



KfK 2872
November 1979

Zyklisches Verfestigungsverhalten des SNR-Strukturwerkstoffes X6CrNi1811 (1.4948)

W. Scheibe, R. Schmitt, D. Rodrian, M. Pfeifenroth
Institut für Material- und Festkörperforschung

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK 2872

Zyklisches Verfestigungsverhalten des SNR-Strukturwerkstoffes X6CrNi1811 (1.4948)

von

W. Scheibe, R. Schmitt, D. Rodrian und M. Pfeifenroth

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
ISSN 0303-4003

Zusammenfassung

An dem austenitischen Werkstoff X6CrNi 1811 (1.4948) wurden zur Ermittlung des zyklischen Verfestigungsverhaltens im Temperaturbereich 20 - 550 °C Low-Cycle Fatigue-Versuche durchgeführt. Es zeigte sich, daß die Verfestigung bei 20 °C nur während der ersten 10 Zyklen zunimmt und dann bereits ein allmählicher Abfall bis zum Bruch zu beobachten ist. Dagegen steigt die Verfestigung bei 550 °C bis etwa zum 100. Zyklus an und bleibt dann während der Versuchsdauer bis kurz vor dem Bruch annähernd konstant. Versuche an bestrahlten Proben ergaben, daß die relativ geringe Neutronendosis von $1 \times 10^{19} \text{ n cm}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) auf das Verfestigungsverhalten des Grundwerkstoffes sowie des geschweißten Materials nahezu keinen Einfluß hat. Weiterhin ist zu beobachten, daß das Verfestigungsverhalten durch die Wechselwirkung von Kriech- und Ermüdungsbeanspruchung - in Form von Haltezeitversuchen - nur unwesentlich verändert wird. Metallographische Untersuchungen zeigten, daß je nach Beanspruchungsbedingungen der Bruchverlauf verschieden ist: Bei rein zyklischen Versuchen ergibt sich ein transkristalliner Bruch, während dieser bei Einführung von Haltezeiten hauptsächlich entlang der Korngrenzen, d.h. interkristallin verläuft.

Cycling hardening behaviour of structural material X6CrNi 1811
(1.4948)

Abstract

Low-cycle fatigue tests in the temperature range from 20 to 550 °C have been carried out to study the cyclic hardening behaviour of steel 1.4948. The results showed that at 20 °C the hardening only increases up to the 10th cycle then decreases gradually until fracture occurs. At 550 °C, however, the hardening increases up to the 100th cycle and remains nearly constant for a large number of cycles until it decreases very rapidly within a few cycles. Tests on irradiated specimens revealed no significant influence of the rather low irradiation dose of $1 \times 10^{19} \text{ n cm}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) with regard to the hardening behaviour of base material and welded joints. Furthermore, hold time tests indicated that creep-fatigue interaction effects have only a slight influence on the cyclic hardening behaviour. Metallographic examinations showed that tests without hold times produce a transgranular fracture while hold time tests mainly exhibit an intergranular fracture surface.

Gliederung

	Seite
1. Einleitung	1
2. Material, Proben	1
3. Versuchseinrichtung und -durchführung	2
4. Versuchsergebnisse	3
4.1 Verfestigungsverhalten bei rein zyklischer Beanspruchung	3
4.2 Einfluß der Haltezeit auf das Ver- festigungsverhalten	6
4.3 Einfluß der Bestrahlung auf das Ver- festigungsverhalten	8
5. Metallographische Untersuchungen des Bruch- verhaltens	8
6. Literatur	10

1 Tabelle

28 Abbildungen

1. Einleitung

Der austenitische Werkstoff X6CrNi 1811 (Werkstoff-Nr. 1.4948), der dem amerikanischen AISI 304 entspricht, findet als Strukturmaterial für Reaktortank und Einbauten des Prototyps des Natriumgekühlten Schnellen Brüters SNR300 Verwendung. Für die Auslegung der SNR-Bauteile fordern die Gutachter Festigkeitsanalysen, deren Grundlage hauptsächlich der amerikanische Boiler und Pressure Vessel Code, bzw. dessen Interpretation sind /1/. Da die Betriebsbedingungen beim SNR ein sehr komplexes Werkstoffverhalten hervorrufen, ist die Berücksichtigung zusätzlicher Versagensarten erforderlich. So verursachen z.B. Temperaturtransienten, die von dem Kühlmittel (Natrium auf den Tankwerkstoff übertragen werden, zyklische Beanspruchungen, wodurch der Werkstoff durch Ermüden geschädigt wird. Es sind deshalb Kurzzeitermüdungsversuche (Low-Cycle Fatigue-Versuche) zur Ermittlung des zyklischen Verfestigungsverhaltens erforderlich. Außerdem müssen Versagenslinien gegen Ermüdungsbruch festgelegt werden, um diese mit den AISI 304-Werten des ASME-Codes vergleichen zu können. Die Untersuchungen werden am unbestrahlten und bestrahlten Grundwerkstoff sowie an geschweißtem Material durchgeführt.

2. Material, Proben

Der SNR-Strukturwerkstoff liegt im lösungsgeglühten Zustand (1000 - 1080 °C), abgeschreckt vor. Die Korngröße liegt gemäß ASTM zwischen 3 und 5 (durchschnittlicher Korndurchmesser = $100 \pm 50 \mu\text{m}$). Bei 550°C beträgt die Streckgrenze $R_{p0.2}$ ungefähr 100 MPa. Die Proben wurden aus 20 x 20 x 100 mm Stücken gefertigt, die senkrecht zur Walzrichtung entnommen sind. Die chemische Zusammensetzung der für die Untersuchungen verwendeten Chargen Nr. 325 und 206 ist der Tabelle 1 zu entnehmen. Die in Abb. 1 dargestellte Rundprobe ist 77 mm lang. Zwei Meßkragen,

welche die Meßlänge von 21 mm begrenzen dienen zur Befestigung des Dehnungsaufnehmers. In der Mitte ist die Probe "hourglass"-förmig ausgebildet mit einem Radius von 100 mm, so daß auch größere Druckkräfte ohne Ausknicken aufgebracht werden können. Durch diese Formgebung ist gewährleistet, daß der Bruch immer in der Probenmitte und nicht in der Nähe der Meßkragen auftritt. Der Durchmesser in der Mitte der Probe beträgt 8.8 mm.

Das Ausgangsmaterial für die geschweißten Proben ist in Abb. 2 dargestellt. Die Doppel-V-Naht besteht aus 7 Lagen. Die Umrisse der fertigen Probe sind gestrichelt eingezeichnet. Es ist zu erkennen, daß lediglich die Mitte der Meßlänge aus geschweißtem Material besteht.

Die Bestrahlung der Proben wurde im H.F.R. in Petten, Holland, durchgeführt. Nähere Einzelheiten können einem ECN-Bericht entnommen werden /2/. Die Bestrahlungsdosis von $1 \times 10^{19} \text{ n cm}^{-2}$ mit einer Energie von größer 0.1 MeV ist bereits nach 24 Stunden erreicht. Die Bestrahlungstemperatur, die der Untersuchungstemperatur entspricht, beträgt 550°C . Die unbestrahlten Parallelproben wurden der Bestrahlung entsprechend 24 Stunden bei 550°C ausgelagert.

3. Versuchseinrichtung und -durchführung

Zur Durchführung der Versuche steht eine servohydraulische Prüfmaschine mit 50 KN zur Verfügung, die in Abb. 3 zu sehen ist. Die Konsole auf der linken Seite enthält die elektronische Steuereinrichtung sowie im oberen Teil einen X-Y-Schreiber, der zur Aufzeichnung von Spannungs-Dehnungskurven dient. Für die Aufnahme der Probe wurde eine spezielle Einspannvorrichtung gefertigt, die in Abb. 4 zusammen mit dem Strahlungsofen für die Hochtemperaturversuche zu sehen ist. Man erkennt außerdem die beiden Quarzarme des Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers, mit dem die Dehnung an den beiden Meßkragen der Probe axial gemessen wird.

Die LCF-Versuche wurden dehnungskontrolliert mit einer Dehnungsgeschwindigkeit von 3×10^{-3} /s durchgeführt, wobei das Sollwertsignal eine Dreiecksfunktion ist. Der daraus resultierende Spannungs- und Dehnungsverlauf ist in Abb. 5 A und B dargestellt.

4. Versuchsergebnisse

4.1 Verfestigungsverhalten bei rein zyklischer Beanspruchung

Trägt man bei elastisch-plastischer Wechselformung für einen Belastungszyklus die Spannung über der Dehnung auf, so erhält man als Spannungs-Dehnungsdiagramm die bekannte Hysteresisschleife (Abb. 5C). In Abb. 6 sind die Hysteresisschleifen dargestellt, die während eines Ermüdungsversuches bei 550°C mit 1% Gesamtdehnung registriert wurden, wobei in X-Richtung die für jeden Zyklus konstante Dehnung, in Y-Richtung die Spannung bzw. die Kraft aufgezeichnet sind. Man erkennt deutlich, daß am Anfang die Kraft, die zum Aufbringen der gewünschten Dehnung erforderlich ist, während jedem Zyklus ansteigt, d.h. der Werkstoff verfestigt sich. Der Grund dafür ist, daß die Behinderung der Versetzungsbewegung während der Verformung zunimmt.

Nach etwa 100 Zyklen wird dann ein Sättigungszustand erreicht, bei dem sich die Kraft bis zum 1800. Zyklus relativ wenig ändert. Der Anriß, der dann im Diagramm (Abb. 6 unten) durch einen Abfall der Kraft im Zugbereich sichtbar wird, ist zu diesem Zeitpunkt auch an der Probe mit bloßem Auge zu erkennen. Die Kraft fällt dann innerhalb weniger Zyklen bis zum Bruch ab. Der Anriß ist auch anhand der Hysteresisschleifen zu sehen: man erkennt deutlich ab dem 2800. Zyklus im Druckbereich eine Einbauchung, die mit fortschreitendem Riß immer ausgeprägter wird. Die Entstehung dieser Einbauchung hat man sich so zu erklären, daß der entstandene Riß bei Zugbelastung auseinandergezogen wird. Nach Belastungsumkehr (in Druckrichtung) wird der Riß wieder zusammengedrückt, wobei anfangs die dazu erforderliche Druckkraft zunächst klein ist. Erst wenn die Rißflächen wieder anliegen, er-

folgt ein Anstieg der Druckkraft bis zum Erreichen der vorgegebenen Dehnung.

Maßgebend für den Grad der Verfestigung ist neben anderen Parametern (z.B. Dehnungsamplitude, Behandlungszustand) die Temperatur. Abb. 7 zeigt die Hysteresisschleifen für einen Versuch bei Raumtemperatur mit 1 % Gesamtdehnung. Man erkennt, daß die Verfestigung bereits nach ca. 10 Zyklen abgeschlossen ist. Wegen der höheren Festigkeit der Probe bei RT beträgt die zum Aufbringen der vorgegebenen Dehnung erforderliche Kraft über 20 KN, während bei dem Versuch bei 550°C (Bild 6) ca. 17 KN benötigt werden.

Wenn man die Kraft - bezogen auf den Querschnitt der Probe - jeweils nach dem ersten Viertel eines jeden Belastungszyklus als Funktion der Lebensdauer der Probe aufträgt, erhält man eine anschauliche Darstellung des Verfestigungsverhaltens. Für vier verschiedene Dehnungsamplituden sind diese Verhältnisse bei 550°C in Abb. 8 aufgezeichnet. Man erkennt das schon in Abb. 6 beschriebene Verhalten: Anstieg der Spannung bis ca. 100 Zyklen, Sättigungsbereich und dann den raschen Abfall bis zum Bruch. Dieses Verhalten ist für alle 4 Dehnungsamplituden in etwa gleich, nur daß der Grad der Verfestigung von der Amplitude abhängt, d.h. je größer die Dehnungsamplitude ist, umso größere Beträge erreicht auch die Sättigungsspannung. Das Verfestigungsverhalten für Raumtemperatur geht aus Abb. 9 hervor. Die Verfestigung ist bereits nach ca. 10 Zyklen abgeschlossen. Es tritt dann ein allmählicher Spannungsabfall ein, ohne daß sich wie bei 550°C ein Sättigungszustand einstellt, bei dem die Spannung nahezu unverändert bleibt. Auch hier ist die Höhe der Spannung von der Amplitude abhängig.

Die Verfestigung des Werkstoffes infolge zyklischer Beanspruchung kann auch durch Härtemessungen nachgewiesen werden. In Abb. 10 sind die Vickers-Härtewerte von Versuchen mit 0.5 und 2.5 % Gesamtdehnung bei 550°C dargestellt, wobei sowohl das beanspruchte Material als auch das unbelastete Material geprüft wurden. Während die Werte in den Einspannköpfen denen des unbeanspruchten Materials (147 - 157 kp/mm² HV 30) entsprechen /3/,

ergibt sich in der Meßlänge infolge der Verfestigung des Materials eine deutliche Zunahme der Härtewerte. Das Maximum liegt in der Mitte an der Stelle, wo infolge der Probenform der kleinste Durchmesser und somit die größte Verformung auftritt. Auch hier ist zu erkennen, daß die größere Dehnungsamplitude (2.5 %) eine höhere Verfestigung aufweist (d.h. größere Härtewerte) im Vergleich zu 0.5 % Gesamtdehnung.

Das zyklische Verfestigungsverhalten eines Werkstoffes wird i.a. durch die zyklische Spannungs-Dehnungskurve - auch zyklische Fließkurve bezeichnet - dargestellt, die wie folgt ermittelt werden kann /4/: Mehrere Proben werden mit jeweils voneinander unterschiedlichen, konstanten Dehnungsamplituden so lange zyklisiert, bis sich eine stabile Hysteresisschleife einstellt, d.h. die Spannung ändert sich mit zunehmender Lastwechselzahl nicht mehr. Diese Spannungen ergeben - über der zugehörigen Dehnung aufgetragen - die zyklische σ - ϵ -Kurve. Trägt man die Spannungen bei jeweils dem ersten Viertel dieser Versuche über den entsprechenden Dehnungen auf, so erhält man die statische Fließkurve, die der eines Zugversuches entspricht.

Der Vergleich der statischen und zyklischen Fließkurve (Abb. 11) zeigt, daß die zyklische Spannungs-Dehnungskurve oberhalb der statischen liegt, d.h. der Werkstoff verfestigt sich infolge der zyklischen Beanspruchungen wesentlich stärker. Eine Entfestigung, wie sie vor allem bei kaltverformten und vergüteten Werkstoffen infolge von Versetzungsumordnungen auftritt, wurde bei 550°C für diesen Werkstoff nicht beobachtet.

4.2 Einfluß der Haltezeit auf das Verfestigungsverhalten

Da die eingangserwähnte zyklische Beanspruchung des Werkstoffes beim An- und Abfahren des Reaktors durch längere Perioden unterbrochen ist, während der die Belastung und Temperatur ($\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$) nahezu konstant sind, wird das Material auch durch Kriechbeanspruchungen geschädigt, die das Ermüdungsverhalten nicht unwesentlich beeinflussen. Diese gegenseitige Beeinflussung von Kriech- und Ermüdungsbeanspruchung erfolgt im Experiment durch sog. Haltezeitversuche, bei denen man im Verlauf von dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen jeweils im Maximum der Zugphase eine Haltezeit einlegt, wodurch die stationären Betriebsbedingungen simuliert werden.

In Abb. 12 ist im oberen Teil der daraus resultierende Dehnungsverlauf als Funktion der Zeit schematisch aufgetragen. Nach Aufbringen der gewünschten Dehnung wird jeweils im Maximum der Zugphase eine Haltezeit eingelegt, während der die Gesamtdehnung konstant bleibt. Im Anschluß daran erfolgt die Belastungsumkehr bis zum Erreichen des entsprechenden negativen Dehnungs-Sollwertes. Es erfolgt dann eine erneute Belastungsumkehr, bis dann beim nächsten Zyklus wiederum eine Haltezeit eingelegt wird. Der entsprechende Spannungsverlauf über der Zeit ist darunter zu sehen. Nach einem Anstieg der Spannung bis zu einem Maximalwert, der bei der entsprechend vorgegebenen Dehnung erreicht wird, baut sich ein Teil dieser Spannung durch Relaxation ab (im Bild durch σ_R gekennzeichnet). Der weitere Spannungsverlauf entspricht in etwa dem der Dehnung. Die Hysteresisschleife (im Bild daneben) läßt erkennen, daß infolge der konstanten Probenlänge ($\Delta\varepsilon_t = \text{konstant}$) eine Umwandlung von elastischen in plastische Dehnungsanteile erfolgt. Der Betrag des plastischen Dehnungsanteils nimmt um σ_R/E zu, während sich der elastische Anteil um den gleichen Betrag reduziert, d.h. der Werkstoff wird bei dieser Versuchsart stärker plastisch verformt, auch erkennbar an der größeren Fläche der Hysteresisschleife (gestrichelter Verlauf im Zugbereich entspricht der Belastung ohne Haltezeit gemäß Abb. 5).

Im folgenden soll nun untersucht werden, wie sich das Verfestigungsverhalten des 1.4948 ändert, wenn man statt rein zyklischer Versuche Haltezeitversuche durchführt. In Abb. 13 ist der Einfluß der Haltezeit (10 Minuten) auf das Verfestigungsverhalten in Abhängigkeit von der Temperatur aufgezeigt. Daraus geht hervor, daß bei 450°C (oberes Bild) und 550°C (unteres Bild) die Verfestigung nahezu gleich verläuft. In beiden Fällen nimmt die Spannung bis zum 100. Zyklus zu, wobei die Sättigungsspannung bei 10 Minuten Haltezeit um etwa 10 % höher ist. Der Abfall der Spannung bei 450°C beginnt bei dem rein zyklischen Versuch etwas eher und ist auch stärker ausgeprägt. Bei 550°C ist der Spannungsverlauf deshalb etwas anders, da durch die Haltezeit die Bruchlastwechselzahl im Vergleich zum rein zyklischen Versuch deutlich reduziert wird /5/.

Das Verfestigungsverhalten bei 1.5 und 1 % Gesamtdehnung bei einer Haltezeit von 60 Minuten ist in Abb. 14 dargestellt. Temperatur (550°C) und Dehnungsgeschwindigkeit ($3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) sind jeweils gleich. Bei $\Delta \epsilon_t = 1 \%$ (unteres Bild) beträgt die Spannung beim 1. Zyklus 150 MPa und steigt bis zum 100. Zyklus auf etwa 300 MPa an. Da für 1.5 % Gesamtdehnung eine größere Kraft zum Aufbringen der Dehnung erforderlich ist, liegt die Anfangsspannung des 1. Zyklus mit 175 MPa etwas höher (oberes Bild). Auch die Sättigungsspannung ist mit 350 MPa höher im Vergleich zu dem Versuch mit 1 % Dehnung. Dies gilt sowohl für die Versuche ohne als auch mit Haltezeit, wobei hier wiederum durch die Haltezeit eine Reduzierung der Bruchlastwechselzahl erfolgt. In der unteren Abbildung ist zu erkennen, daß die Sättigungsspannung bei dem Haltezeitversuch mit 1 % Gesamtdehnung um ca. 10 % über der des rein zyklischen Versuchs liegt, wahrscheinlich bedingt durch gefügehärtende Ausscheidungs Vorgänge infolge der langen Versuchszeit.

4.3 Einfluß der Bestrahlung auf das Verfestigungsverhalten

Da der ASME-Code Bestrahlungseinflüsse bisher nicht berücksichtigt, ist es notwendig, auch den Einfluß der Neutronenbestrahlung zu untersuchen. Wie die Abb. 15 und 16 zeigen, ist beim Grundwerkstoff bis zu 10 Minuten Haltezeit keine bestrahlungsbedingte Änderung des Verfestigungsverhaltens zu erkennen. Sowohl die Anfangsspannung mit ungefähr 90 MPa als auch die Sättigungsspannung sind etwa gleich. Bei einer Haltezeit von 60 Minuten (Abb. 17) liegen die Spannungswerte für den bestrahlten Zustand etwas unterhalb der Werte des bestrahlten Materials. Während das Verfestigungsverhalten durch die Bestrahlung nicht wesentlich beeinflusst wird, ist deutlich zu erkennen, daß die Bruchlastwechselzahlen mit Ausnahme der rein zyklischen Versuche (Abb. 15) durch die Bestrahlung deutlich reduziert werden /6/.

Einen Vergleich des Verfestigungsverhaltens von unbestrahlten und bestrahlten Schweißproben bei verschiedenen Haltezeiten zeigen die Abbildungen 18 - 20. Zwar ist auch hier mit Ausnahme der ersten Zyklen kein Einfluß der Bestrahlung auf die Verfestigung festzustellen, jedoch liegen sowohl die Anfangsspannung mit ungefähr 200 MPa als auch die Sättigungsspannung (250 MPa) höher als beim Grundwerkstoff, so daß das geschweißte Material eine geringere Verfestigung aufweist. Vergleicht man z.B. die Versuche mit 10 Minuten Haltezeit, so ist die Sättigungsspannung beim Grundwerkstoff gegenüber der Anfangsspannung um etwa 150 % höher (Abb. 16), während der Anstieg bei der Schweißprobe lediglich 30 % beträgt (Abb. 19).

5. Metallographische Untersuchungen des Bruchverhaltens

Während eines Ermüdungsversuches treten in einem Werkstoff plastische Wechselverformungen auf. Diese führen in der Oberfläche zu örtlichen Werkstofftrennungen in Form von Mikrorissen.

Die Ursache dafür ist, daß das Kristallgitter, bedingt durch Kerbspannungen und teilweise erleichterte Bildung von Gleitbändern, an der Oberfläche am stärksten verformt ist. Mit dieser Rißbildung ist eine Änderung der Spannungsverteilung in zahlreichen Kristallen verbunden. Dadurch nehmen einige der Risse an Größe zu und werden als Makrorisse sichtbar. Im weiteren Verlauf setzt der Bruch dann ein, wenn das Rißwachstum eine kritische Größe überschritten hat bzw. diese Größe durch Zusammenschluß von mehreren Rissen erreicht ist. Dabei kann der Rißverlauf je nach Beanspruchungsbedingungen sehr unterschiedlich sein. Untersuchungen unter Verwendung von Licht- und Elektronenmikroskop sollen deshalb Aufschluß über die Verformungserscheinungen bei Wechselbeanspruchung geben.

Zunächst ist in Abb. 21 das Gefüge des unbeanspruchten Werkstoffes wiedergegeben, wie es nach der Probenfertigung vorlag. Der Verlauf eines Ermüdungsbruches ist in Abb. 22 zu erkennen. Wie bei rein zyklischer Beanspruchung zu erwarten ist, verläuft der Bruch vorwiegend transkristallin. Bei großen Dehnungsamplituden ($> 1.5\%$) sind zusätzlich noch zahlreiche Nebenrisse zu erkennen (Abb. 23). Da dadurch die örtliche Spannungsverteilung an zahlreichen Stellen verändert wird (neben Stellen mit hoher Kerbspannung existieren auch Stellen mit Spannungsabbau), werden nicht alle diese Nebenrisse mit wachsender Zyklenzahl größer und haben deshalb unterschiedliche Längen. Bei höherer Vergrößerung erkennt man, daß sich die Nebenrisse infolge einer Zunahme der Spannungsintensität an der Rißspitze noch zusätzlich verästeln (Abb. 24).

In der Literatur wird mehrfach berichtet, daß durch Einführung von Haltezeiten der Bruch nicht transkristallin, sondern überwiegend entlang der Korngrenzen, d.h. interkristallin verläuft /7 - 10/. Diese interkristalline Rißbildung wird häufig als Anzeichen dafür gewertet, daß bei Haltezeitversuchen die Kriechschädigung überwiegt und zu einer Reduzierung der Bruchlastwechselzahl führt. Diese stärkere Schädigung des Werkstoffes besteht darin, daß der interkristalline Riß sehr früh während der zyklischen Beanspruchung entsteht und damit den Zeitraum

der Rißentstehung erheblich verkürzt, der bei den rein zyklischen Versuchen bis zu 80 % der Lebensdauer umfassen kann.

Die Abb. 25 zeigt in der Bruchzone einen überwiegend interkristallinen Rißverlauf. Man erkennt, daß auch im Innern der Probe Risse entstanden sind, die vermuten lassen, daß die dabei auftretenden Verzerrungen die Einleitung des Ermüdungsbruches begünstigen. Da die Versuchszeit bei einem Versuch mit 30 Minuten Haltezeit gegenüber dem rein zyklischen Versuch etwa 20 Mal so lang ist, weist ein Teil der Risse eine Zunderschicht auf, die in Abb. 26 zu erkennen ist. Da der Bruchverlauf bei Ermüdungsproben oft eine sehr unregelmäßige Struktur aufweist, ist der Einsatz eines Rasterelektronenmikroskops vorteilhaft, da wegen der hohen Tiefenschärfe auch bei höheren Vergrößerungen ein anschauliches Bild der Bruchstruktur entsteht. Abb. 27 zeigt die rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche eines Ermüdungsversuchs ohne Haltezeit. Deutlich zu erkennen sind die für einen Ermüdungsbruch typischen Schwingungstreifen. Nach der üblichen Terminologie gehören diese Streifen zu dem Stadium II des Rißwachstums /11/, wobei die Ebene der Rißausbreitung i.a. senkr. zur Beanspruchungsrichtung verläuft. Das Entstehen der Schwingungstreifen ist damit zu erklären, daß der Bruch mit jedem Lastwechsel eine bestimmte Strecke voranschreitet und in der Bruchfläche Streifen hinterläßt. Parallel zu diesen sind außerdem zahlreiche Mikrorisse zu sehen. Bei Versuchen mit Haltezeiten stellt man fest, daß diese typischen Schwingungstreifen fehlen (Abb. 28). Diese Tatsache deutet auf einen interkristallinen Bruch hin bzw. einen Mischbruch, bei dem der interkristalline Anteil überwiegt.

6. Literatur

- /1/ Interpretations of ASME Boiler and Pressure Vessel Code, CASE 1592, American Society of Mechanical Engineers, New York (1974)
- /2/ v.d. Schaaf B.;
"Fast Breeder Programme, Irradiation Effects On The Mechanical Properties Of 18Cr-11Ni Stainless Steel (DIN 1.4948, Type 304 ss)", ECN 4, Stichting Energieonderzoek Centrum, Nederland, Petten, July 1976
- /3/ Schirra, M. et al.;
"Zeitstandfestigkeits- und Kriechversuche am Stahl X6CrNi1811 (1.4948) im Rahmen des Extrapolationsprogrammes (Teil II)", KfK 2641, Juni 1978
- /4/ Landgraf, R.W.; Morrow, J.D.; Endo, T.;
"Determination of the Cyclic Stress-Strain Curve", Journal of Materials, JMLSA, Vol. 4, No. 1 (1969) pp. 176 - 188
- /5/ Scheibe, W.; Schmitt, R.; Anderko, K.;
"Low Cycle Fatigue Hold Time Effects on Unirradiated and Irradiated Austenitic Steel 1.4948" IAEA Specialist's Meeting, Bergisch-Gladbach, 17. - 21. Oktober 1977, IWGFR/22 S. 210-218
- /6/ Scheibe, W.; Schmitt, R.;
"Einfluß der Bestrahlung auf das Ermüdungsverhalten des Anlagenstrukturwerkstoffes 1.4948 (X6CrNi 1811), Reaktortagung, Hannover, 4.- 7. April 1978, Sektion 5
- /7/ Brinkmann et al.;
"Estimates of Creep-Fatigue Interaction in Irradiated and Unirradiated Stainless Steel", Nuclear Technology, Vol. 16, (1972) pp. 297 - 307
- /8/ James, L.A.;
"Hold Time Effects on the Elevated Temperature Fatigue-Crack Propagation of Type 304 Stainless Steel", Nuclear Technology, Vol. 16 (1972) pp. 521 - 530
- /9/ Dawson, R.A.T. et al.
"High Strain Fatigue of Austenitic Stainless Steels", Int. Conf. Thermal and High Strain Fatigue, London (1967)
- /10/ Cheng, C.Y.; Diercks, D.R.;
"Effect of Hold Time on Low-Cycle Fatigue Behaviour of AISI Type 304 Stainless Steel at 593°C", Metallurgical Transactions, Vol. 4, No. 2 (1973) pp. 615 - 617
- /11/ Laird, C. ;
"The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanisms of Fatigue Crack Propagation", ASTM STP 415, American Society for Testing and Materials (1967) pp. 131 - 167

Chargen Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	ppm N	Nb / Ta
325	0,050	0,37	1,37	0,010	0,011	18,55	10,89	< 0,01	< 0,01	520	0,047
206	0,055	0,44	1,82	0,023	0,017	17,78	11,15	0,04	0,01	406	0,01

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) des Werkstoffes 1.4948

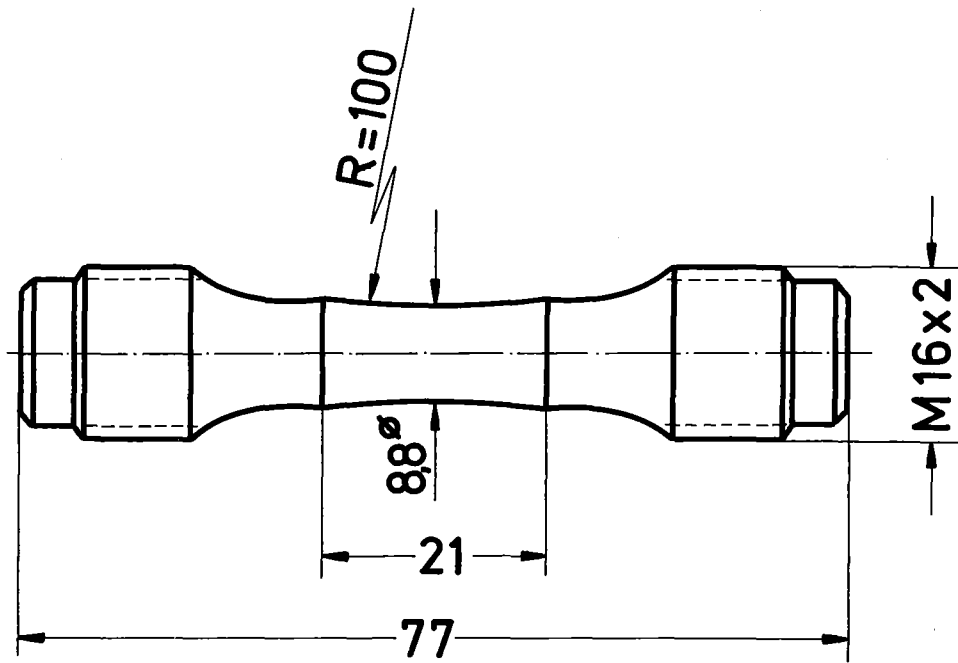


Abb. 1 LCF-Probe für Ermüdungsversuche

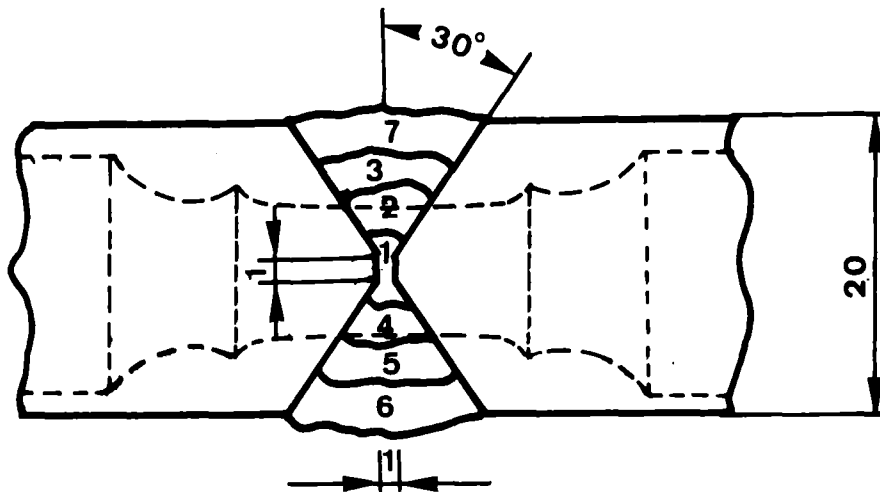


Abb. 2 Ausgangsmaterial 1.4948 für Schweißproben

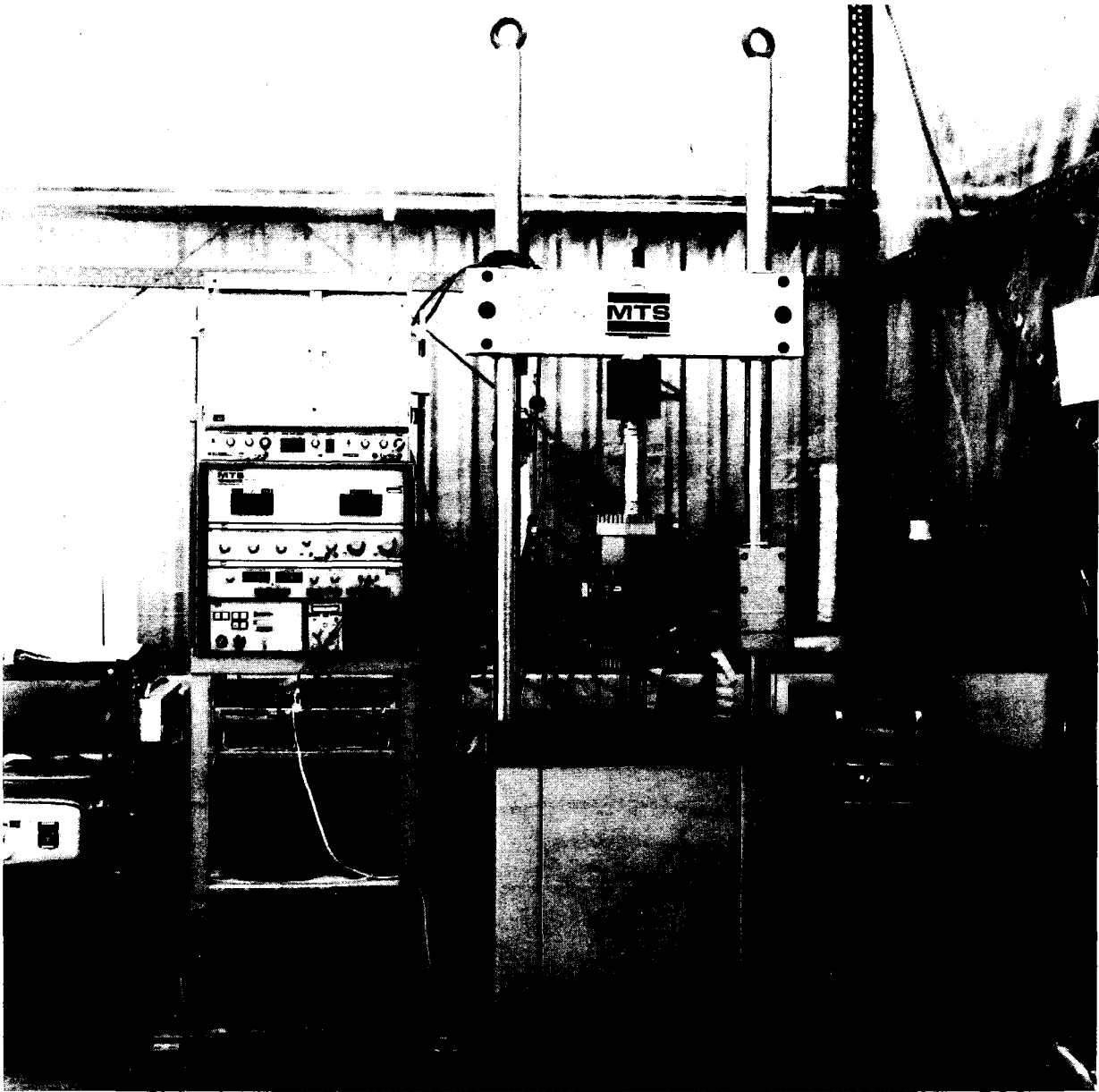


Abb. 3 Servohydraulische Prüfmaschine (50 KN) mit Ofen (zugeklappt) und Elektronikconsole (links)

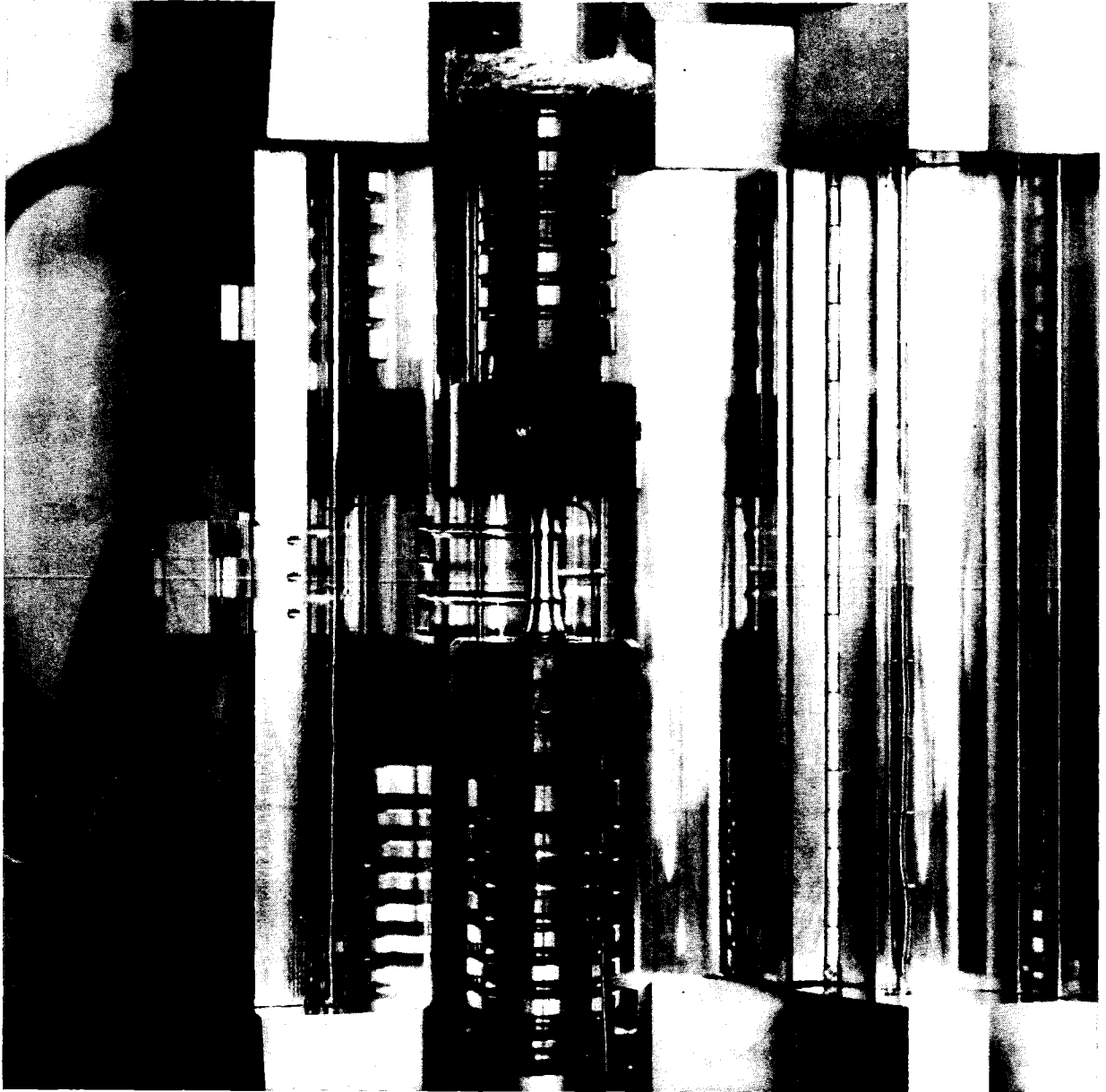


Abb. 4 Hochtemperaturofen mit eingebauter Probe und Dehnungsaufnehmer

ZYKLISCHE BELASTUNG OHNE HALTEZEIT

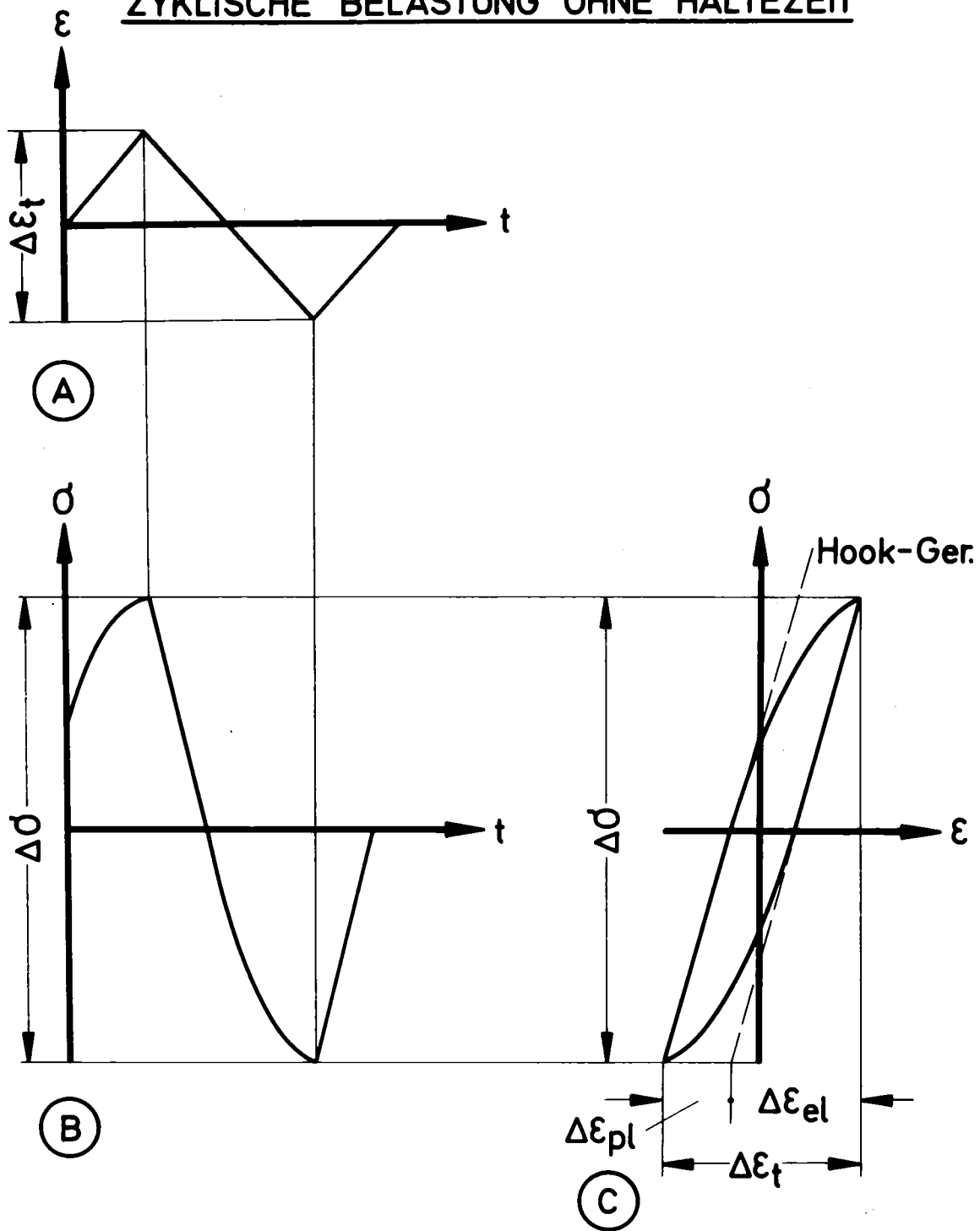


Abb. 5 Dehnungs-(A) und Spannungsverlauf (B) als Funktion der Zeit und Hysteresisschleife (C)

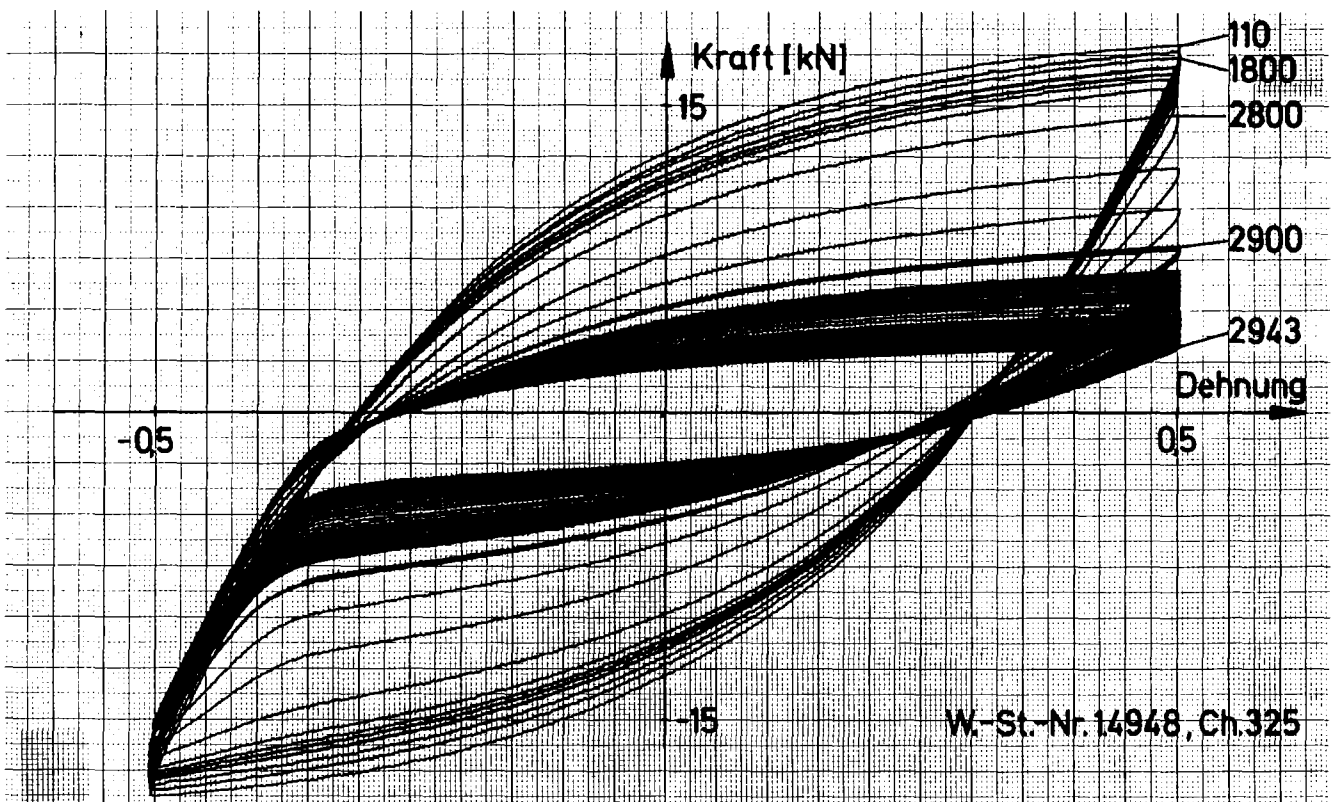
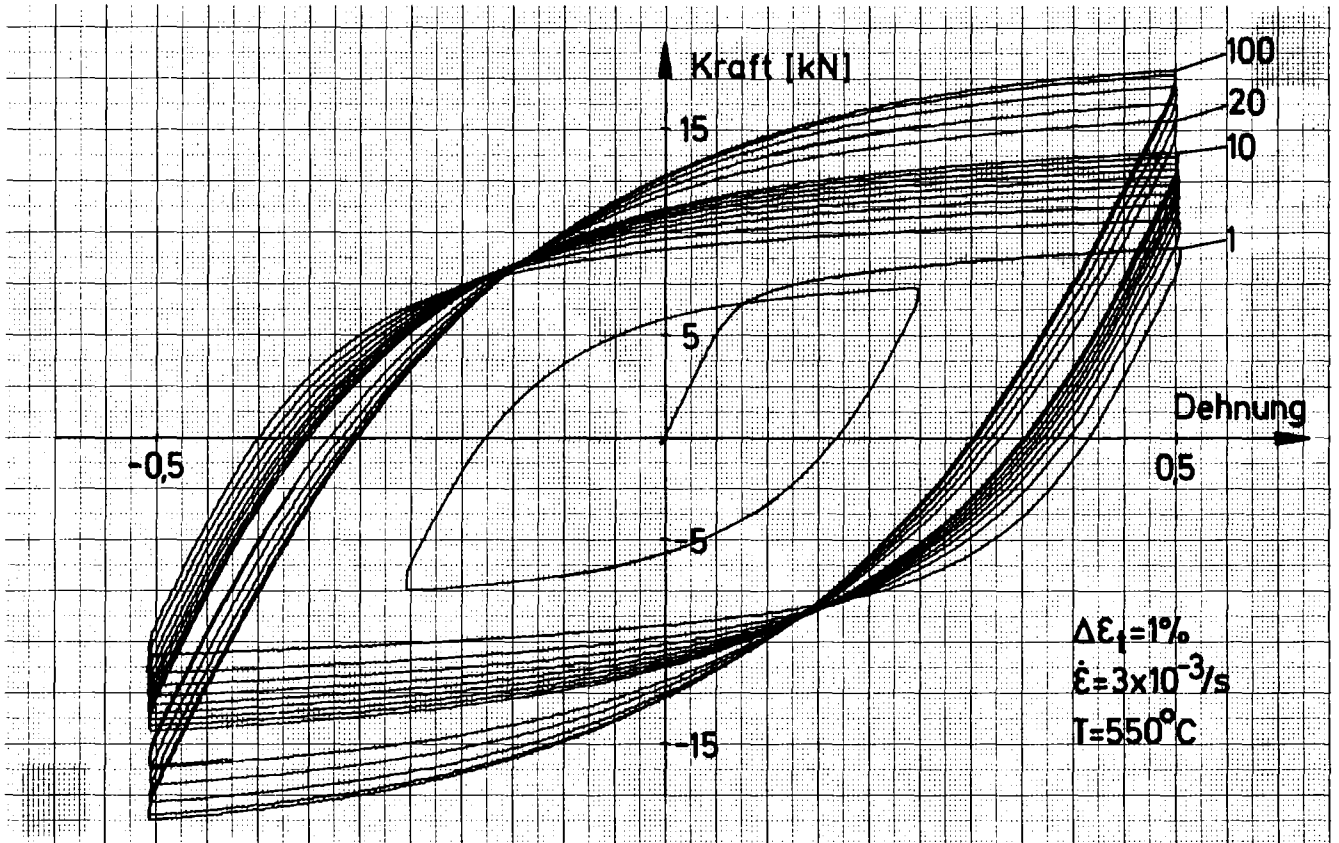


Abb. 6 Kraft-Dehnungsdiagramm als Funktion der Zyklenzahl ($T = 550^\circ C$)

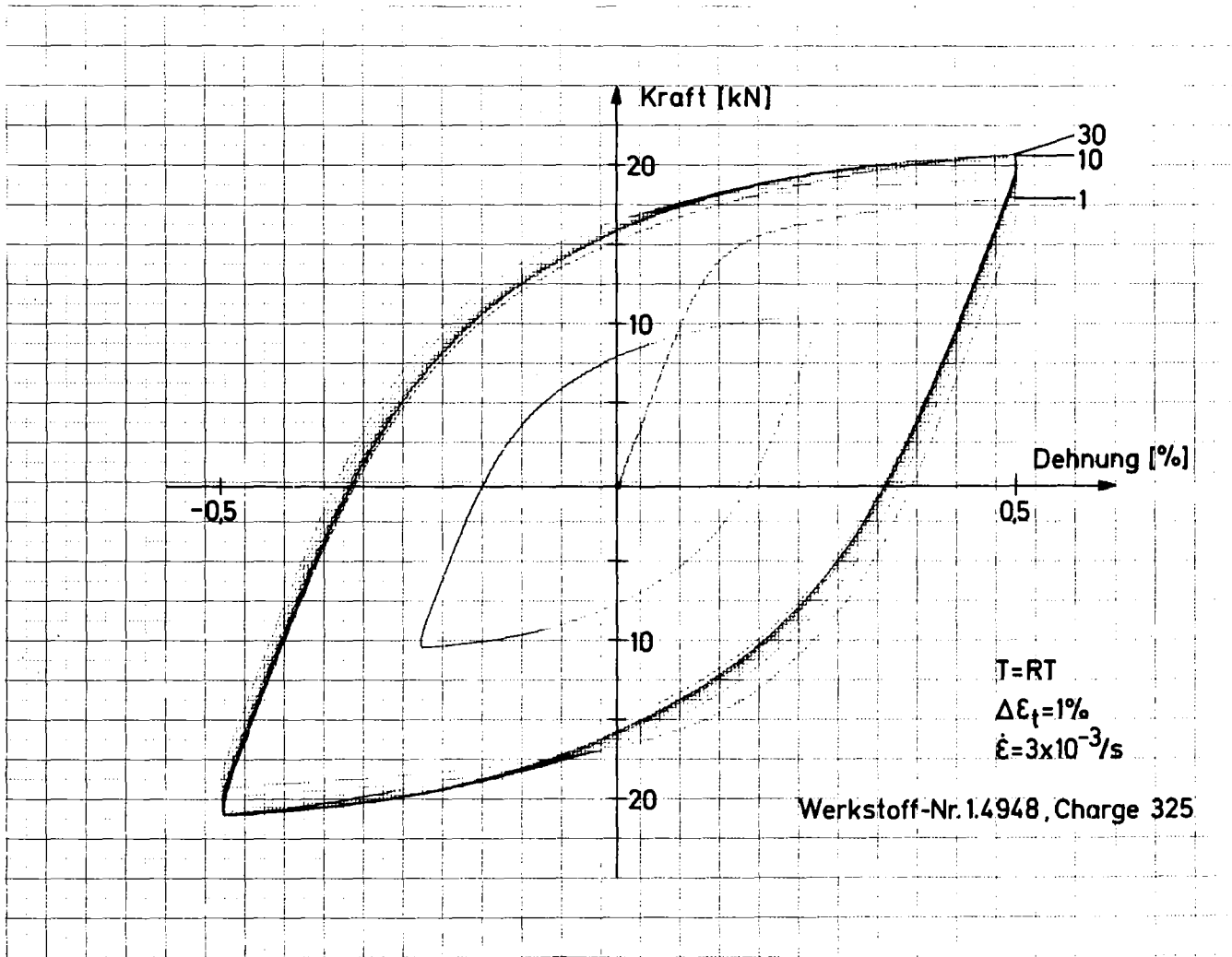


Abb. 7 Kraft-Dehnungsdiagramm als Funktion der Zyklenzahl (Raumtemperatur)

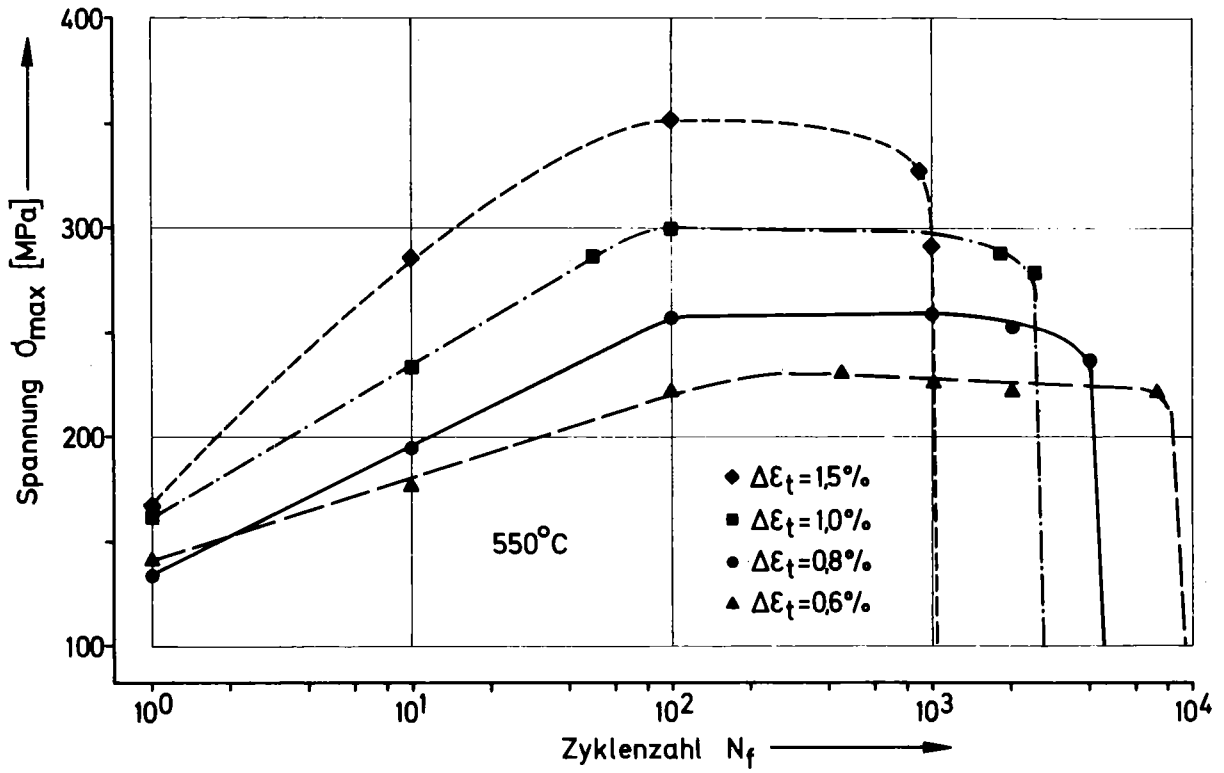


Abb. 8 Zyklisches Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, Charge 325, bei 550°C als Funktion der Zyklenzahl

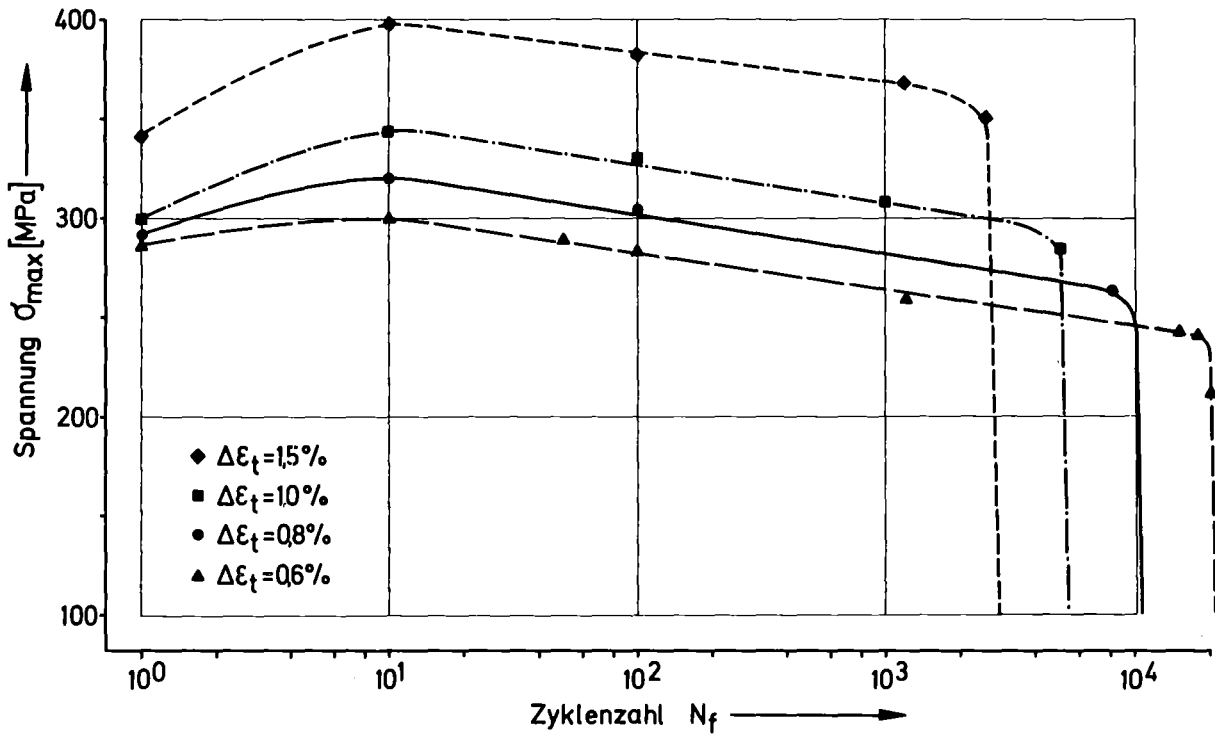


Abb. 9 Zyklische Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, Charge 325, bei RT als Funktion der Zyklenzahl

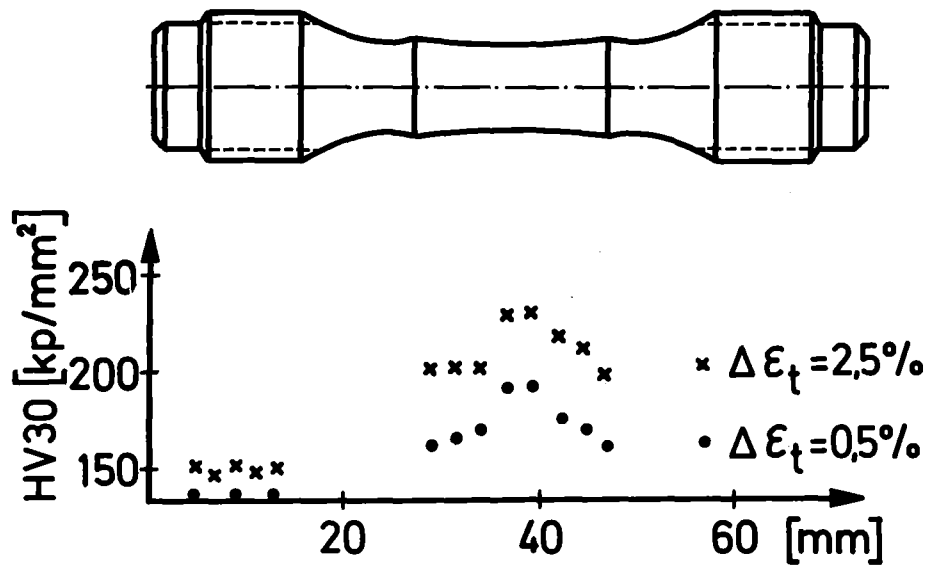


Abb. 10 Härtewerte (HV 30) des Werkstoffes 1.4948, $T = 550^{\circ}\text{C}$

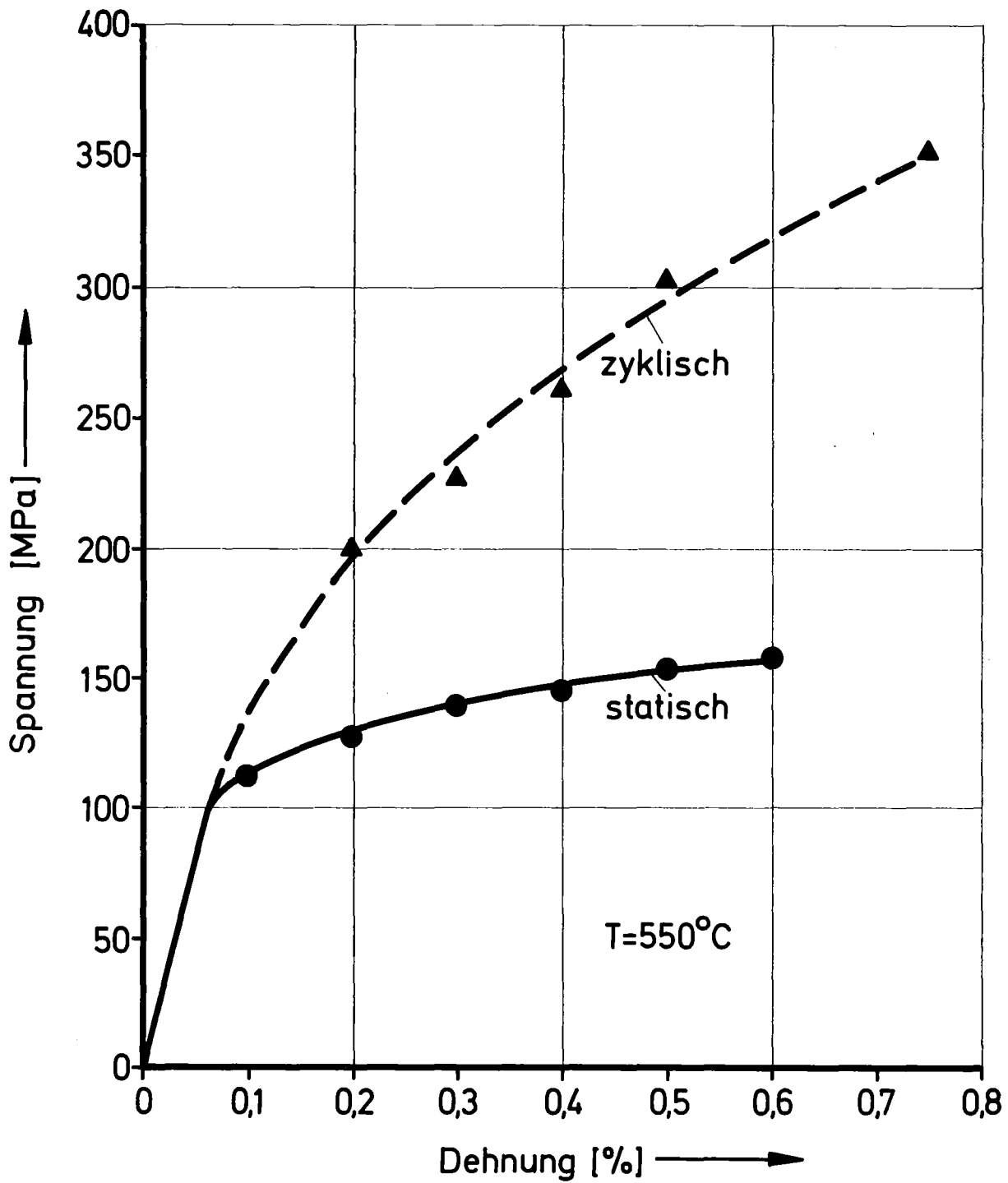


Abb. 11 Statische Fließkurve und zyklische Spannungs-Dehnungskurven des Werkstoffes 1.4948

ZYKLISCHE BELASTUNG MIT HALTEZEIT

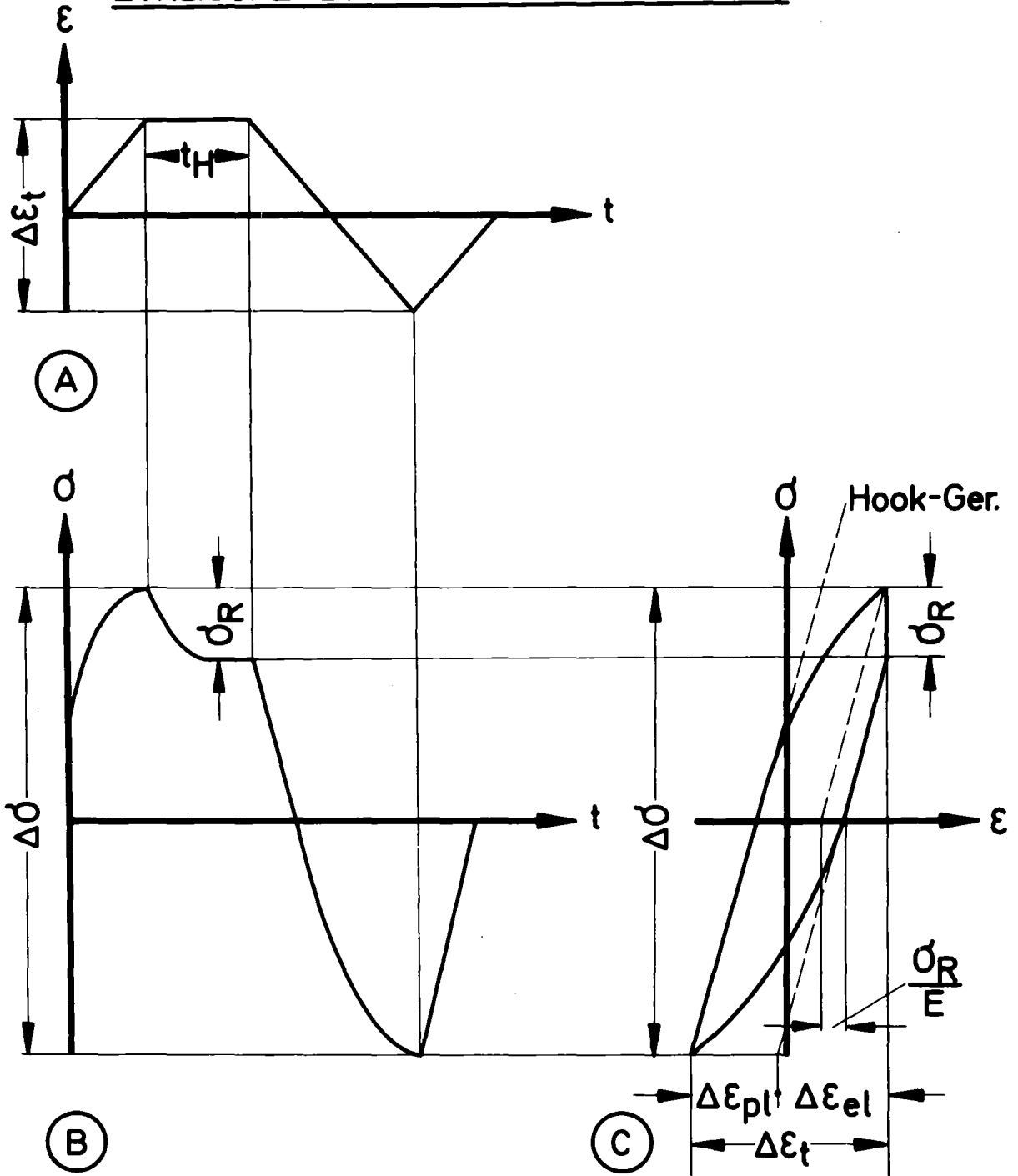


Abb. 12 Dehnungs-(A) und Spannungsverlauf (B) als Funktion der Zeit und Hysteresisschleife (C)

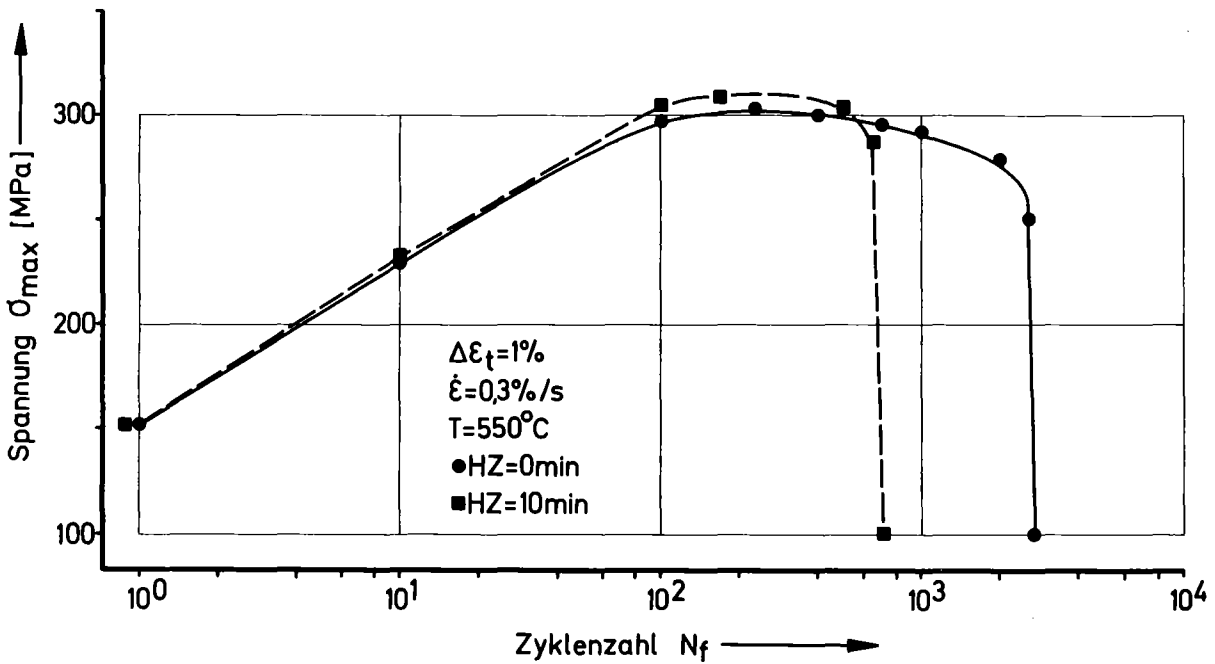
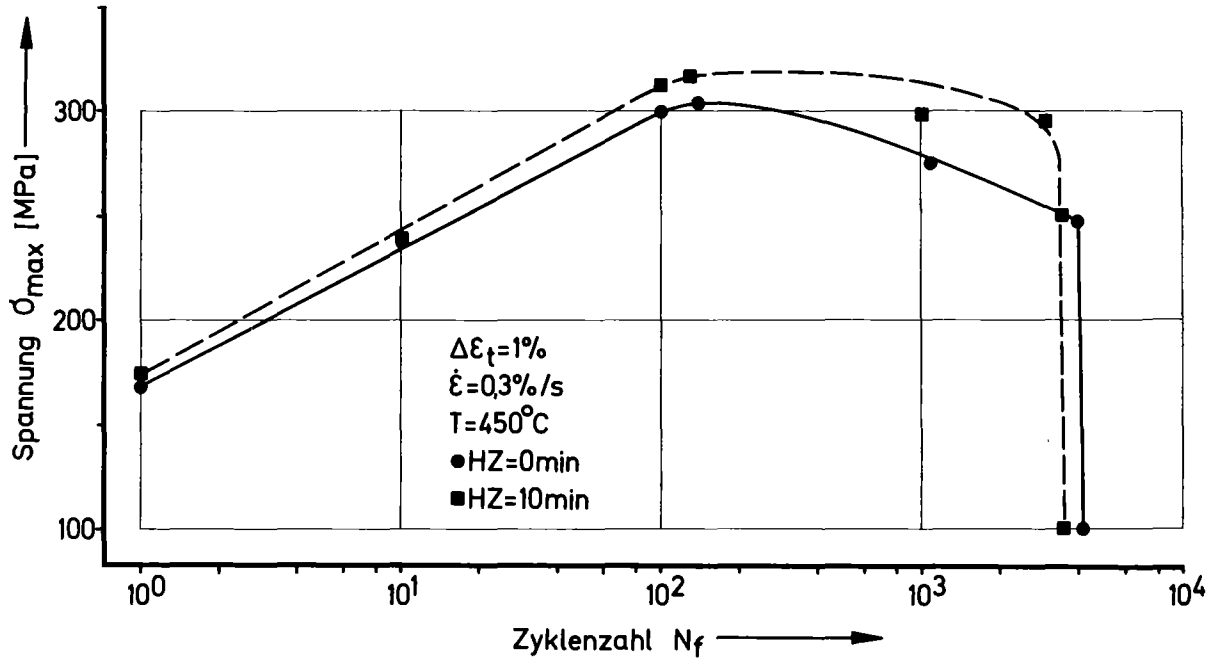


Abb. 13 Einfluß der Haltezeit (10 Minuten) auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, Charge 325, bei $450^\circ C$ und $550^\circ C$

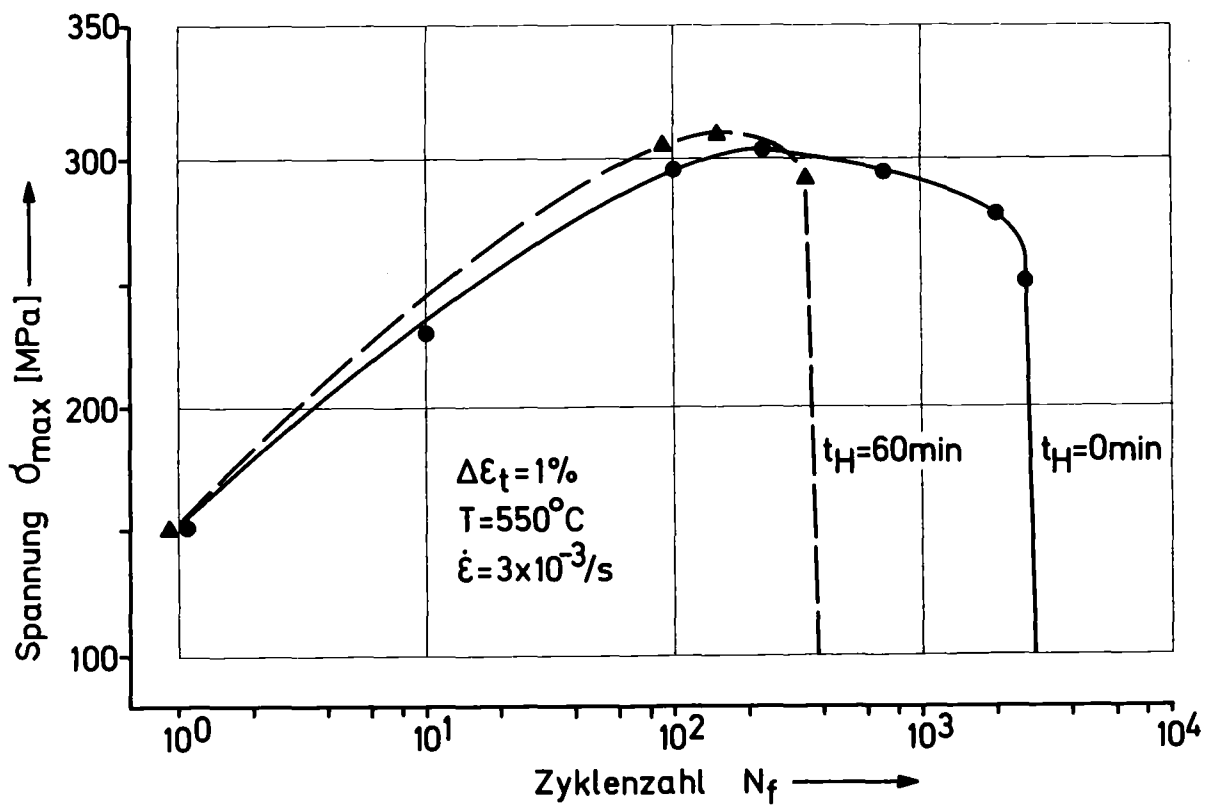
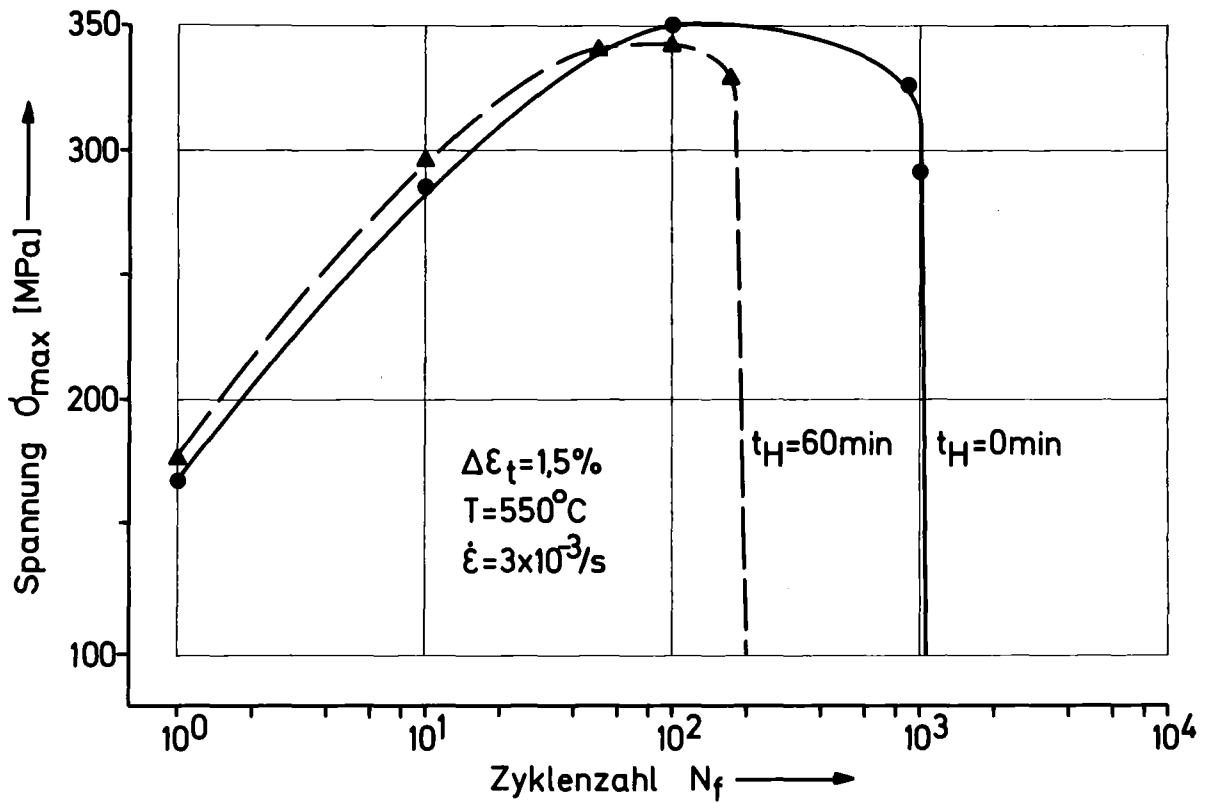


Abb. 14 Einfluß der Haltezeit (60 Minuten) auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, Charge 325, bei 1.5 und 1 % Gesamtdehnungsamplitude

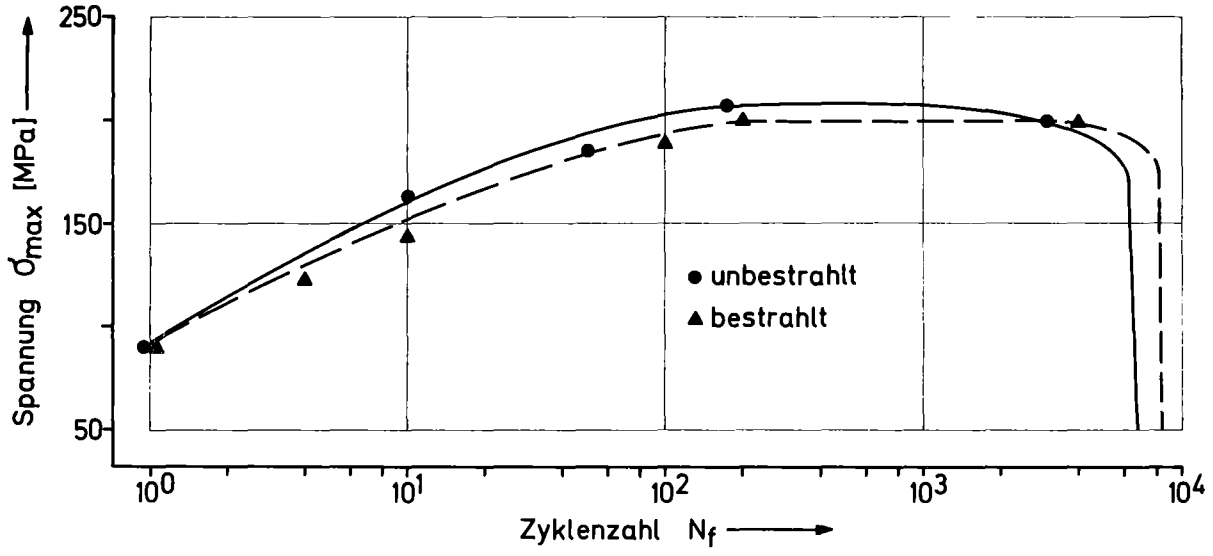


Abb. 15 Einfluß der Bestrahlung auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, Grundwerkstoff, Haltezeit: Null, ($T = 550^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t = 0.6\%$, $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$)

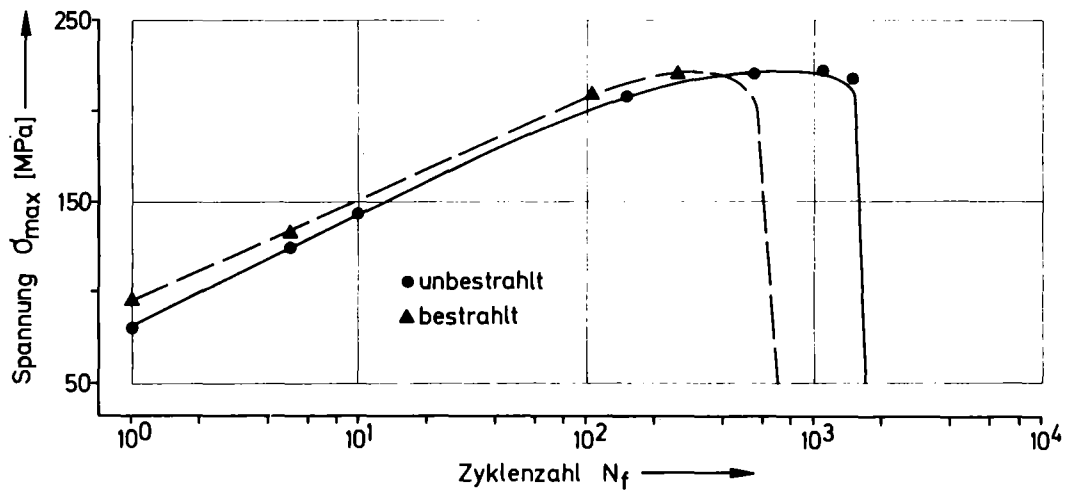


Abb. 16 Einfluß der Bestrahlung auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, Grundwerkstoff, Haltezeit : 10 Minuten, ($T = 550^\circ\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t = 0.6\%$, $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

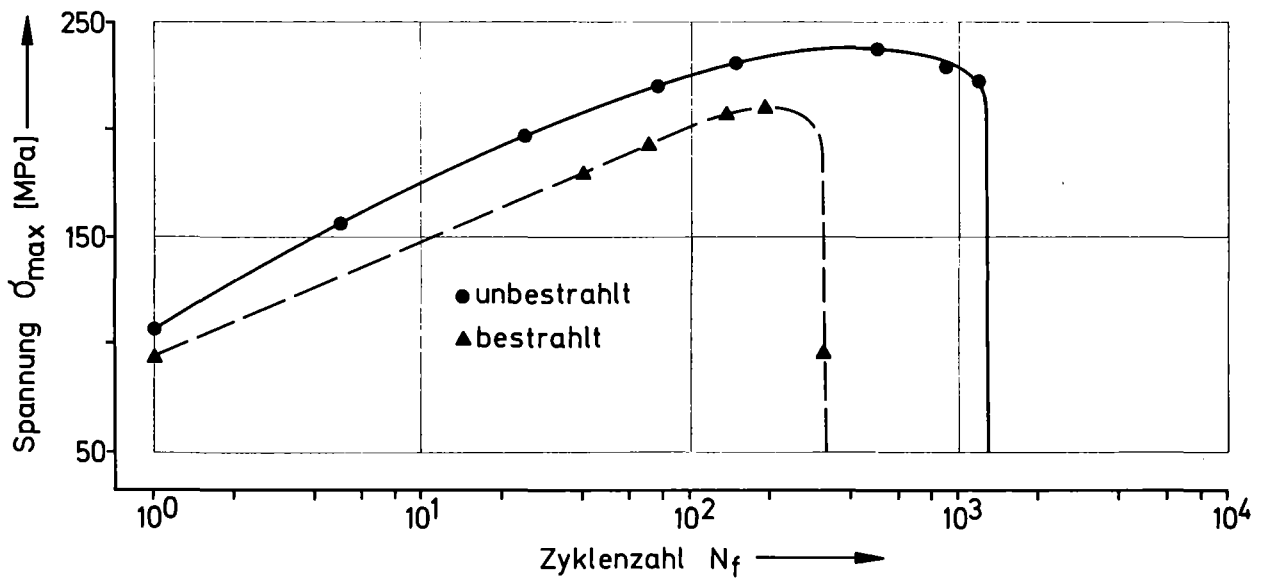


Abb. 17 Einfluß der Bestrahlung auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, Grundwerkstoff, Haltezeit: 60 Minuten, ($T = 550^{\circ}\text{C}$, $\Delta\epsilon_t = 0.6\%$, $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

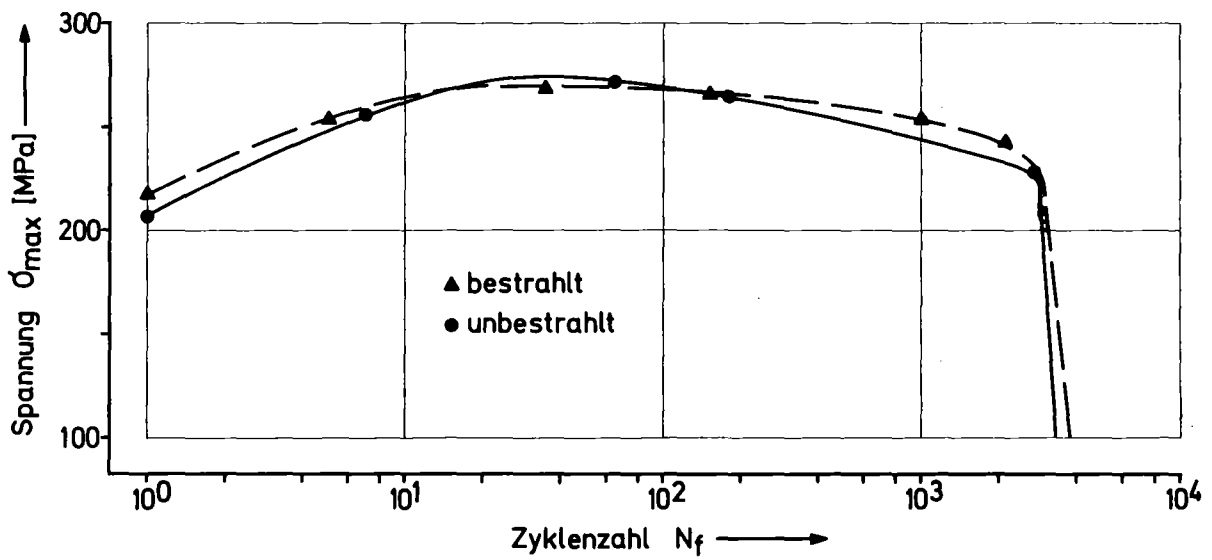


Abb. 18 Einfluß der Bestrahlung auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, geschweißtes Material, Haltezeit: Null, ($T = 550^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t = 0.6\%$, $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

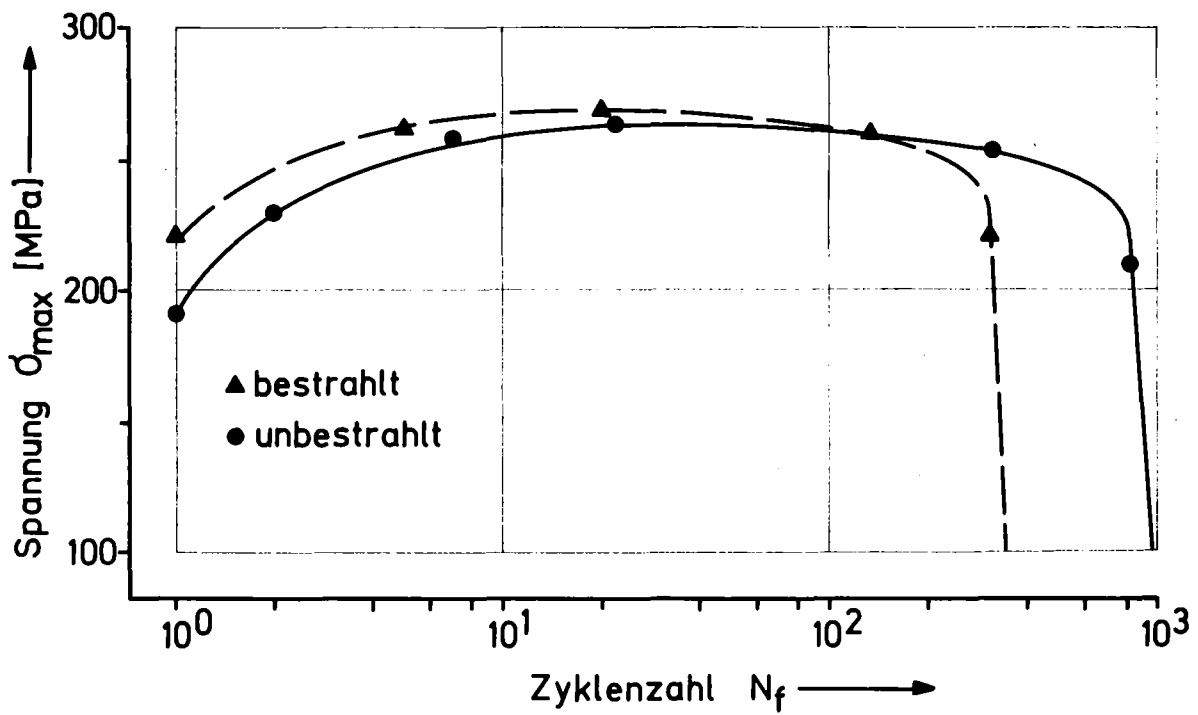


Abb. 19 Einfluß der Bestrahlung auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, geschweißtes Material, Haltezeit: 10 Minuten, ($T = 550^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t = 0.6\%$, $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

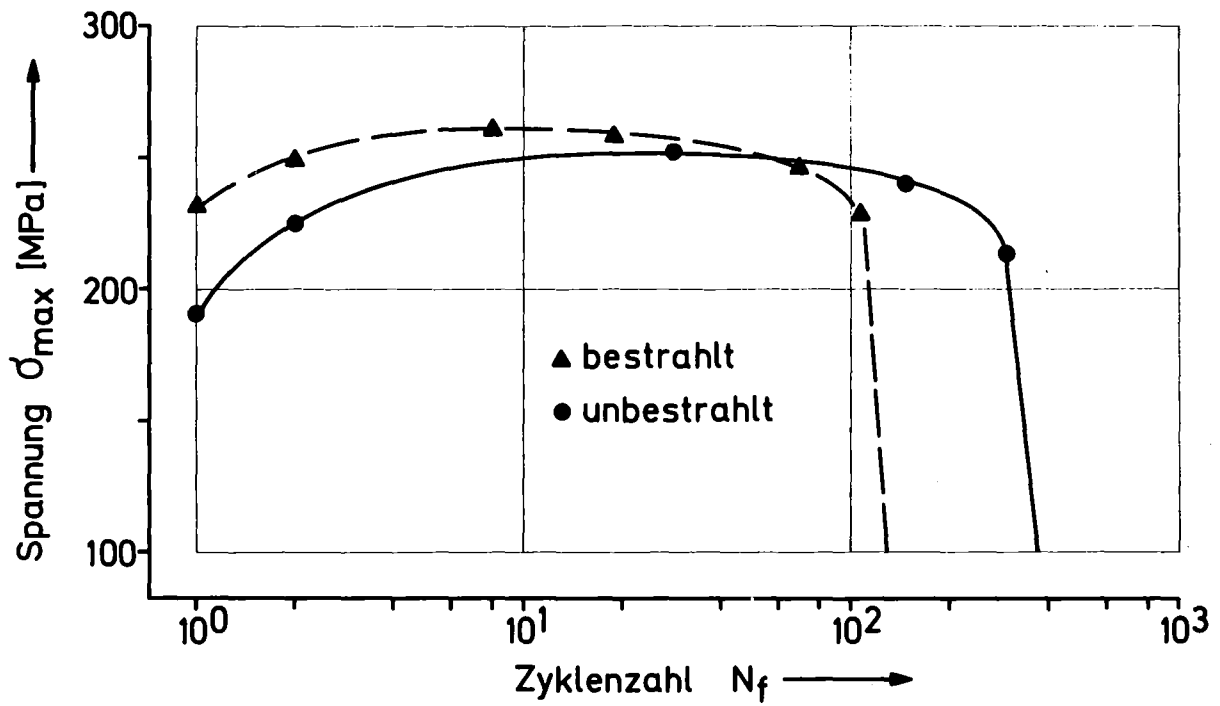


Abb. 20 Einfluß der Bestrahlung auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes 1.4948, geschweißtes Material, Haltezeit: 60 Minuten, ($T = 550^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t = 0.6\%$, $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)



Abb. 21 Gefügebild des Werkstoffes 1.4948 (unbeanspruchtes Material, 50x)

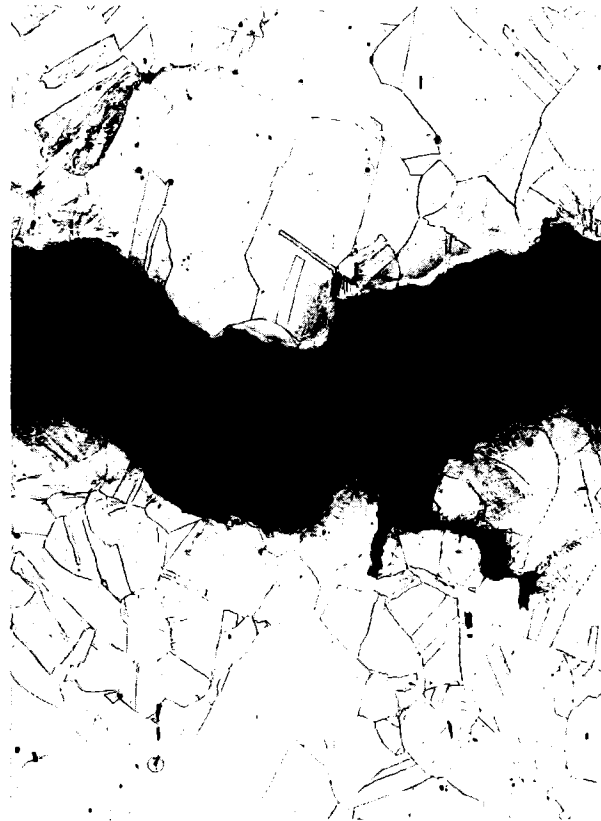


Abb. 22 Gefügebild des Werkstoffes 1.4948 (Bruchzone: 100x, T = 550 °C, Haltezeit: Null)

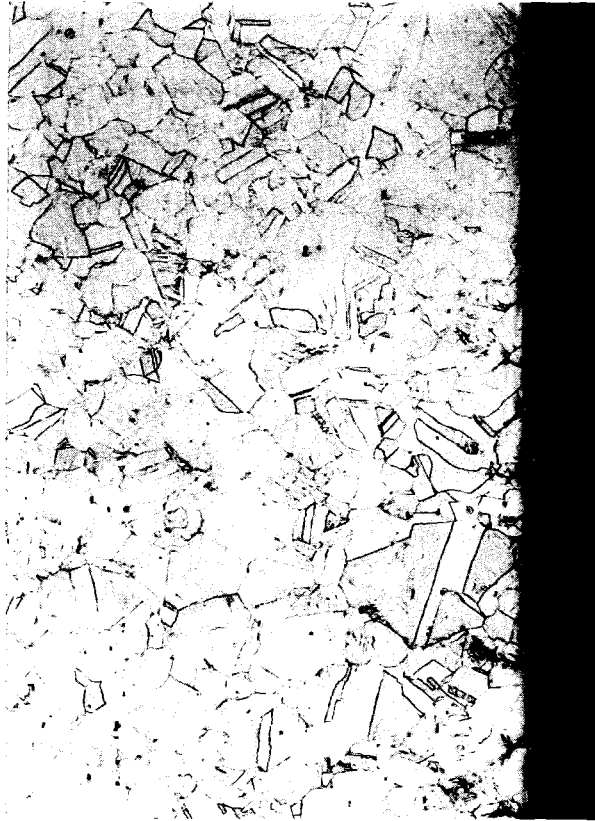


Abb. 23. Gefügaufnahme des Werkstoffes 1.4948 (Meßlänge: 50x, T = 550 °C, Haltezeit: Null)



Abb. 24. Gefügaufnahme des Werkstoffes 1.4948 (Meßlänge: 50x, T = 550 °C, Haltezeit: Null)

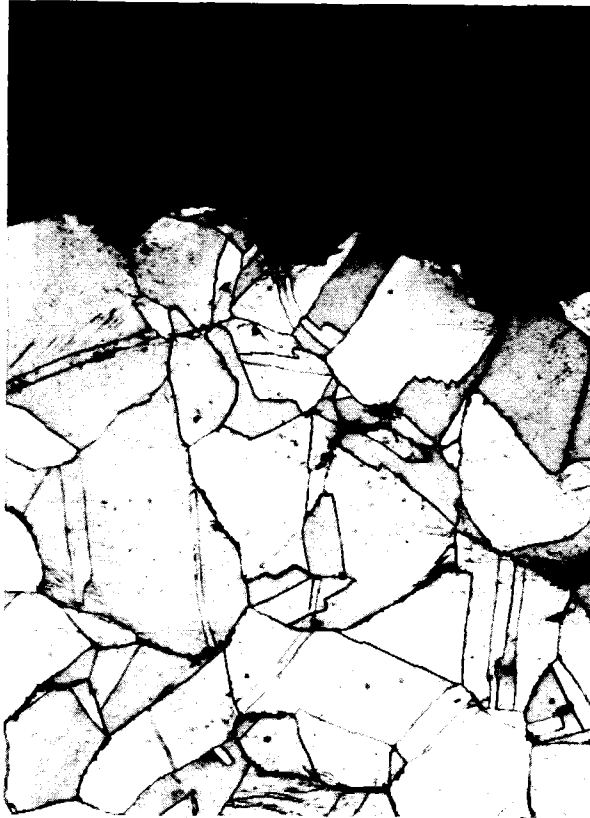


Abb. 25 Gefügebild des Werkstoffes 1.4948 (Bruchzone: 200x, T = 550 °C, Haltezeit: 30 Minuten)



Abb. 26 Gefügebild des Werkstoffes 1.4948 (Meßlänge: 500x, T = 550 °C, Haltezeit: 30 Minuten)

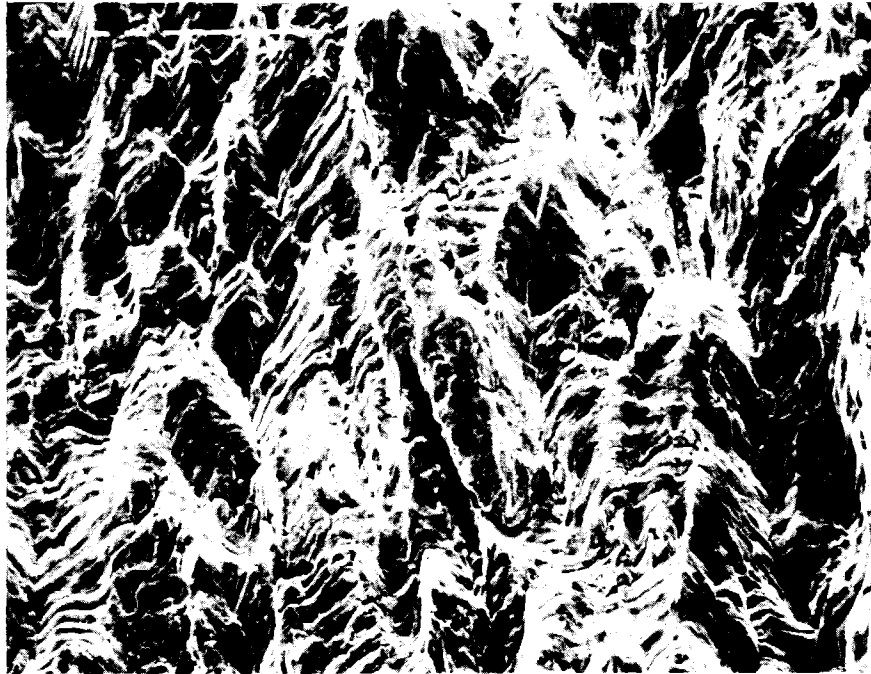


Abb. 27 Ermüdungsbruchfläche des Werkstoffes 1.4948
(200x, T = 550 °C, Haltezeit: Null)

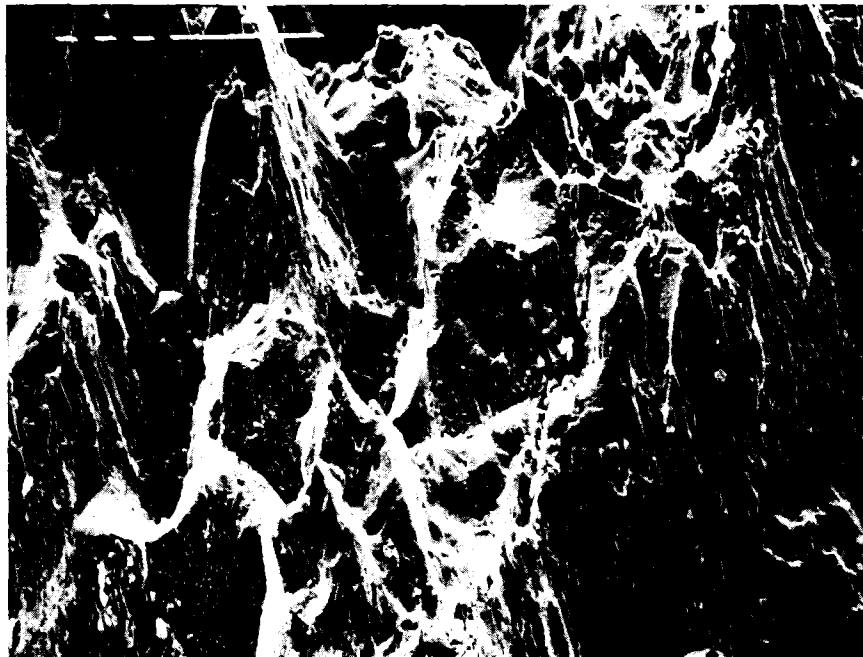


Abb. 28 Ermüdungsbruchfläche des Werkstoffes 1.4948
(200x, T = 550 °C, Haltezeit: 10 Minuten)