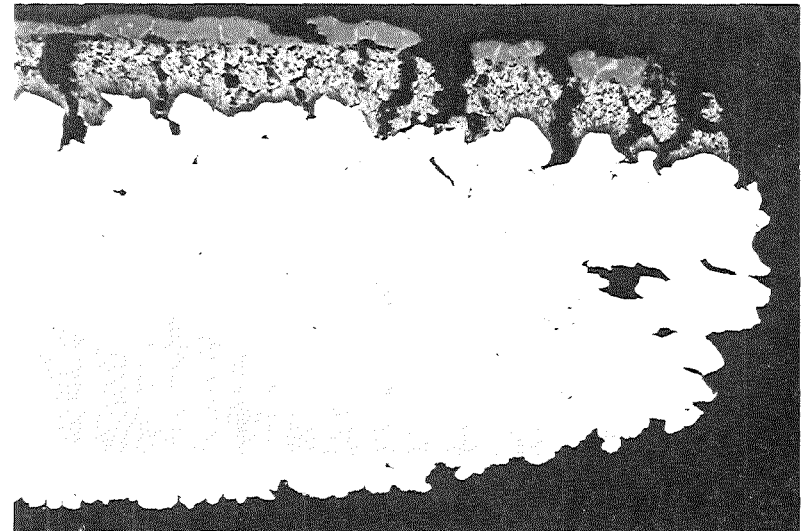


gegenüber
der
Berststelle



Berststelle

— 50 μm



50,0	5' 45"
57,0	40,4

p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_T (MPa)	ϵ_B (%)

37,2	26'53"
42,8	32,5

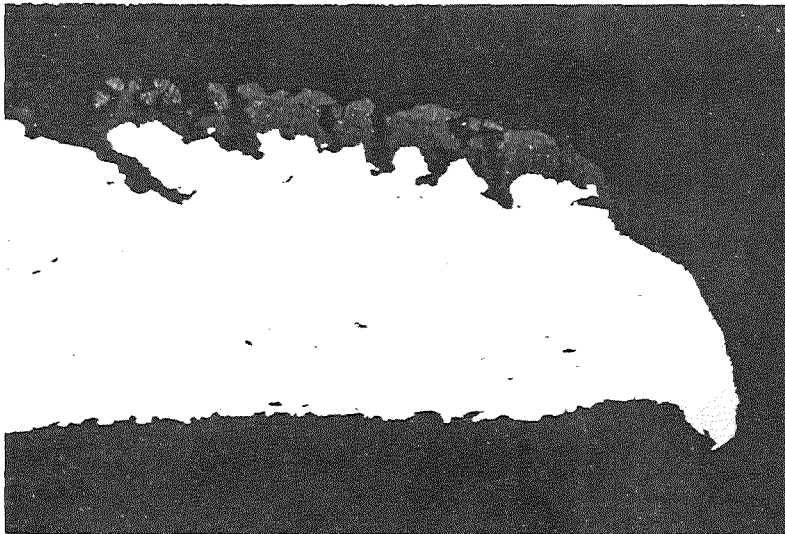
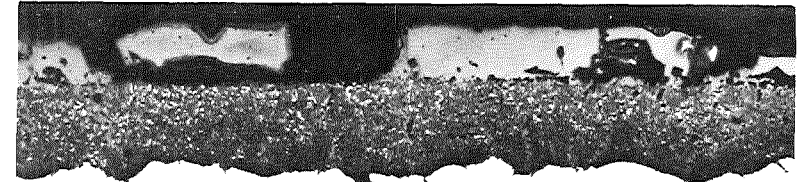
Abb. 20



Oxidschichtwachstum und Rißbildung an Rohrkapselproben aus 1.4970 im Berstversuch in Dampf bei 1000°C

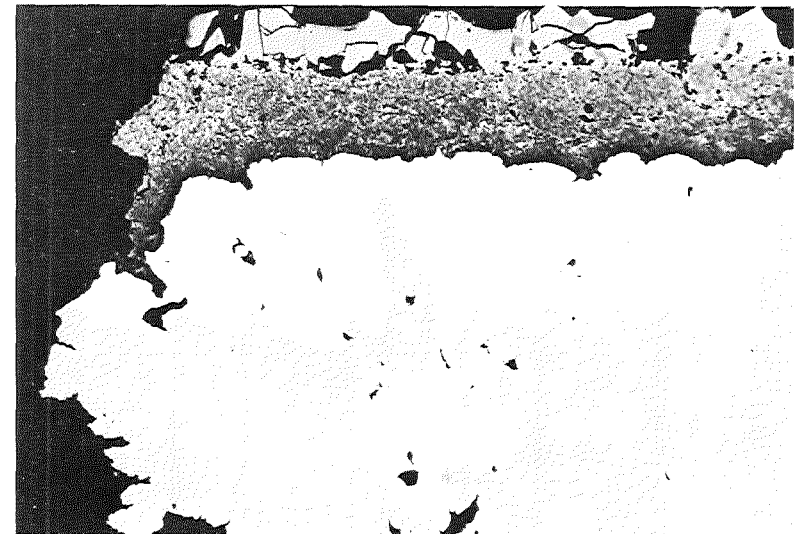


gegenüber
der
Berststelle



Berststelle

50 μm



45,0	2' 24"
51,3	37,2

p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_t (MPa)	ϵ_B (%)

23,3	51' 5"
26,6	24,6

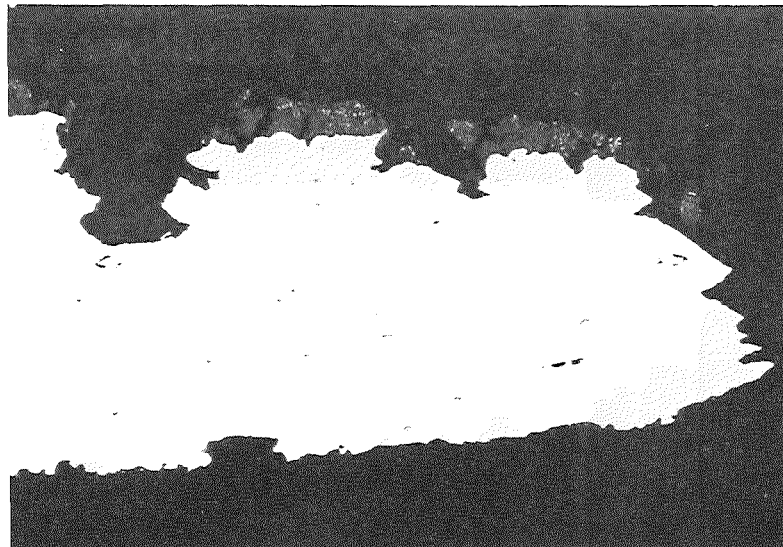
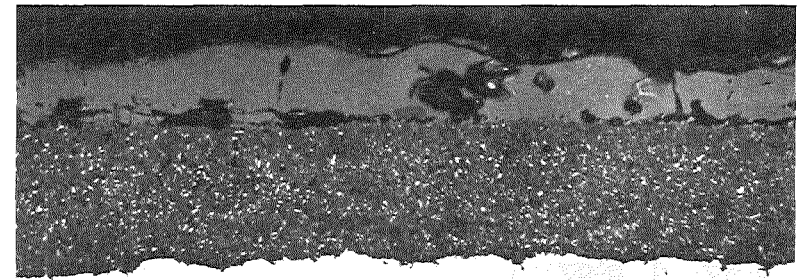
Abb. 21



Oxidschichtwachstum und Rißbildung an Rohrkapselproben aus 1.4970 im Berstversuch in Dampf bei 1050°C

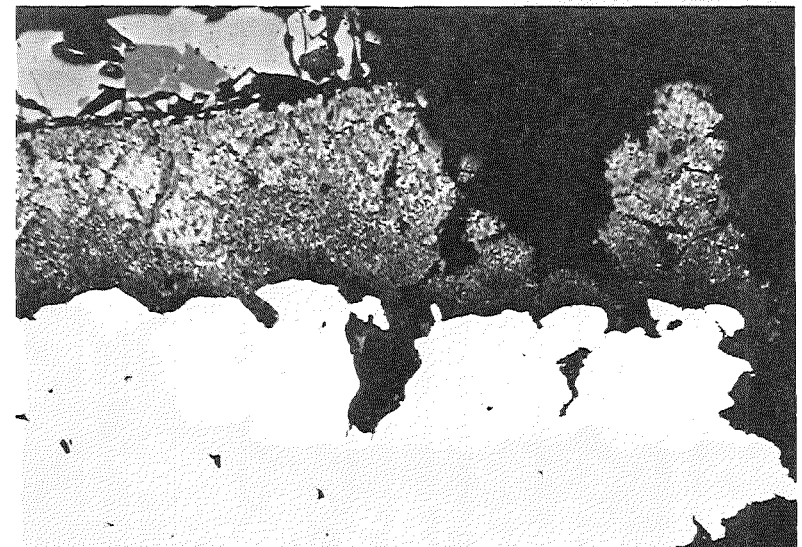


gegenüber
der
Berststelle



Berststelle

50 μm



39,2	47"
44,7	43,5

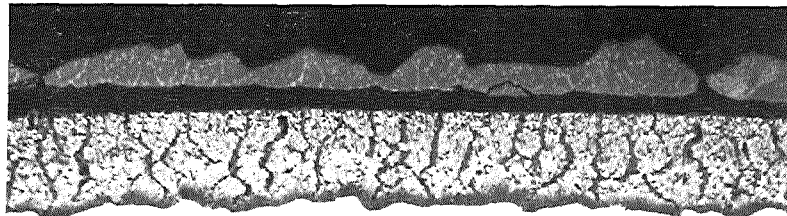
p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_T (MPa)	ϵ_B (%)

17,4	40'26"
19,8	21,5

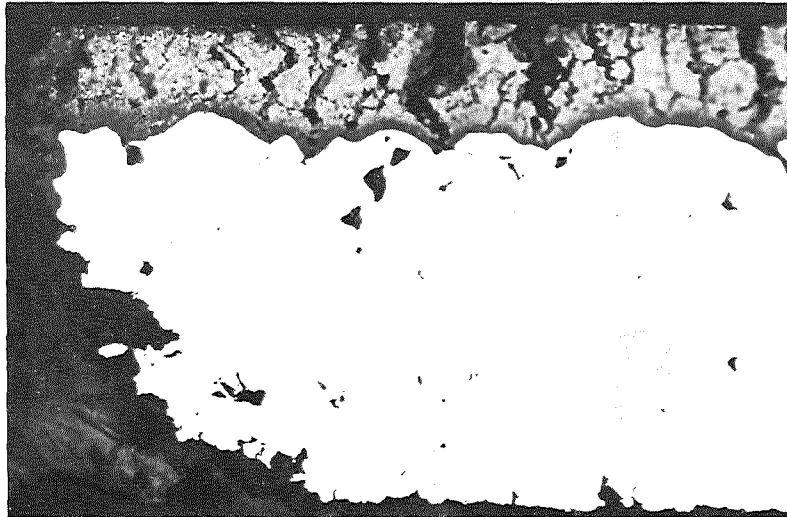
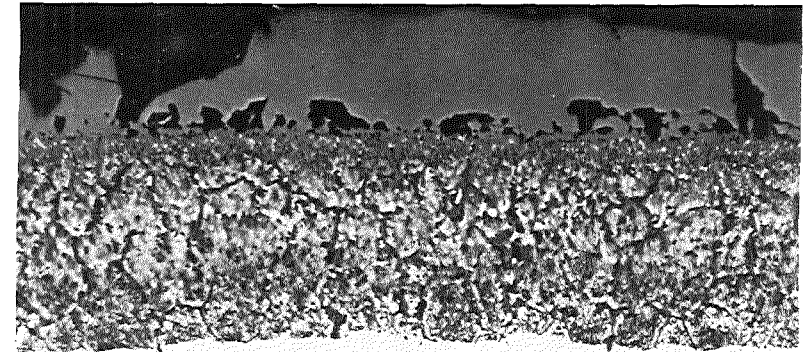
Abb. 22



Oxidschichtwachstum und Rißbildung an Rohrkapselproben aus 1.4970 im Berstversuch in Dampf bei 1100°C

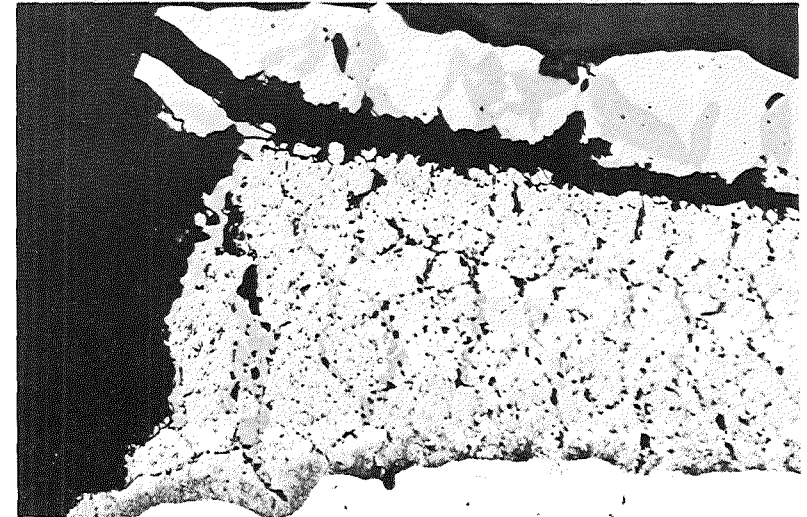


gegenüber
der
Berststelle



Berststelle

50 μm



20,3	5' 25"
23,1	27,8

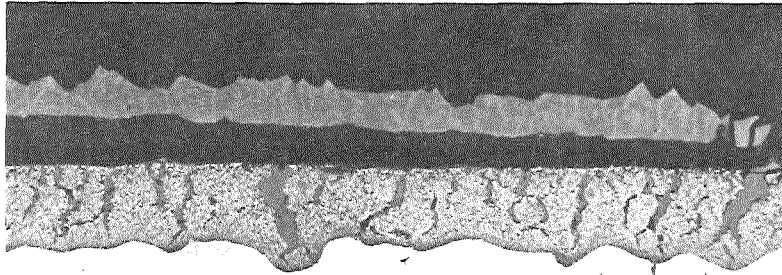
p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_T (MPa)	ϵ_B (%)

12,2	45' 45"
13,9	15,8

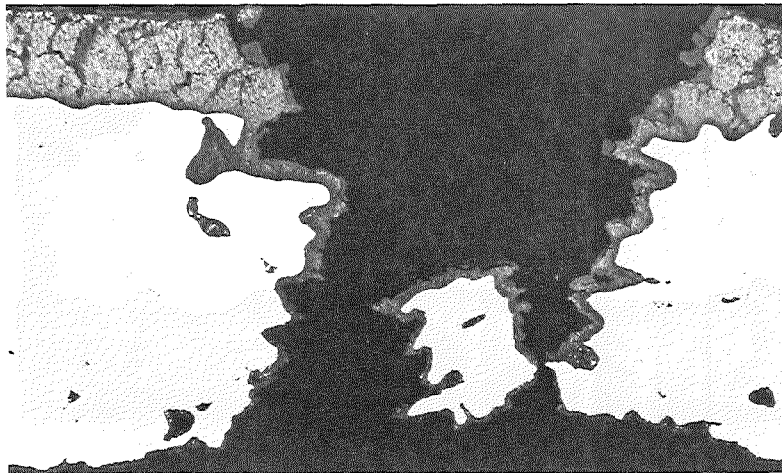
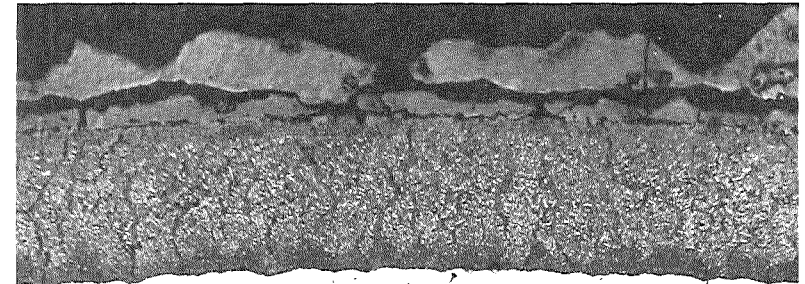


Abb. 23

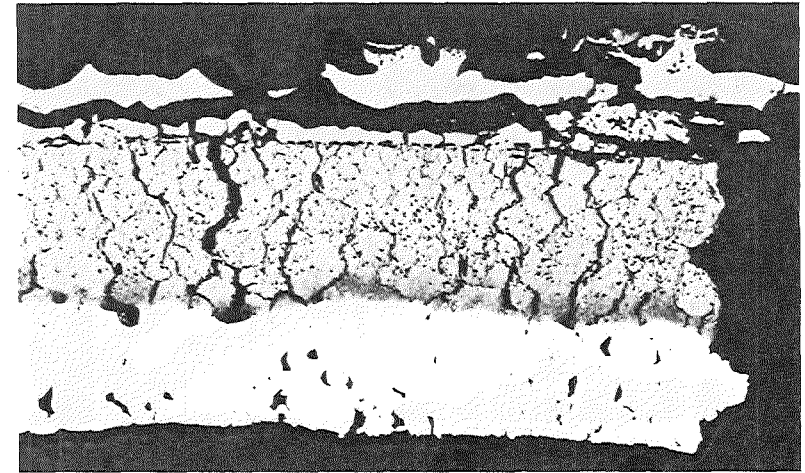
Oxidschichtwachstum und Rißbildung an Rohrkapselproben aus 1.4970 im Berstversuch in Dampf bei 1150°C



gegenüber
der
Berststelle



Berststelle



20,2	1' 49"	50 μm
23,0	29,2	

p_i (bar)	t_B (min,s)
σ_t (MPa)	ϵ_B (%)

100 μm	8,3	34' 48"
	9,5	16,6



Abb. 24

Oxidschichtwachstum und Rißbildung an Rohrkapselproben aus 1.4970 im Berstversuch in Dampf bei 1200°C

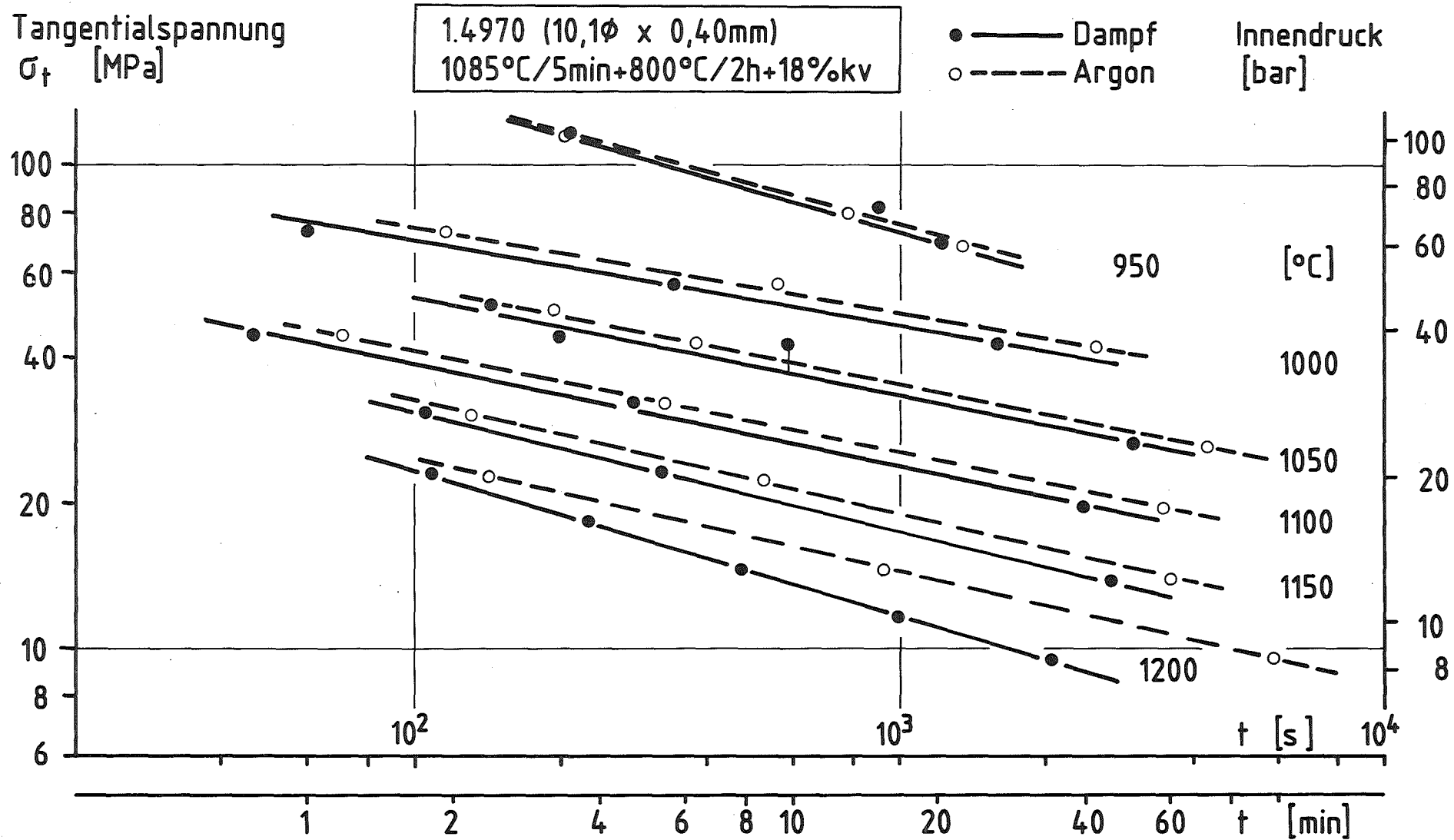


Abb. 25

Zeitstandfestigkeit des Stahles 1.4970 im Rohrburstversuch,
Einfluß der Oxidation in Wasserdampf-Atmosphäre

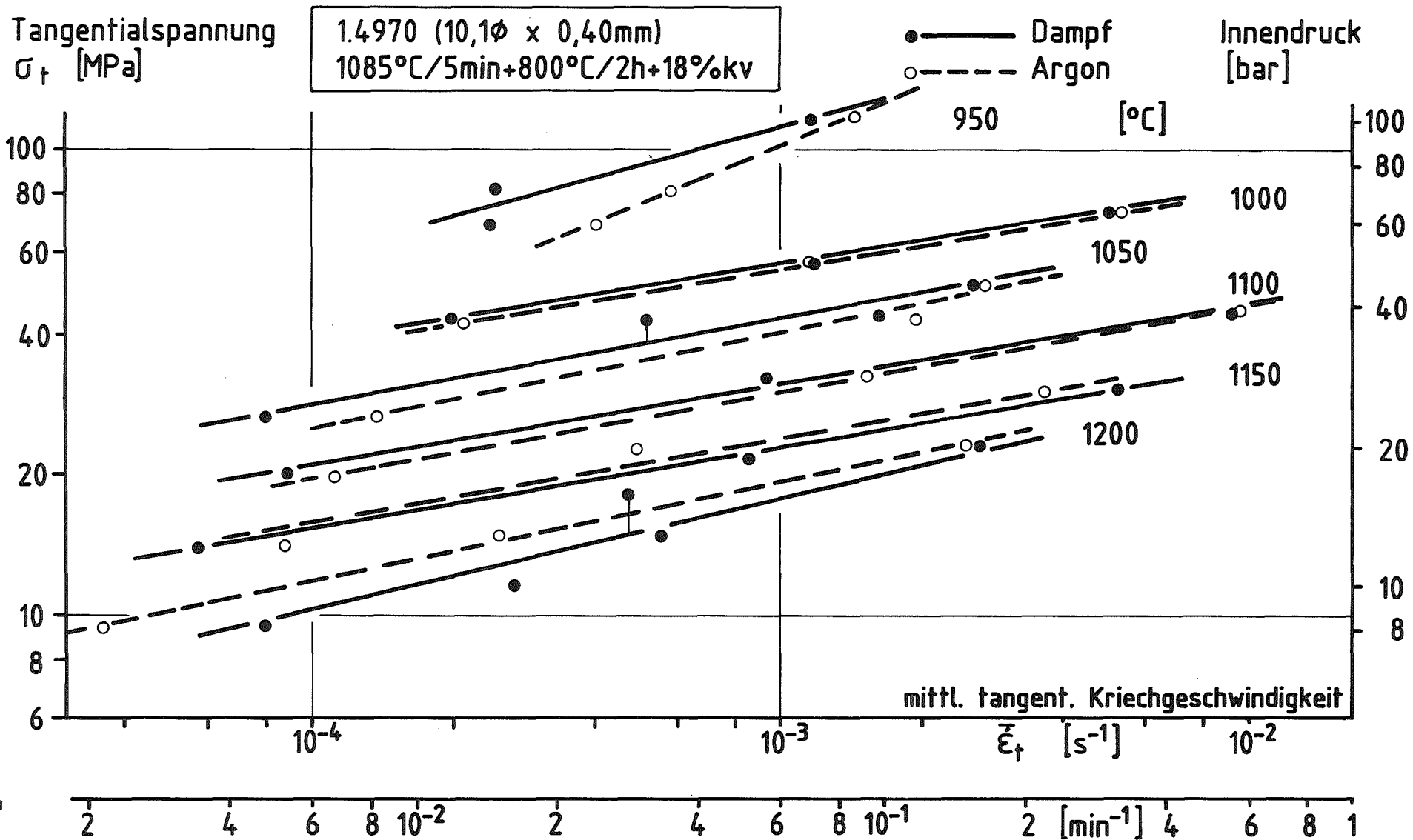


Abb.26 Mittlere Kriechgeschwindigkeit des Stahles 1.4970 im Rohrberstversuch,
 Einfluß der Oxidation in Wasserdampf-Atmosphäre

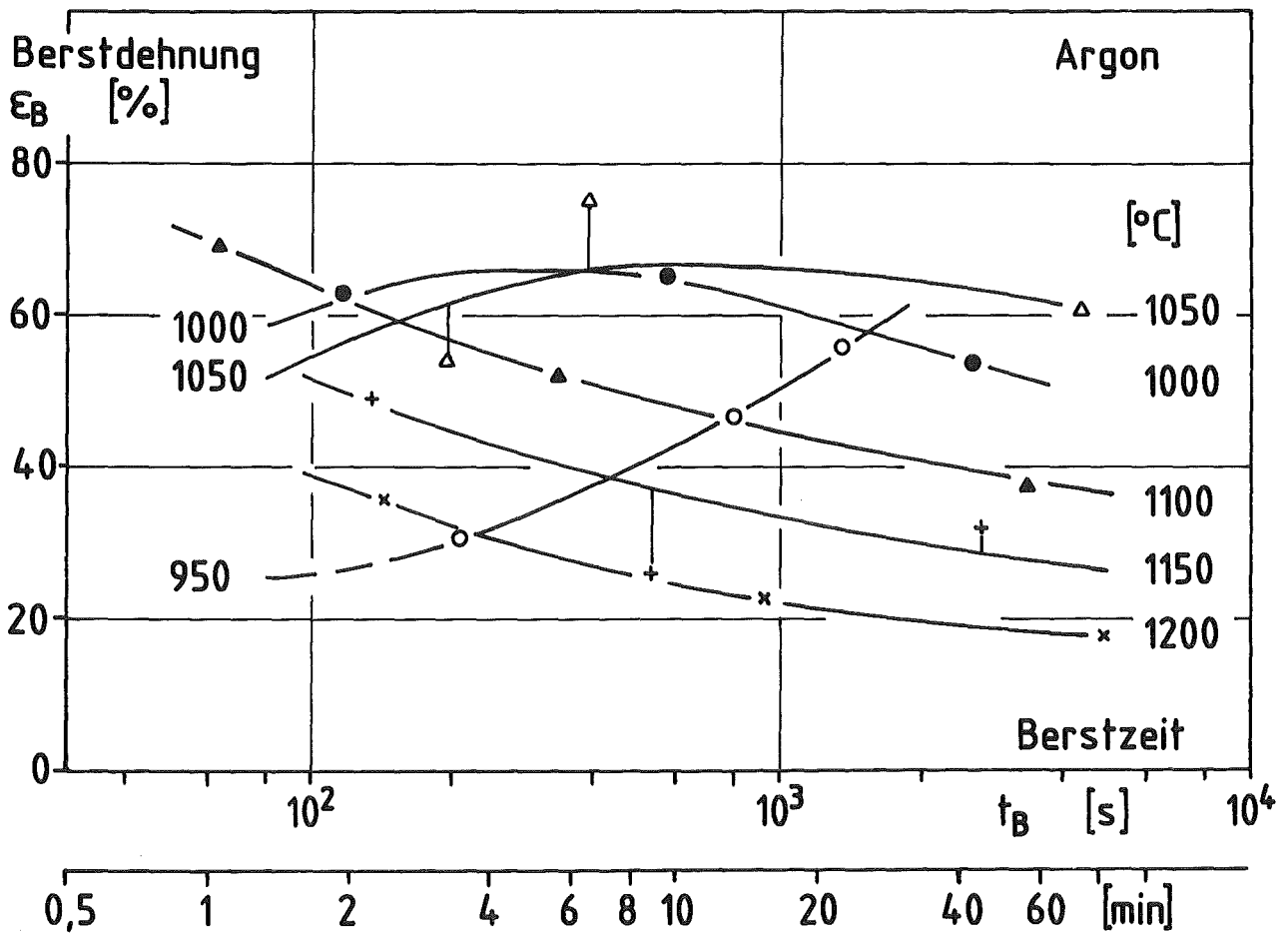
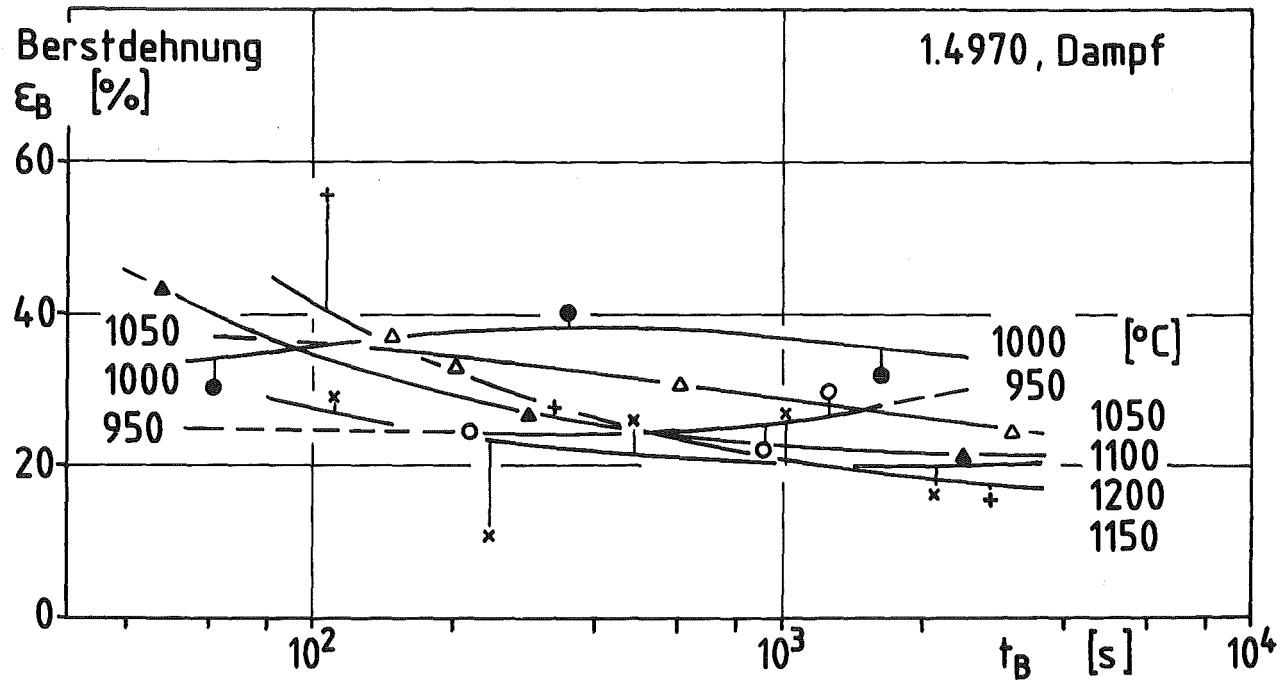


Abb. 27 Rohrberst-Umfangsdehnung von 1.4970 im Zeitstandversuch in Dampf und Argon