



Forschungszentrum Karlsruhe
Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 5659

**Hochtemperatur-Ermüdungs-
verhalten des austenitischen
EFR-Strukturwerkstoffes
316 L(N), DIN 1.4909**

M. Pfeifenroth, R. Schmitt

Institut für Materialforschung
Projekt Nukleare Sicherheitsforschung

März 1997

Forschungszentrum Karlsruhe

Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 5659

**Hochtemperatur-Ermüdungsverhalten des
austenitischen EFR-Strukturwerkstoffes
316 L(N), DIN 1.4909**

M. Pfeifenroth, R. Schmitt

Institut für Materialforschung
Projekt Nukleare Sicherheitsforschung

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

1997

**Als Manuskript gedruckt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor**

**Forschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe**

ISSN 0947-8620

KURZFASSUNG

Das Ermüdungsverhalten des Werkstoffes DIN 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) ist im Temperaturbereich von 400 - 750°C untersucht worden. Die Belastung war dehnungsgeregelt dreiecksförmig mit jeweils konstanter Gesamtdehnungsamplitude zwischen 0.4 und 1.5% mit einer Dehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3}$ /s. Verwendet wurden Proben mit hourglass-förmiger Meßlänge.

Im Vergleich zu früher ermittelten Daten gleichen Werkstoffes, aber anderer Charge (Krupp-Charge), weist die Creusot-Marrel-Charge für Temperaturen >550°C bei rein zyklischer Beanspruchung eine höhere Ermüdungsfestigkeit auf.

Beim Aufbringen einer zusätzlichen Kriechbelastung (kombinierte Kriech- und Ermüdungsbeanspruchung) ist zu beobachten, daß die Bruchlastwechselzahlen an Creusot-Marrel-Material mit zunehmender Haltezeit stärker abnehmen als bei der Krupp-Charge.

Bei Haltezeitversuchen zeigt die Creusot-Marrel-Charge eine kürzere Lebensdauer als nach der Summenregel des ASME-Codes vorausgesagt.

High temperature low cycle fatigue behaviour of the austenitic EFR-structure-material 316 L(N), DIN 1.4909

ABSTRACT

Low cycle fatigue behaviour on material DIN 1.4909 (Creusot-Marrel-heat) has been determined in temperature range of 400 up to 750°C. A triangular wave form with constant total strain ranges between 0.4 and 1.5% at a constant strain rate of $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3}$ /s were employed. Specimens with hourglass-shaped gauge length have been used.

For temperatures above 550°C, Creusot-Marrel-heat shows a higher cyclic life-time as compared to data, which have been investigated earlier on a similar heat (Krupp-heat).

Introducing additional creep-damage (combined creep-fatigue damage) causes a more pronounced reduction of number of cycles to fracture on Creusot-Marrel-heat in comparison with Krupp-heat.

Concerning hold-time tests, experimental data on Creusot-Marrel-heat are smaller than calculated values predicted by linear damage rule of the ASME-Code.

Gliederung

1 Einleitung	3
2 Material	3
2.1 Probenherstellung	3
2.2 Probenform	6
2.3 Versuchsdurchführung	7
3 Versuchsergebnisse	10
3.1 Versuche ohne Haltezeit	10
3.2 Versuche mit Haltezeit	16
4. Diskussion der Ergebnisse	18
4.1 Versuche ohne Haltezeit	18
4.2 Versuche mit Haltezeit	22
4.3 Versuche zur Überprüfung und Weiterentwicklung von Verformungs- und Schädigungsmodellen	30
5. Literatur	33
3 Tabellen	
26 Abbildungen	

1. Einleitung

Zur Bestimmung von Auslegungskurven für einen Europäischen Großbrüter EFR (European Fast Reactor) sind im Rahmen eines europäischen Gemeinschaftsprogramms Ermüdungsversuche an dem austenitischen Strukturwerkstoff 1.4909 mit und ohne Haltezeiten bei Temperaturen von 400-750°C und Dehnungsamplituden von 0.4-1.5% durchgeführt worden.

2. Material

Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes DIN 1.4909, (Creusot-Marrel-Charge), X2 CrNiMoN 17-12-2 geht aus der Tabelle 1 hervor. Man erkennt, daß alle Elemente der Charge innerhalb der Spezifikation liegen und die Creusot-Marrel-Charge deshalb als charakteristisches 316L SPH-Material angesehen werden kann. Dieses Material ist dadurch gekennzeichnet, daß gegenüber den kommerziellen Stählen AISI 316 der Kohlenstoff-Gehalt wegen einer besseren Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion abgesenkt wurde. Gleichzeitig erfolgte eine Erhöhung des Stickstoff-Anteils, um eine höhere Festigkeit und eine bessere Alterungsbeständigkeit zu erzielen.

2.1 Probenherstellung

Das Probenmaterial lag im lösungsgeglühten Zustand (1100°C) in Plattenform mit den Abmessungen 1000x1000x40 mm vor. Die Proben wurden gemäß Schnittplan (Abb. 1) entnommen, wobei ein Teil der Platte auch für Zeitstandproben Verwendung fand [1].

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung DIN 1.4909, Creusot-Marrel-Charge, (Gew.-%)

Element	Spezifikation Typ 316L SPH ^①	Hersteller -Analyse ^②
C	≤ 0.03	0.025
Si	≤ 0.50	0.30
Mn	1.60-2.00	1.79
Cr	17.00-18.00	17.43
Ni	12.00-12.50	12.44
Mo	2.30-2.70	2.40
S	≤ 0.025	0.0008
P	≤ 0.035	0.021
B	≤ 20 ppm	9 ppm
N	0.060-0.080	0.078
Co	≤ 0.25	0.024
Cu	≤ 1.00	0.10

① gemäß RCC - MR-Spezifikation für 5-100 mm dicke Platten

② Abnahmezeugnis Firma Creusot-Marrel

DIN 1.4909 Creusot-Marrel, Charge: 11477, Nr.: 26214

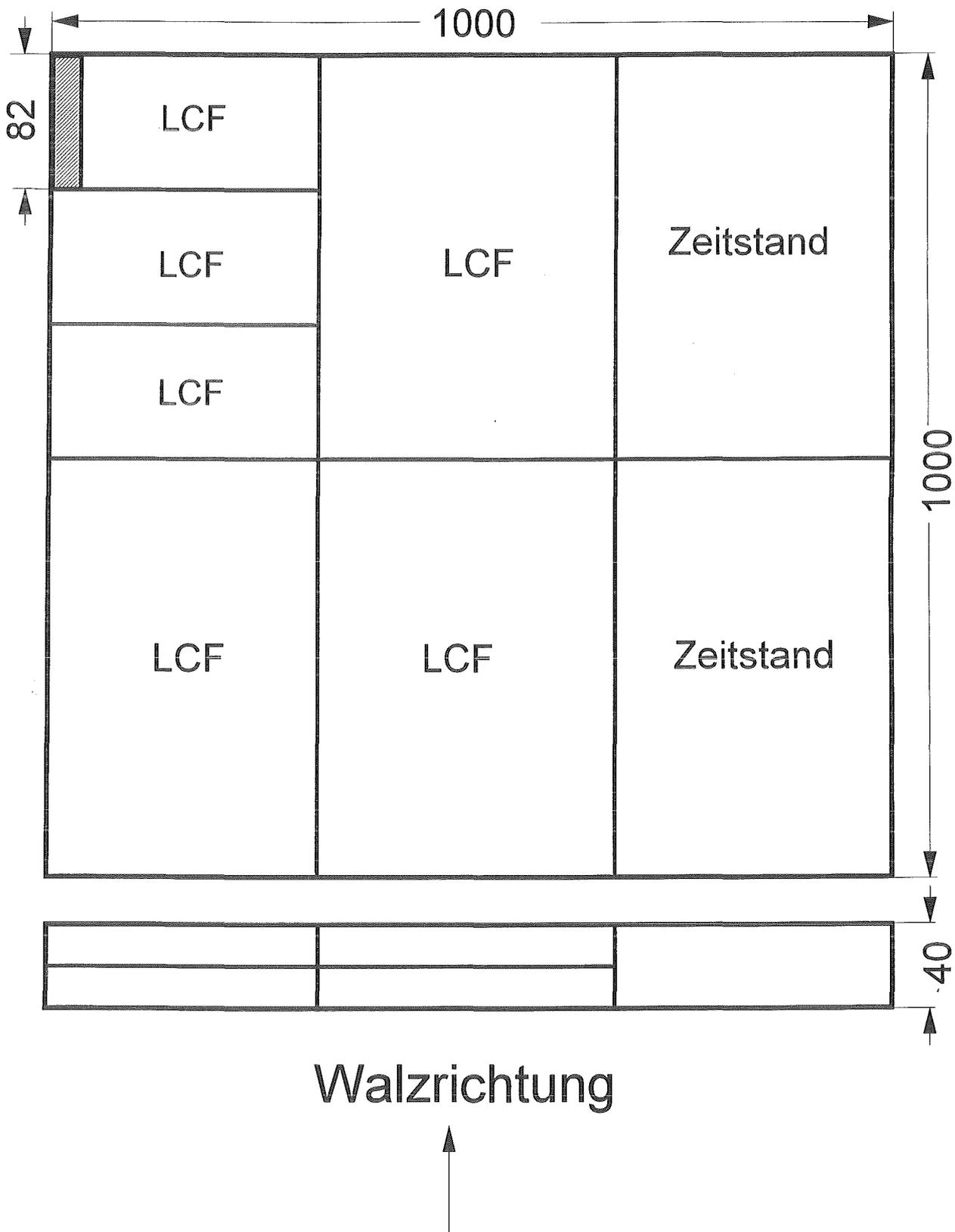


Abb. 1 Schnittplan für Entnahme der Ermüdungs- und Zeitstandproben

2.2 Probenform

Aus Rohlingen 20 x 20 x 82 mm wurden Ermüdungsproben hergestellt, wobei die Entnahme parallel zur Walzrichtung, wie in Abb. 1 angezeigt, erfolgte. Die Proben wurden anschließend geschliffen, um die Oberflächenrauigkeit auf ein Mindestmaß zu beschränken. Auf diese Weise konnte eine Rauhtiefe r_{\max} von $<1.5\mu\text{m}$ erreicht werden. Ein möglichst kleiner Wert für die Rauhtiefe ist deshalb anzustreben, weil bei Ermüdungsversuchen die Entstehung von Mikrorissen durch Oberflächendefekte (Kerben, Riefen u.a.) beschleunigt wird. Der Rundlauffehler, bedingt durch die vorhandene Achsabweichung in der Probenmitte, beläuft sich auf ≤ 0.02 mm.

Die in Abb. 2 dargestellte GRIM-Vollprobe¹ ist 77 mm lang. Zwei Meßkragen, welche die Meßlänge von 21 mm begrenzen, dienen zur Befestigung des Dehnungsaufnehmers. Der Durchmesser in der Mitte der Probe beträgt 8,8 mm. Die Meßlänge ist hourglass-förmig ausgebildet einem Radius von 100 mm, so daß die Hauptverformung auf eine schmale Materialzone beschränkt bleibt und damit gewährleistet ist, daß der Bruch immer in der Probenmitte auftritt. Außerdem ist durch diese Formgebung sichergestellt, daß auch größere Druckkräfte ohne Ausknicken aufgebracht werden können.

¹ Die Bezeichnung GRIM entstammt aus einer früheren Zusammenarbeit im Rahmen des Projektes Schneller Brüter zwischen GfK-Karlsruhe (heute FZK), RCN-Petten (heute ECN), Interatom-Köln (heute Siemens-KWU) und Metaalstituut TNO-Apeldoorn.

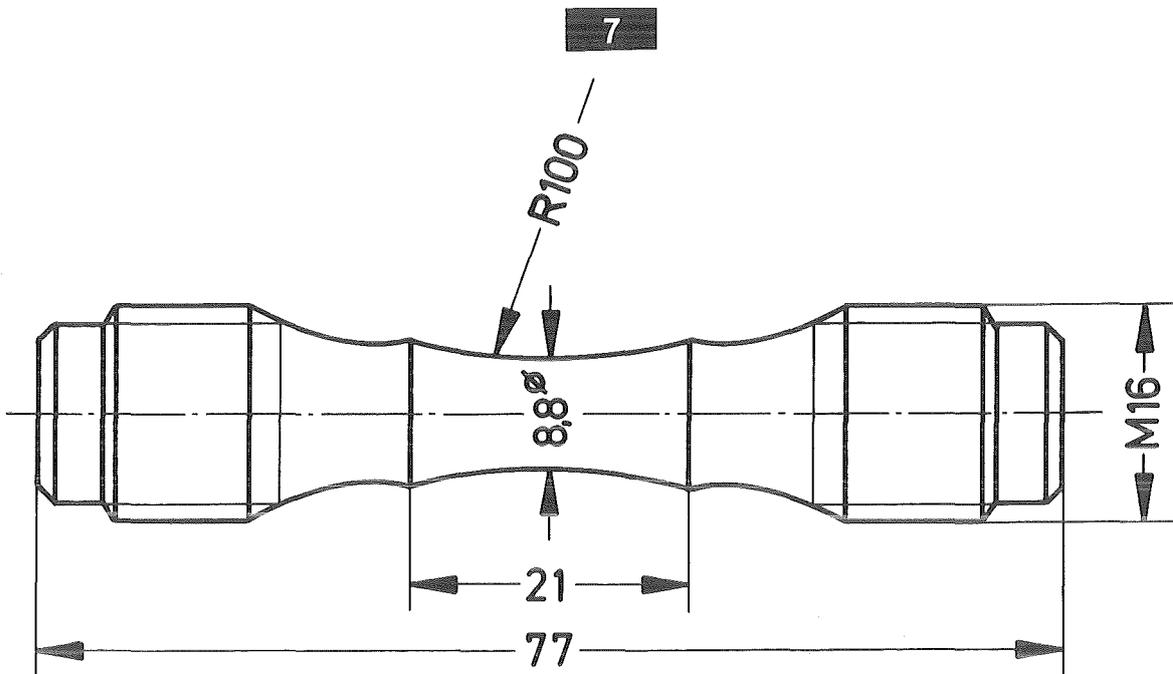


Abb. 2 GRIM-Probe für Ermüdungsversuche

2.3 Versuchsdurchführung

Die Ermüdungsversuche wurden auf einer servohydraulischen Prüfmaschine mit ± 100 kN durchgeführt, die in Abb. 3 rechts zu sehen ist.

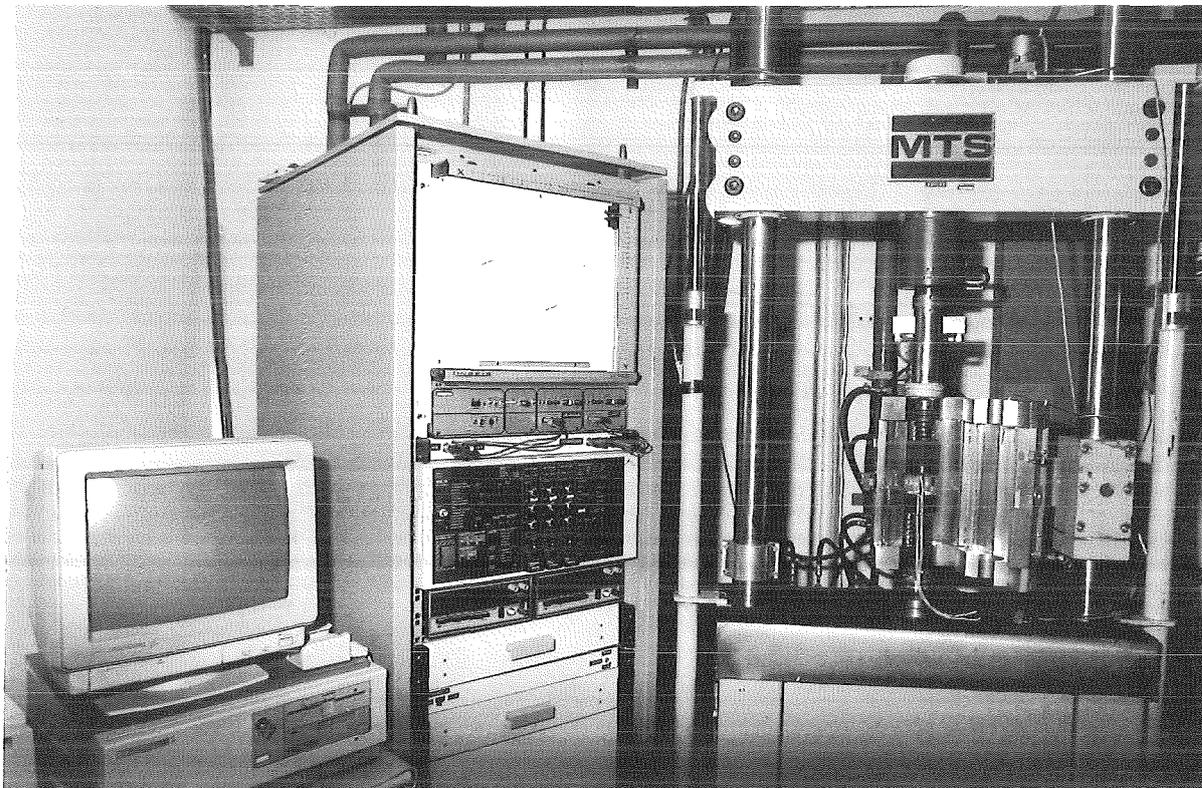


Abb. 3 Computergesteuerte hydraulische LCF-Prüfmaschine mit Hochtemperaturofen

Die Konsole links enthält im unteren Teil die elektronische Steuer- und Regleinrichtung für die Prüfmaschine, während der X-Y-Schreiber oben zur analogen Aufzeichnung von Hysteresisschleifen und Relaxationskurven dient. Auf der linken Seite ist der PC zu sehen, der die Erzeugung des Sollwert-Signals, die Datenspeicherung und Auswertung übernimmt.

Für die Versuche wird ein Hochtemperaturofen verwendet, der in Abb. 4 dargestellt ist. Es handelt sich um einen Strahlungsofen mit vier Quarzlampen, der ein Aufheizen bis 800°C in relativ kurzer Zeit ermöglicht.

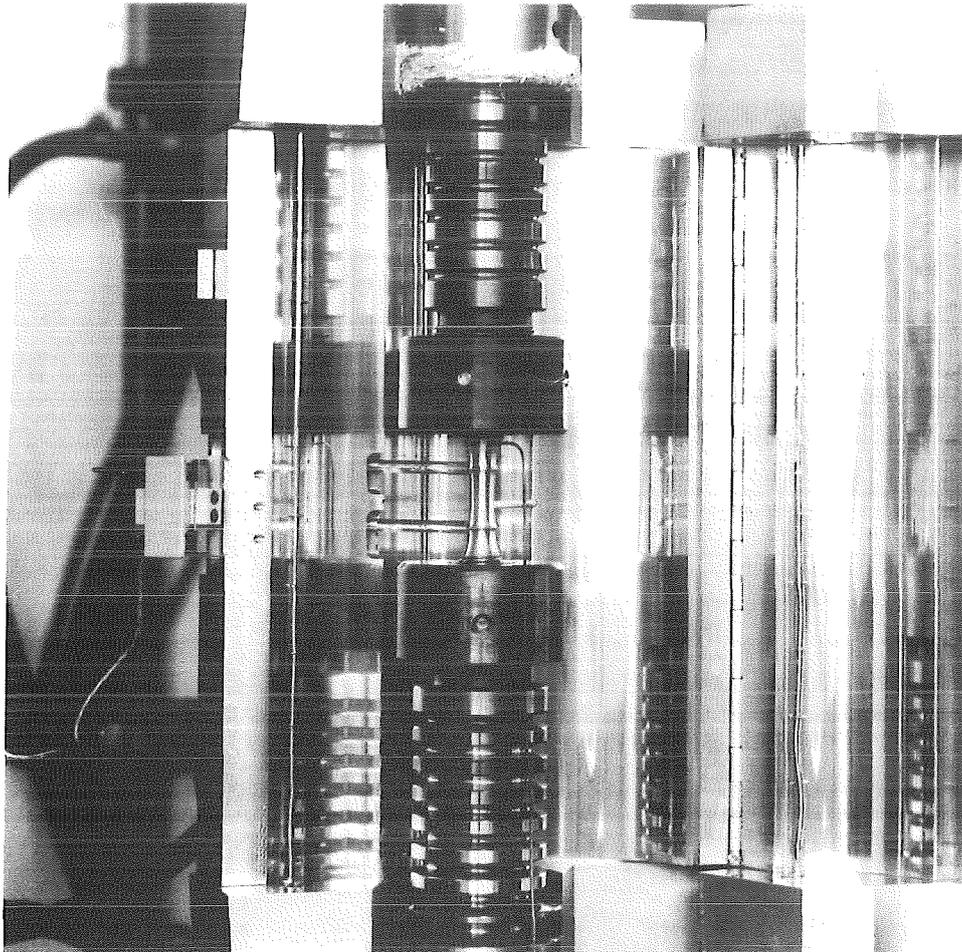


Abb. 4 Hochtemperaturofen (geöffnet) mit Einspannung, Probe und Dehnungsaufnehmer

Die Fläche hinter den Lampen besteht aus elliptischen Aluminium-Reflektoren, so daß die Strahlung in der Probenachse reflektiert wird. Die Temperatur wird durch ein PtRh-Pt-Thermoelement geregelt, das außerhalb des oberen Meßkragens mit einem Punktschweißgerät befestigt ist. Ein zweites Thermoelement dient zur Temperaturkontrolle während des Versuchs.

Die Dehnungsmessung erfolgt in axialer Richtung direkt an den beiden Meßkragern der Probe. Dazu wird ein Dehnungsaufnehmer mit zwei Quarzarmen verwendet, der in Abb. 5 rechts vergrößert zu sehen ist. Die beiden Quarzarme die am Ende jeweils eine Einkerbung aufweisen (Abb. 5 links), werden an den zwei Kragern der Probe befestigt. Die Verwendung von Quarz stellt sicher, daß Fehler durch thermische Ausdehnung und Wärmeableitung von der Probe minimiert werden.

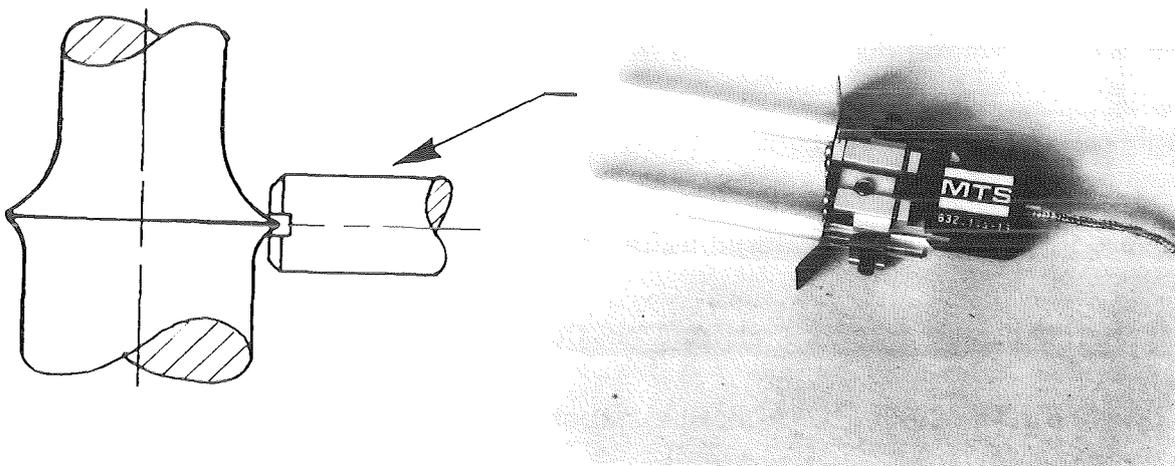


Abb. 5 Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmer mit Quarzarmen

Der Aufnehmer wurde gemäß ASTM-Standard E83-67 kalibriert. Für die maximal zulässigen Abweichungen bei der Dehnungsmessung existieren vier Klassen:

B - 1	0.00 - 0.01%
B - 2	0.01 - 0.02%
C	0.02 - 0.10%
D	0.10 - 1.00%

Bezogen auf die Meßlänge von 21 mm wurde ein maximaler Fehler von 0.0095% gemessen. Damit kann der Aufnehmer in Klasse B-1 eingestuft werden.

Die Ermüdungsversuche wurden mit einer Dehnungsgeschwindigkeit von $3 \cdot 10^{-3}/s$ durchgeführt. Das Sollwertsignal ist eine Dreiecksfunktion.

3. Versuchsergebnisse

3.1 Versuche ohne Haltezeit

Die Abb. 6 und 7 zeigen die Ergebnisse der Ermüdungsversuche, wobei die Abhängigkeit der Bruchlastwechselzahl N_f von der Gesamtdehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_t$ bei verschiedenen Temperaturen aufgetragen worden ist. Im doppellogarithmischen Maßstab erkennt man, daß bei Dehnungsamplituden von 1.5 bis 0.4% sowohl für $T= 400-500^\circ\text{C}$ (Abb. 6) als auch im Hochtemperaturbereich $550-750^\circ\text{C}$ (Abb. 7) annähernd eine lineare Zunahme der $\log N_f$ -Werte mit abnehmender Gesamtdehnungsamplitude $\log \Delta\varepsilon_t$ zu beobachten ist.

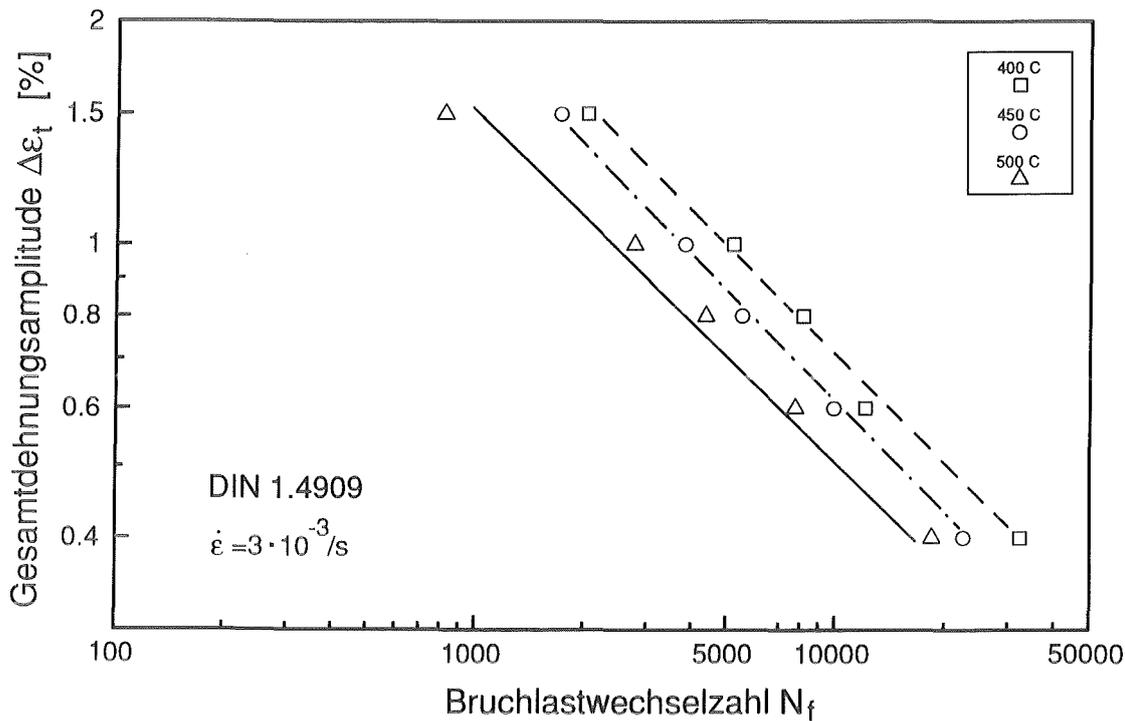


Abb. 6 Bruchlastwechselzahl des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) in Abhängigkeit von Gesamtdehnungsamplitude und Temperatur ($T=400-500^\circ\text{C}$)

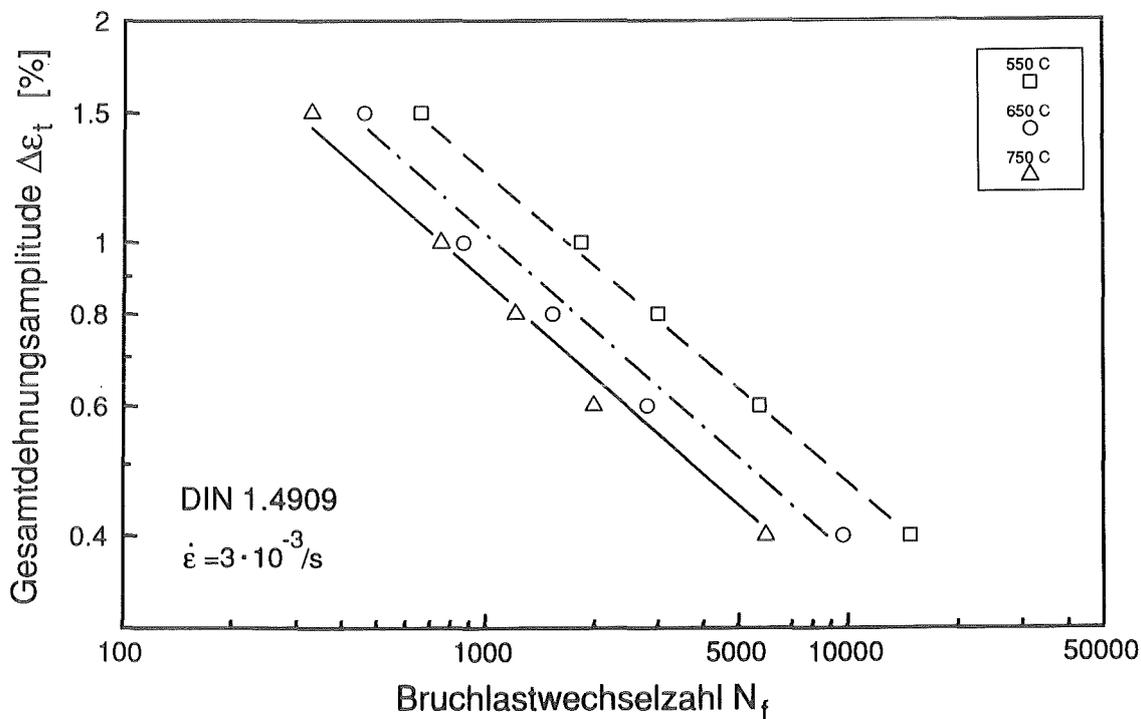


Abb. 7 Bruchlastwechselzahl des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) in Abhängigkeit von Gesamtdehnungsamplitude und Temperatur ($T=550-750^\circ\text{C}$)

Das Verformungsverhalten bei verschiedenen Temperaturen und Gesamtdehnungsamplituden ist in den Abb. 8 - 11 dargestellt. Aufgetragen sind hier die entsprechenden Zugspannungen (nach dem ersten Viertel eines Belastungszyklus) über der jeweiligen Zyklenzahl.

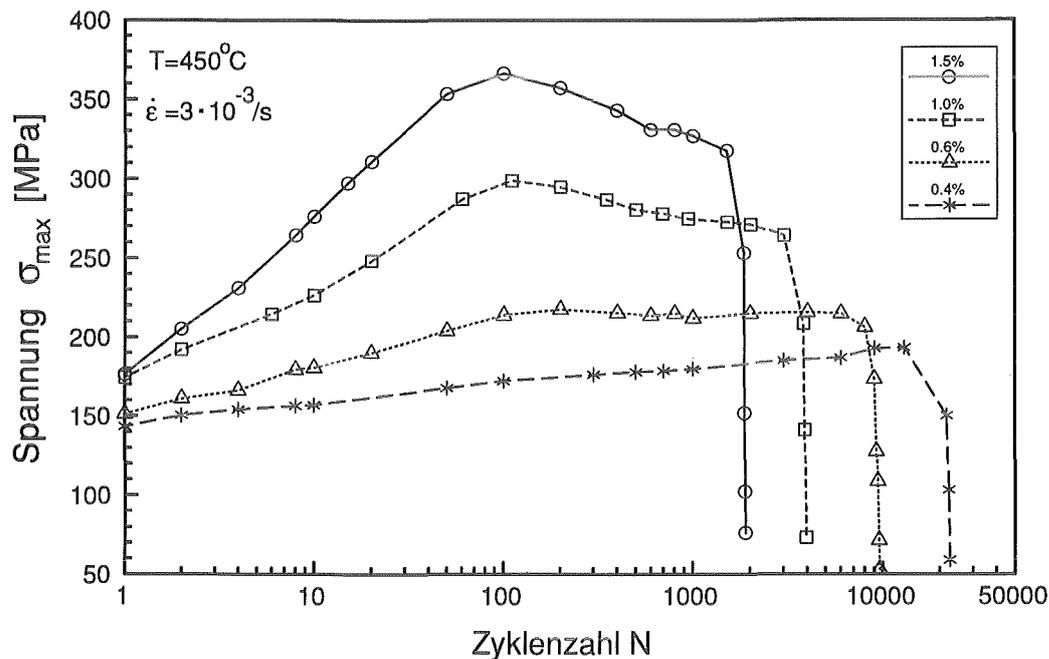


Abb. 8 Verformungsverhalten des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) bei verschiedenen Gesamtdehnungsamplituden ($T=450^{\circ}\text{C}$)

Aus Abb. 8 geht hervor, daß bei 450°C und Gesamtdehnungsamplituden von 1.5 und 1% die Spannungen bis zum 100. Zyklus ansteigen und danach unmittelbar wieder abnehmen, ehe der starke Spannungsabfall kurz vor Versuchsende auftritt. In beiden Fällen ist der höchste auftretende σ -Wert etwa doppelt so groß wie die Anfangsspannung. Bei einer Gesamtdehnung von 0.6% ist der Spannungsanstieg und -abfall weniger ausgeprägt. Ab etwa dem 100. Zyklus wird ein Sättigungszustand erreicht, bei dem sich σ bis etwa zum 6000. Zyklus relativ wenig ändert. Für $\Delta\epsilon_t = 0.4$ nehmen die σ -Werte bis kurz vor Versuchs-

kontinuierlich zu. Auf die Darstellung des zyklischen Verformungsverhaltens bei 400°C wurde verzichtet, da sich bei dieser Temperatur ein nahezu identischer σ -N-Verlauf wie bei 450°C ergibt.

Aus Abb. 9 geht hervor, daß die Zugspannungen bei 550°C und großer Dehnungsamplitude (1.5%) nach Erreichen des Maximalwertes im Vergleich zu 450°C relativ schnell abnehmen. Bei kleinen Dehnungsamplituden ist der Spannungsanstieg gegenüber 450°C stärker ausgeprägt.

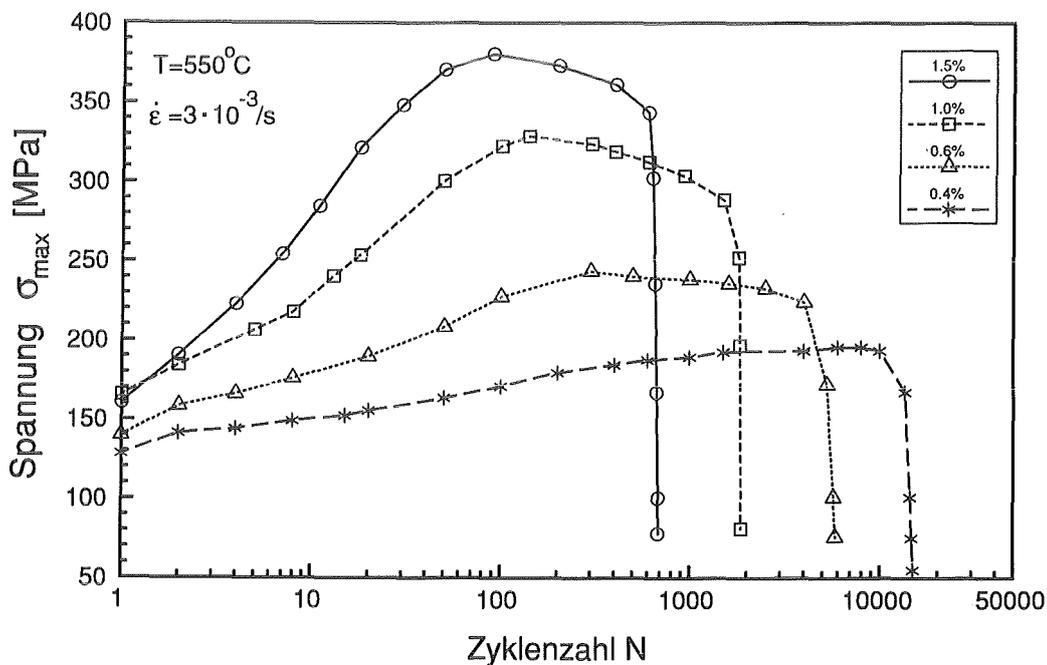


Abb. 9 Verformungsverhalten des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) bei verschiedenen Gesamtdehnungsamplituden ($T=550^{\circ}\text{C}$)

Ein im Prinzip ähnliches Verformungsverhalten ist bei 650°C zu beobachten, wie aus Abb. 10 hervorgeht.

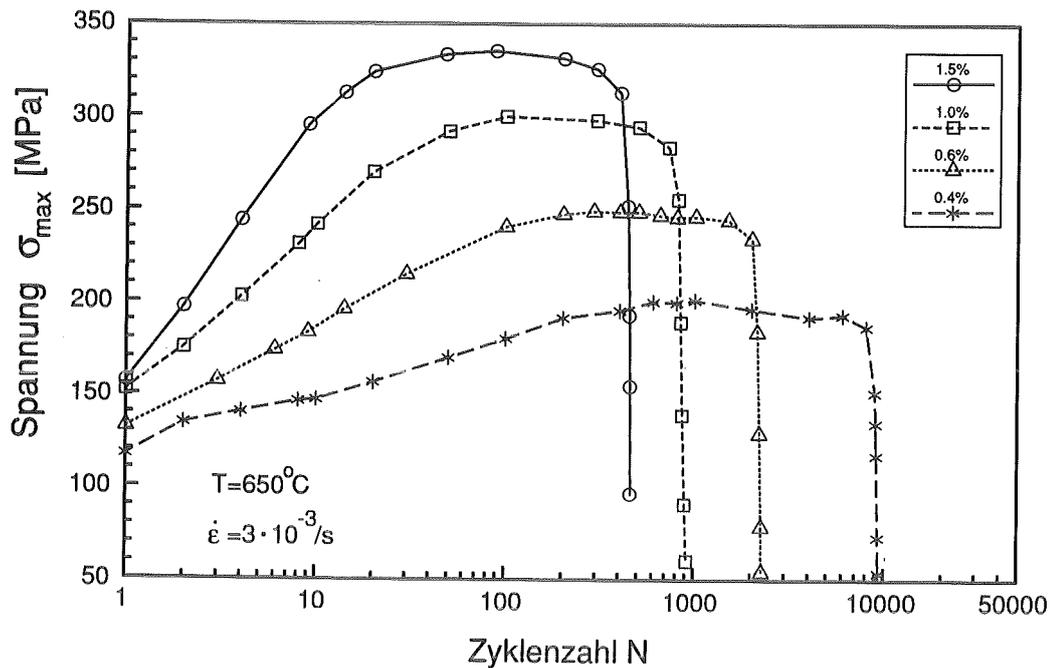


Abb. 10 Verformungsverhalten des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) bei verschiedenen Gesamtdehnungsamplituden ($T=650^{\circ}\text{C}$)

Aus Abb. 11 erkennt man, daß sich bei 750°C jeweils ein relativ konstantes Spannungsplateau einstellt, und zwar für alle Dehnungsamplituden. Weiter ist auffallend, daß im Gegensatz zu den niedrigeren Temperaturen der maximale Spannungswert früher erreicht wird (Bei der größten Dehnungsamplitude bereits nach dem 10. Zyklus).

In der Abb. 12 ist der Spannungsverlauf bei einer Gesamtdehnungsamplitude von 1% bei verschiedenen Temperaturen verglichen. Daraus geht hervor, daß die maximale Spannung bei 550°C (Quadrate) deutlich höher ist als bei 450°C (Kreise). Darauf wird bei der Diskussion der Versuchsergebnisse noch näher eingegangen.

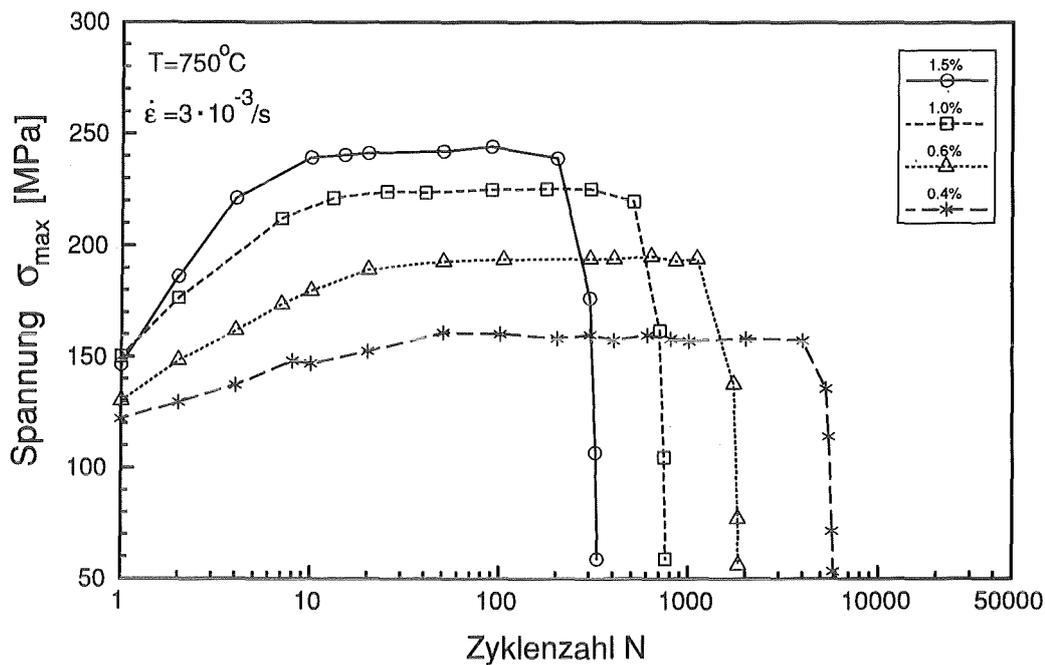


Abb. 11 Verformungsverhalten des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) bei verschiedenen Gesamtdehnungsamplituden ($T=750^{\circ}\text{C}$)

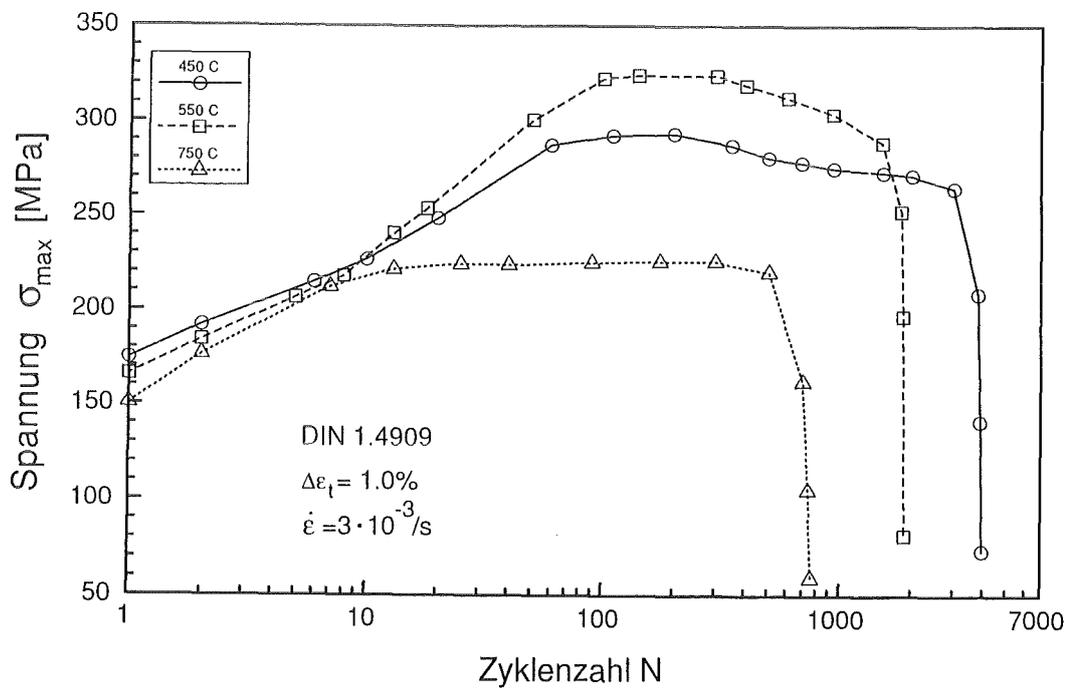


Abb. 12 Verformungsverhalten des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) bei verschiedenen Temperaturen ($\Delta\epsilon_t=1\%$)

3.2 Versuche mit Haltezeit

Die Abb. 13 zeigt die Ergebnisse der Ermüdungsversuche mit Haltezeiten bis 30 Minuten zwischen 550 und 750°C. Daraus geht hervor, daß bei 550°C die Bruchlastwechselzahlen für Haltezeit Null und eine Minute praktisch unverändert sind. Ab drei Minuten nimmt dann N_f infolge der größeren Kriechbeanspruchung stark ab und beträgt bei $t_H=30$ Minuten nur noch ein Viertel der Lastwechselzahl gegenüber der Haltezeit Null. Bei 600°C beginnt die Reduzierung von N_f zwar bereits bei einer Minute Haltezeit, doch ist die Abnahme bei langen Haltezeiten weniger stark ausgeprägt als bei 550°C. Noch geringer ist die Abnahme mit zunehmender Haltezeit bei 650°C. Schließlich zeigt sich bei 750°C, daß bei $t_H = 1$ Minute eine wesentliche Reduzierung der Bruchlastwechselzahl auftritt, während bei größeren Haltezeiten die N_f -Werte nahezu unverändert sind. Dies hat zur Folge, daß die Bruchlastwechselzahlen bei einer Haltezeit von 30 Minuten bei 550 und 750°C annähernd gleich groß sind.

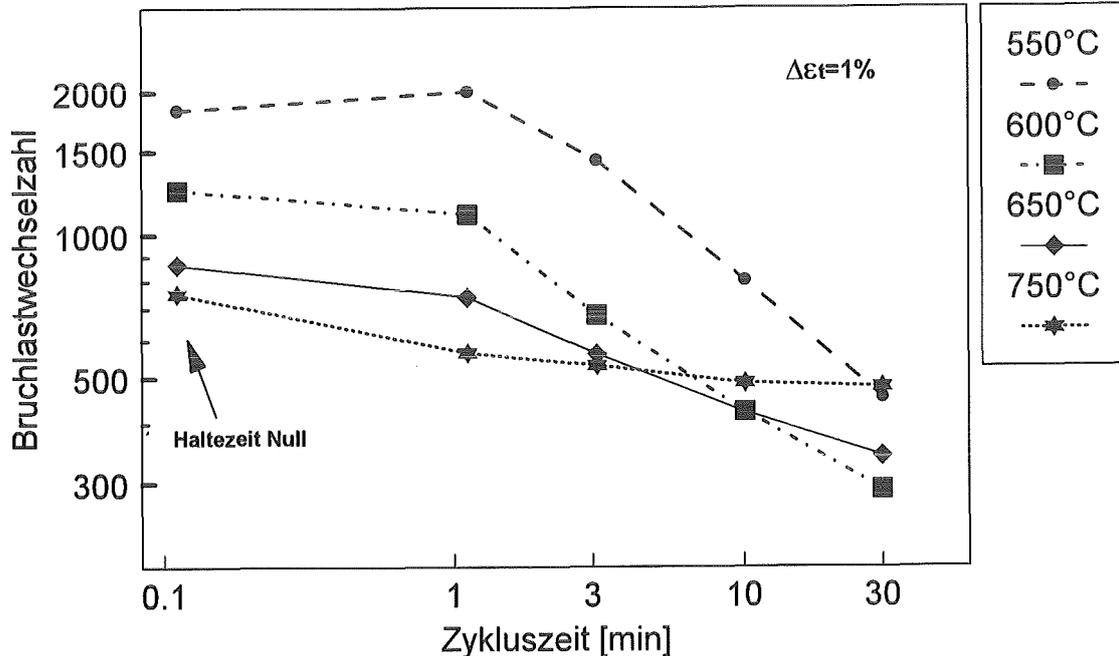


Abb. 13 Bruchlastwechselzahl des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) in Abhängigkeit von Haltezeit und Temperatur

Die Abhängigkeit der Spannung von der Zykluszahl für Haltezeitversuche geht aus Abb. 14 hervor. Bis kurz vor Probenbruch liegen die jeweiligen Spannungen

gen sehr nahe beieinander, bei kurzen Haltezeiten sogar bis zum Versuchsende, da hier die Zyklenzahlen aufgrund der Ermüdungsschädigung nahezu gleich groß sind. Erst bei Haltezeiten von 10 und 30 Minuten macht sich die zunehmende Kriechschädigung durch abnehmende Bruchlastwechselzahlen bemerkbar.

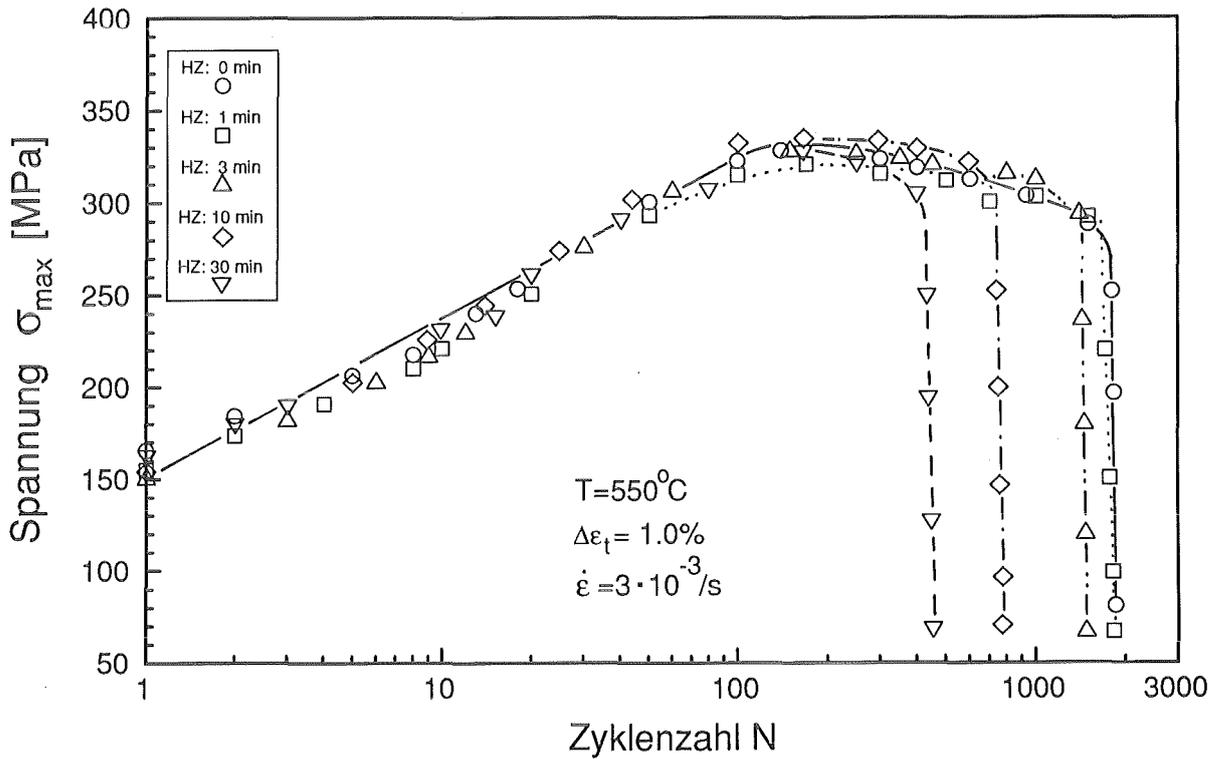


Abb. 14 Verformungsverhalten des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) bei verschiedenen Haltezeiten ($T=550^{\circ}\text{C}$ und $\Delta\varepsilon_t=1\%$)

4. Diskussion der Ergebnisse

4.1 Versuche ohne Haltezeit

In der Abb. 15 sind für 550°C die Versuchsergebnisse der Creusot-Marrel-Charge bei reiner Ermüdungsbeanspruchung mit Meßdaten des gleichen Materials, aber anderer Charge (Krupp-Charge) gegenübergestellt. Man erkennt, daß sich die Versuchsergebnisse der beiden Chargen (geschlossene Symbole) nur wenig unterscheiden. Im Vergleich dazu weist der Werkstoff 1.4948 [2], der dem amerikanischen Strukturwerkstoff AISI 304 ähnlich ist, für alle Gesamtdehnungsamplituden aber deutlich höhere Bruchlastwechselzahlen auf (offene Quadrate).

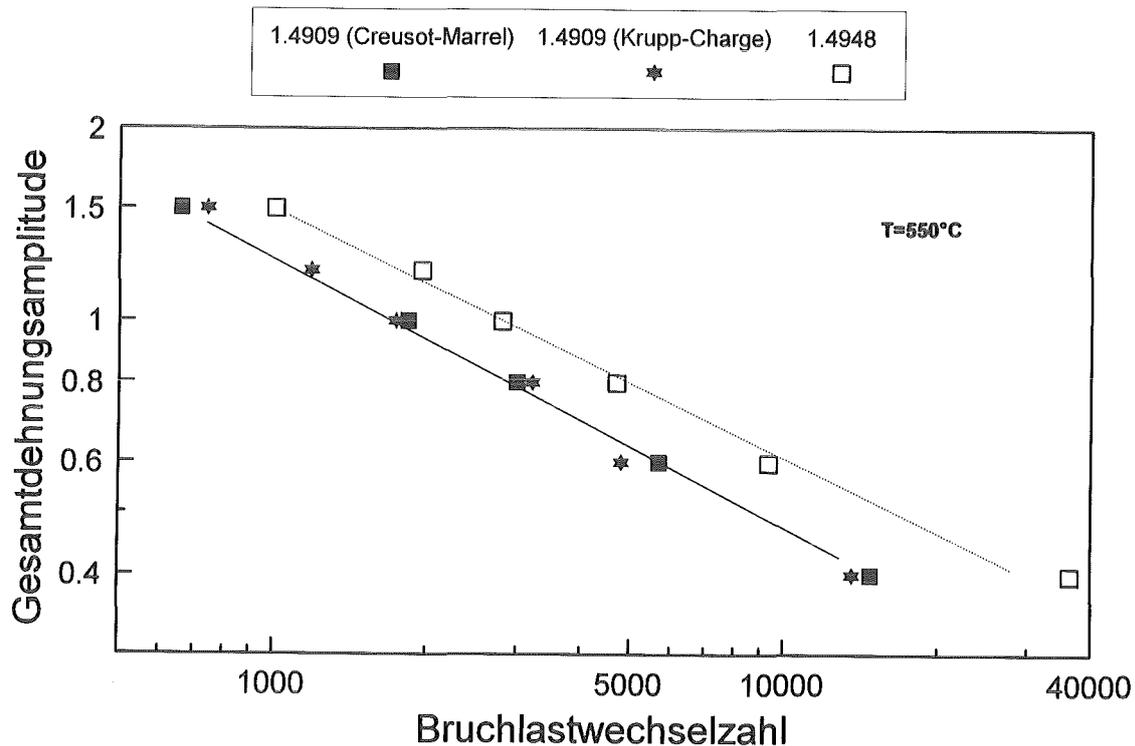


Abb. 15 Bruchlastwechselzahl der Werkstoffe 1.4909 und 1.4948 in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude ($T=550^{\circ}\text{C}$)

Aus der Abb. 12 geht hervor, daß der Maximalwert der Zugspannung bei 550°C höher ist als bei 400°C. Zur Erklärung dieses Ergebnisses wurden zunächst die Spannungs-Dehnungskurven zwischen RT und 750°C herangezogen [1]. Auffallend ist dabei, daß bis 650°C Spannungseinbrüche in der Zugkurve auftreten, die bei 600°C (Abb. 16) besonders stark ausgeprägt sind. Dieser Effekt ist häufig mit einer Erhöhung der Festigkeitswerte verbunden und führt dazu, daß die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m im Bereich 300-550°C mit zunehmender Temperatur nicht abfallen, sondern nahezu temperaturunabhängig sind. Auch in den Hysteresisschleifen der Ermüdungsversuche tritt der "Portevin-Le Chatelier-Effekt" auf (Abb. 17), verschwindet allerdings bis 750°C nicht wieder wie bei den Zugversuchen. Dies hat zur Folge, daß auch bei den Ermüdungsversuchen bei ca. 550°C eine Überhöhung der Spannungsamplitude auftritt (Abb. 12). Dieser Effekt wurde an ähnlichem Material auch in anderen Laboratorien beobachtet [3].

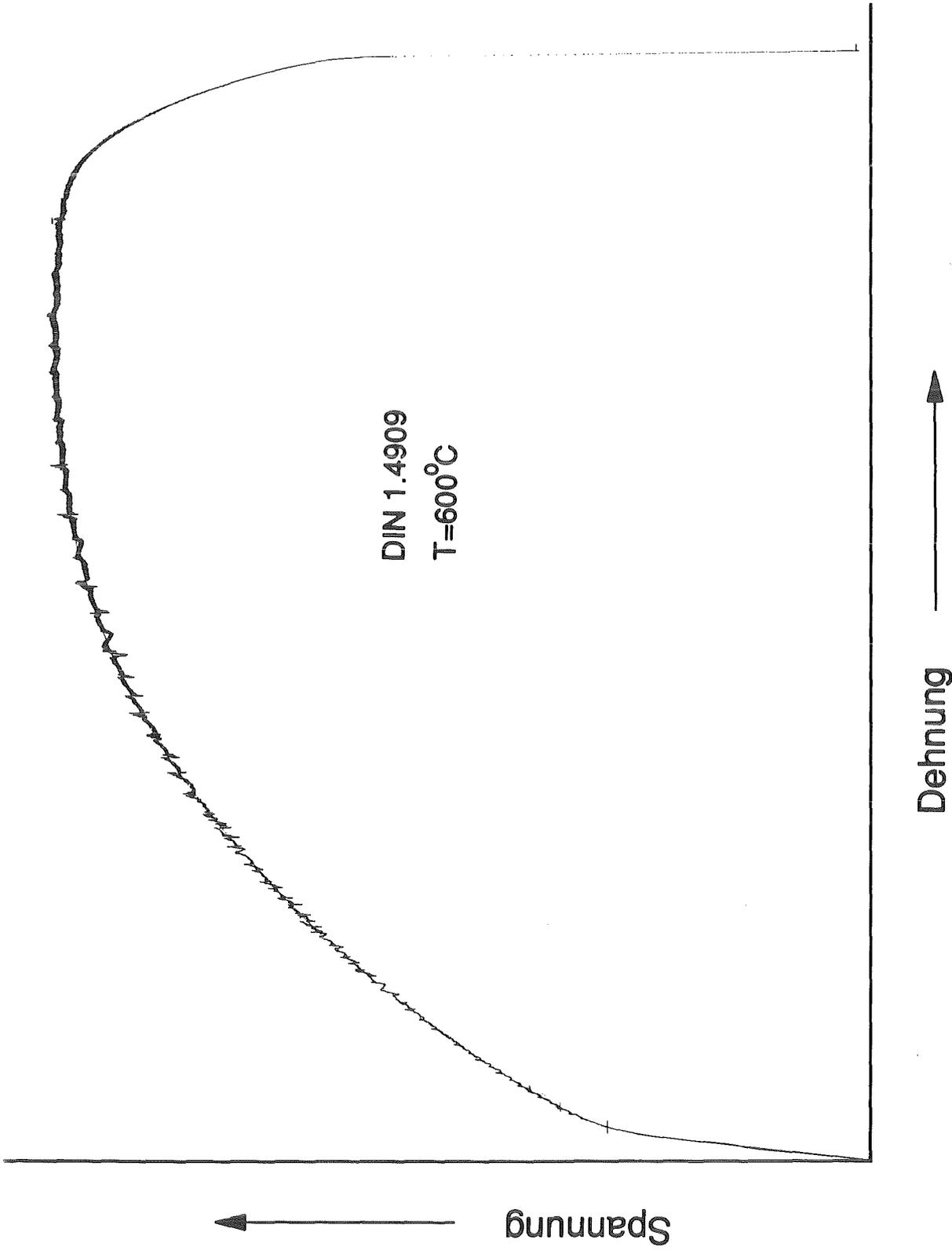


Abb. 16 Spannungs-Dehnungskurve des Werkstoffes 1.4909 (T = 600°C)

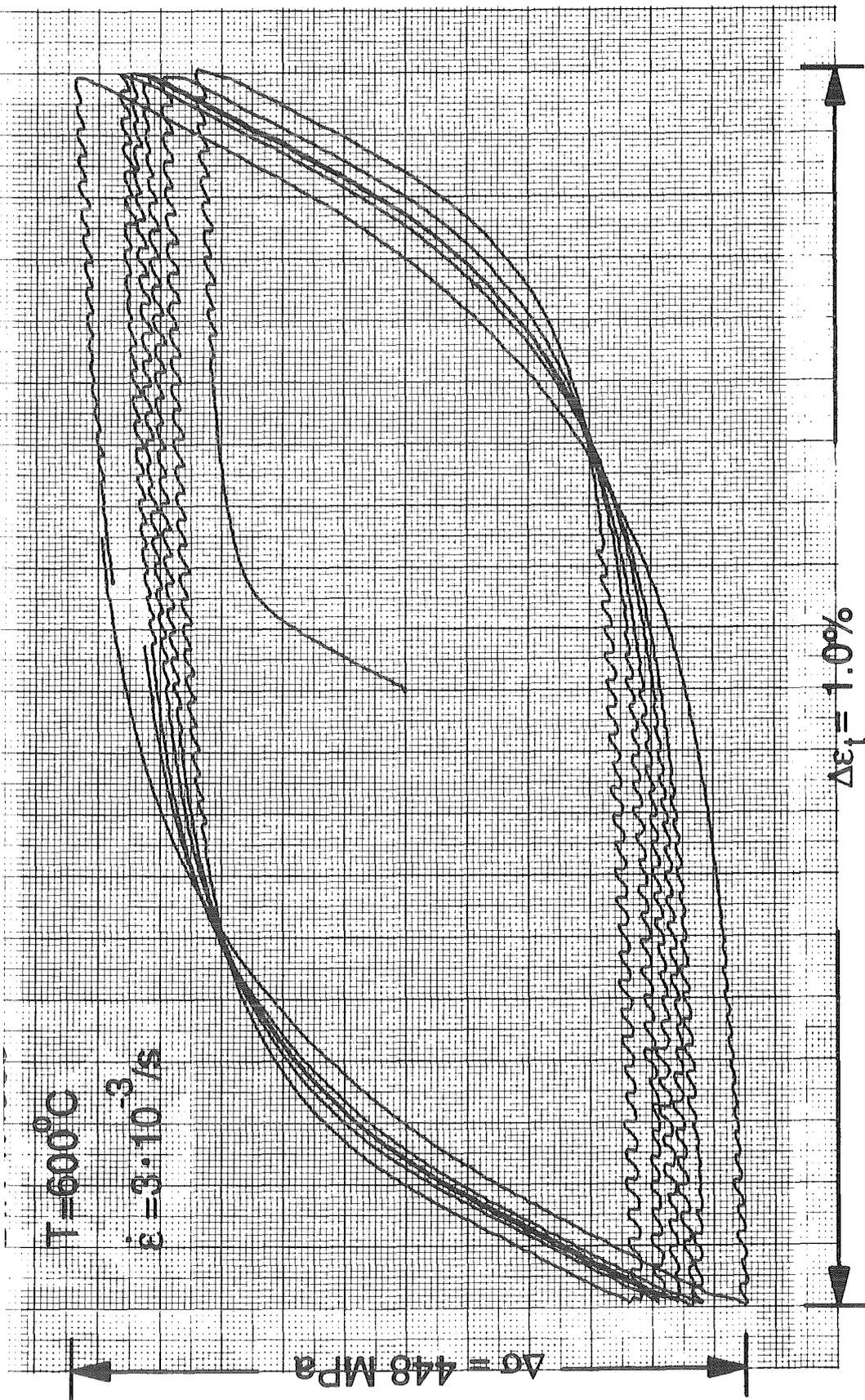


Abb. 17 Hysteresisschleifen des Werkstoffes 1.4909 ($T = 600^\circ\text{C}$)

4.2. Versuche mit Haltezeit

In der Abb. 18 sind für 550°C die Versuchsergebnisse (Werkstoff 1.4909, Creusot-Marrel-Charge) mit Daten aus [4] des Werkstoffes 1.4948 verglichen. Bei reiner Ermüdungsbeanspruchung zeigt der 1.4948 (offene Quadrate) deutlich größere Bruchlastwechselzahlen gegenüber dem 1.4909 (geschlossene Kreise). Allerdings wird mit zunehmender Haltezeit der Unterschied bei den N_f -Werten zunehmend kleiner. Für $t_H=30$ Minuten sind die Bruchlastwechselzahlen für beide Werkstoffe nahezu gleich.

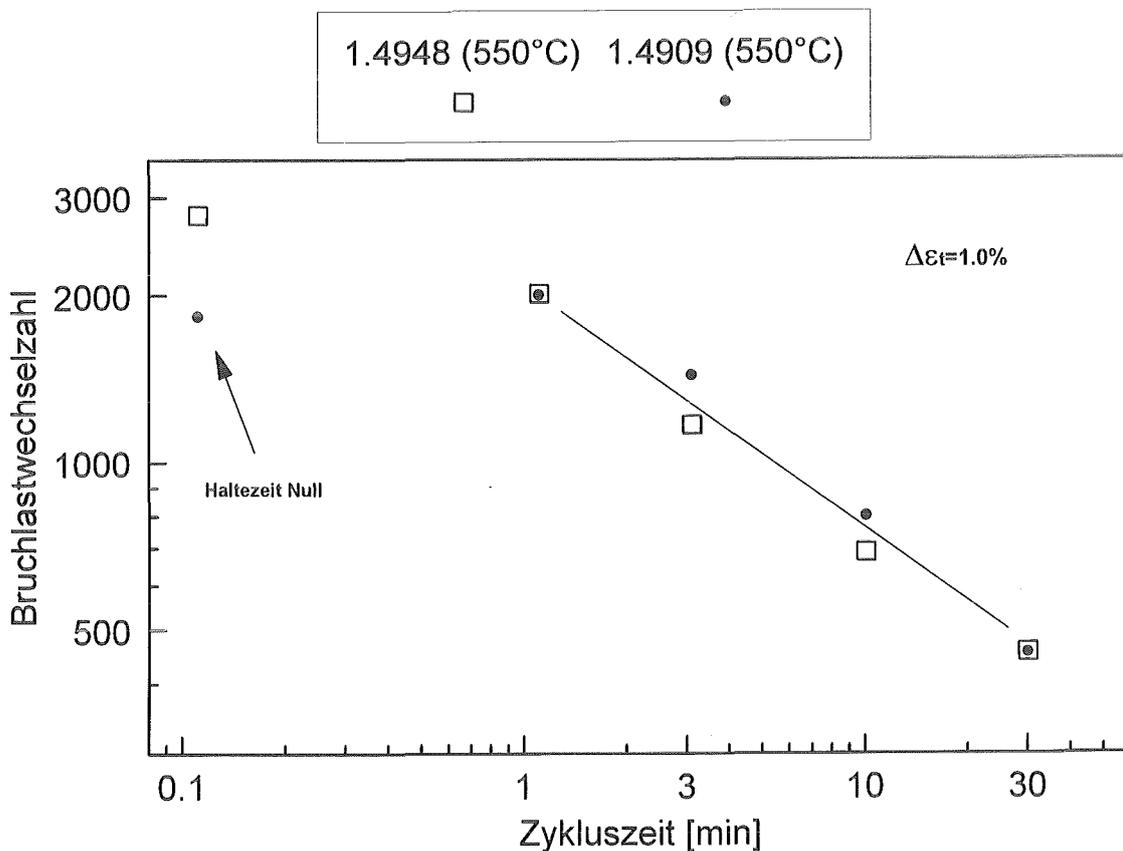


Abb. 18 Bruchlastwechselzahlen des Werkstoffes 1.4909 und 1.4948 in Abhängigkeit von der Haltezeit ($T=550^{\circ}\text{C}$)

Interessant ist auch der Vergleich der Krupp- und der Creusot-Marrel-Charge des Werkstoffes 1.4909, wie aus den Abbildungen 19 und 20 hervorgeht. Bei 550°C (Abb. 19) zeigt zunächst die Creusot-Marrel-Charge bis Haltezeiten

≤ 1 Minute die größeren Lastwechselzahlen. Dann fällt N_f mit zunehmender Haltezeit stärker ab als bei der Krupp-Charge.

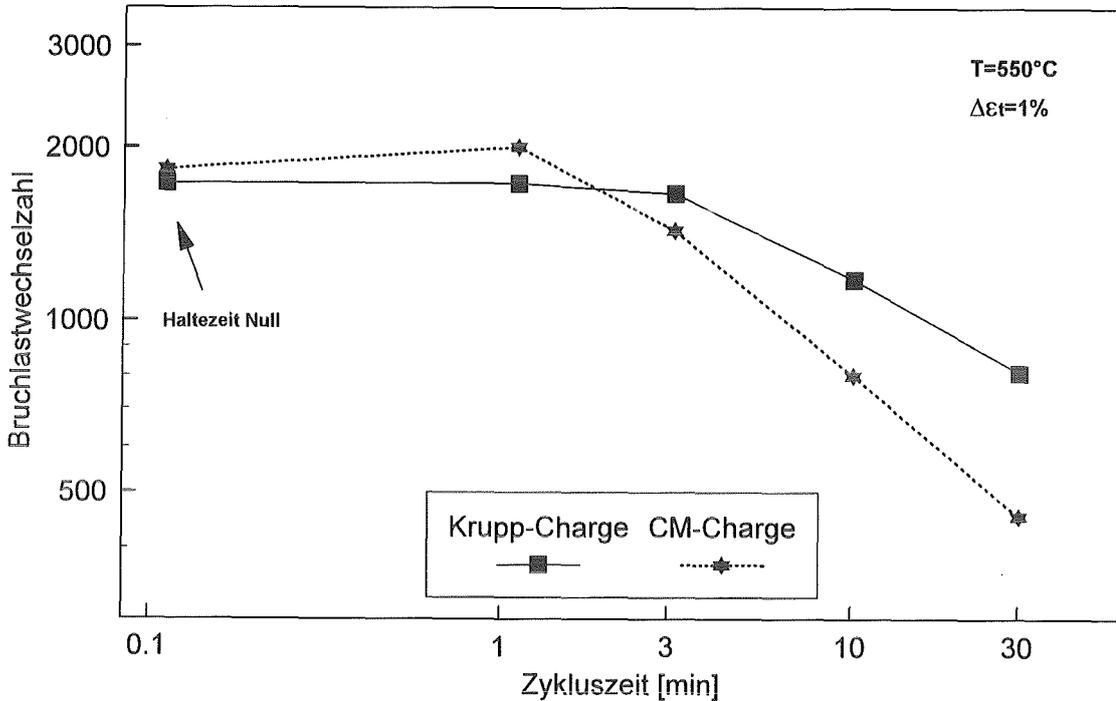


Abb. 19 Bruchlastwechselzahl des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-Charge) in Abhängigkeit von der Haltezeit ($T=550^{\circ}\text{C}$)

Für 650°C (Abb. 20) weist die Krupp-Charge stets die größeren Bruchlastwechselzahlen auf. Bei einer Haltezeit von 30 Minuten ist N_f um den Faktor 3 größer im Vergleich zu dem Wert der Creusot-Marrel-Charge. Dies ist umso erstaunlicher als sich beide Chargen des Werkstoffes 1.4909 in der chemischen Zusammensetzung nur sehr wenig unterscheiden, den gleichen Ausgangszustand aufweisen (Lösungsgeglüht) und auch das Relaxationsverhalten der beiden Chargen sich bei 550°C (Abb. 21) nicht unterscheidet. Bemerkenswert ist weiterhin, daß die beobachteten Unterschiede der N_f -Werte der beiden Chargen größer sind, als die Unterschiede zum 1.4948, der ja -wie bereits erwähnt- ein AISI 304-Stahl ist.

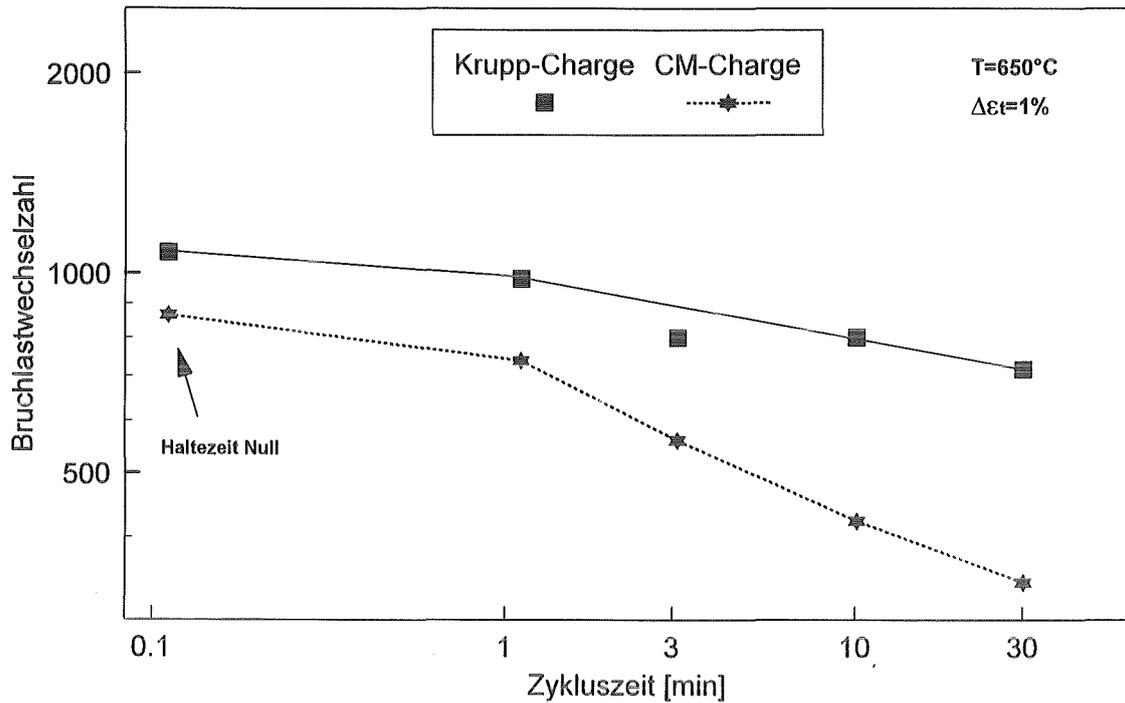


Abb. 20 Bruchlastwechselzahl des Werkstoffes 1.4909 (Creusot-Marrel-

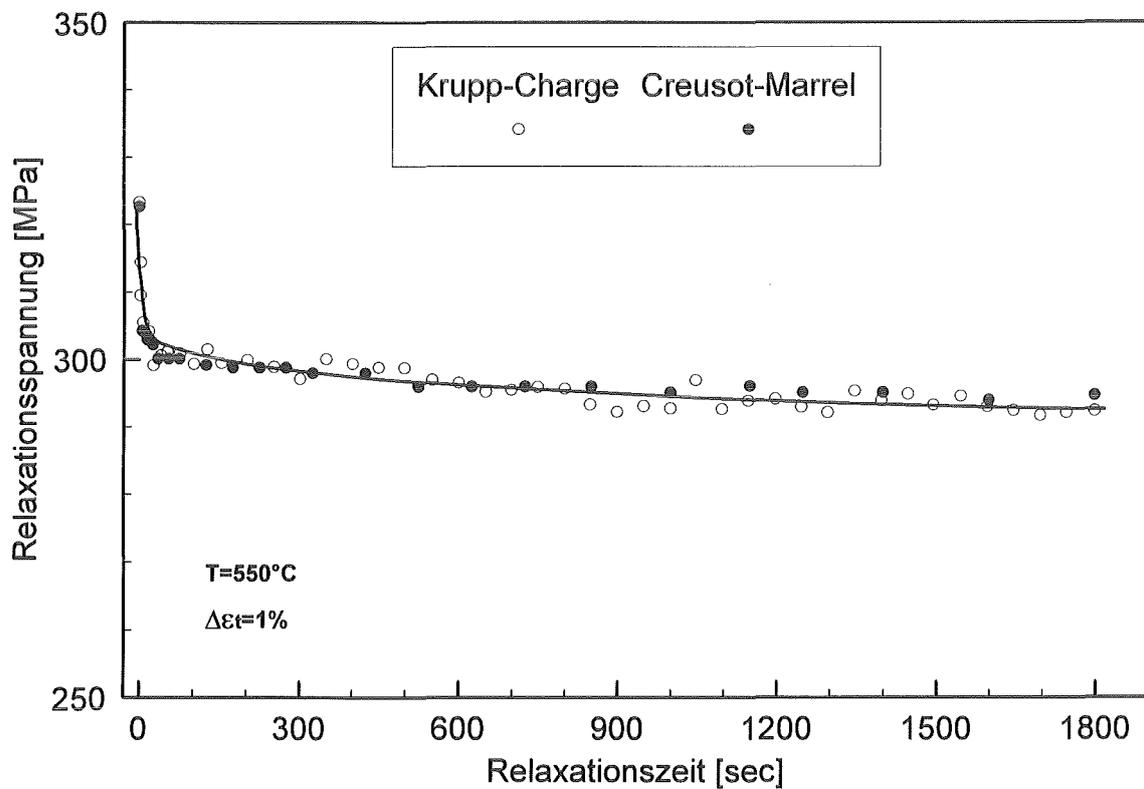
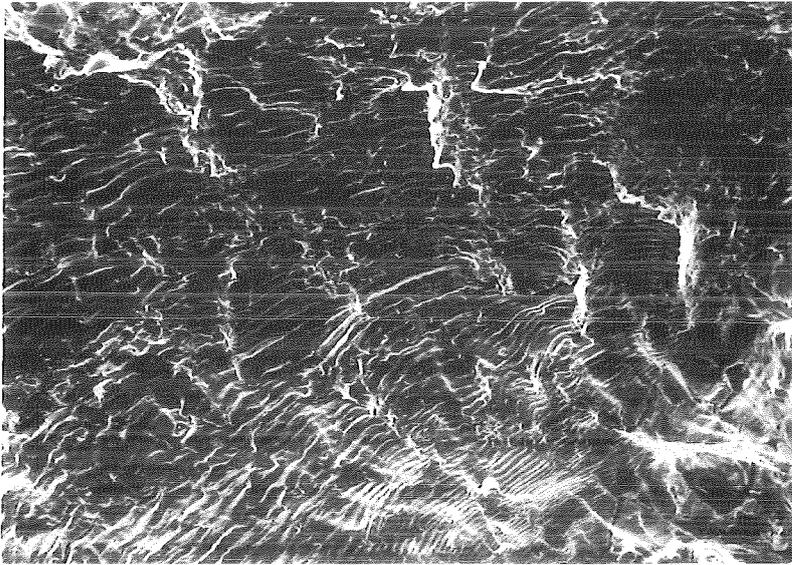


Abb. 21 Relaxationskurven des Werkstoffes 1.4909, Krupp- und Creusot-Marrel-Charge, ($t_H=30$ min, $T=550^\circ\text{C}$)

Einen weiteren Unterschied zwischen reiner Ermüdungsbeanspruchung und zusätzlicher Kriechbeanspruchung erkennt man bei rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen. Da die Oberfläche von Ermüdungsproben i. a. eine sehr unregelmäßige Struktur aufweist, ist die Rasterelektronenmikroskopie besonders gut geeignet. Hierbei entsteht wegen der hohen Tiefenschärfe auch bei höheren Vergrößerungen ein anschauliches Bild der Bruchstruktur.

Abb. 23a zeigt die REM-Aufnahme eines Ermüdungsversuches ohne Haltezeit. Deutlich zu erkennen sind die für einen Ermüdungsbruch typischen Schwingungstreifen, die über einen Großteil der Bruchfläche verbreitet sind und auf einen transkristallinen Bruchverlauf hinweisen. Bei höherer Vergrößerung (Abb. 23b) sind außerdem parallel zu den Schwingungstreifen zahlreiche Mikrorisse zu beobachten. Bei Versuchen mit Haltezeiten stellt man fest, daß diese typischen Schwingungstreifen fehlen. Die Abb. 24 zeigt, daß durch die Einführung von Haltezeiten und der damit verbundenen Kriechschädigung ein überwiegend interkristalliner Bruchverlauf vorliegt.

a.)



b.)

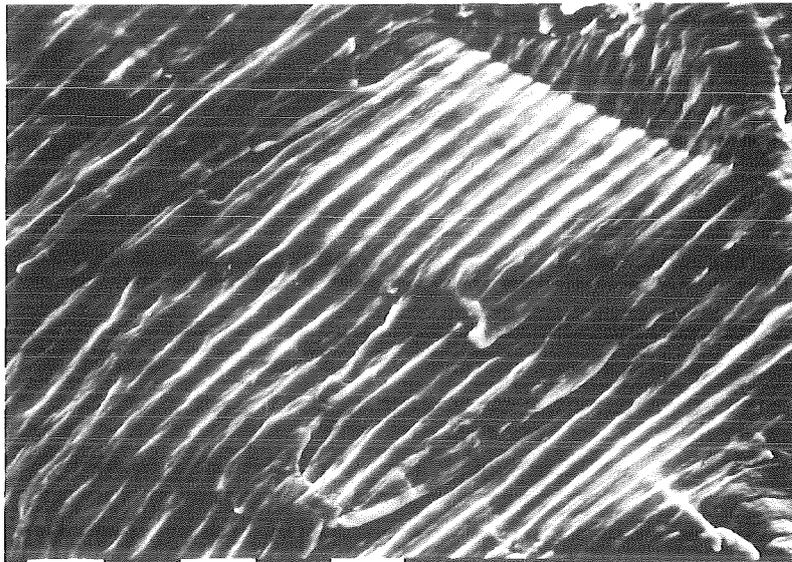


Abb. 23 REM-Aufnahme des Werkstoffes 1.4909, $T=550^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_t=1.0\%$,
Haltezeit: 0 Minuten
a.) Vergrößerung: 650 X
b.) Vergrößerung: 1000 X

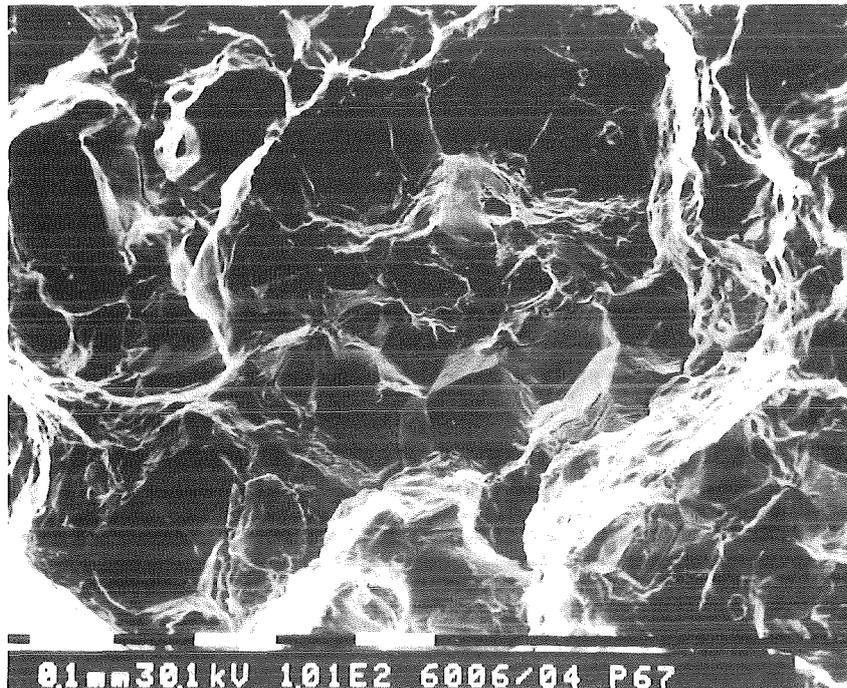


Abb. 24 REM-Aufnahme des Werkstoffes 1.4909, $T=550^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon_f=1.0\%$,
Haltezeit: 30 Minuten

Bei Auslegungsrechnungen wird für die Analyse der Kriech- und Ermüdungsdaten die in den entsprechenden Regelwerken (USA: ASME-Code N 47, EFR: RCC-MR) enthaltene lineare Summenregel verwendet. In Abb. 25 sind deshalb zum Vergleich mit der Theorie die Ergebnisse bei 550°C von Versuchen mit Haltezeiten bis 30 Minuten für die beiden Chargen Krupp und Creusot-Marrel des Werkstoffes 1.4909 in ein Diagramm eingetragen, das in der Fachliteratur üblicherweise als "Creep-Fatigue-Interaction"-Diagramm bezeichnet wird. Der Wert neben den Symbolen entspricht der jeweiligen Länge der Haltezeit in Minuten. Auf der Abszisse ist das Verhältnis $D_f = N_h/N_f$ der Versuche mit Haltezeit N_h und ohne Haltezeit N_f dargestellt. Auf der Ordinate wird die kumulierte Zeit bis zum Bruch im zyklischen Versuch aufgetragen, die jeweils auf die Kriechstandzeit t_C bei gleicher Spannung bezogen wird: $D_C = \int dt/t_C(\sigma)$. Die Kriechstandzeiten sind [1] entnommen. Üblicherweise wird D_f als Ermüdungsschädigungsanteil, D_C als Kriechschädigungsanteil interpretiert. Bei der linearen Summenregel wird ein Versagen des Werkstoffes vorausgesagt, wenn die

Summe beider Anteile $D = D_f + D_c$ gleich 1 wird, also im Diagramm als durchgezogene Gerade erreicht wird.

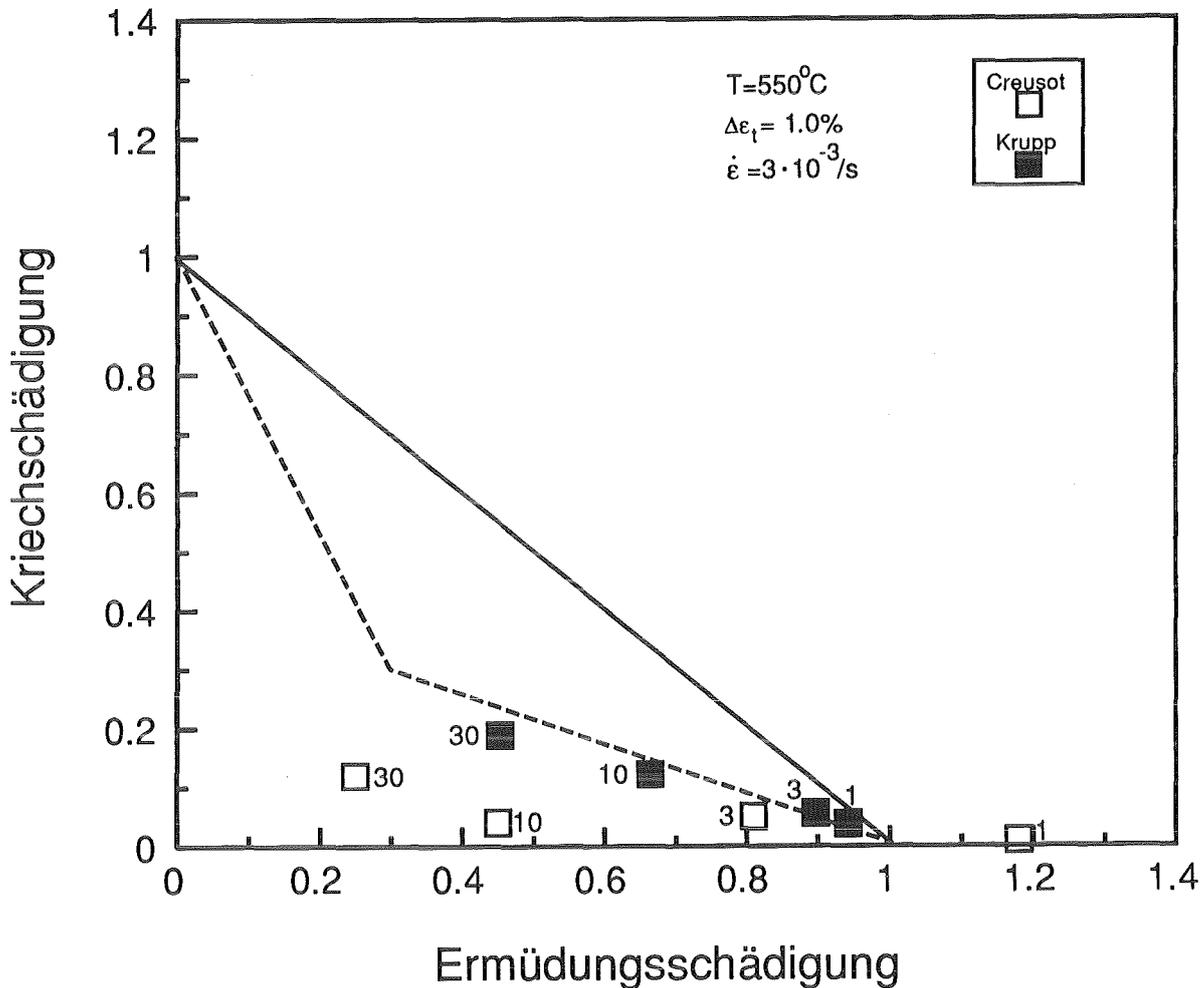


Abb. 25 „Creep-Fatigue-Interaction“-Diagramm für Werkstoff 1.4909 (Krupp- und Creusot-Marrel-Charge) bei 550°C und $\Delta\epsilon_t=1\%$

Wie die Experimente zeigen, ist diese Regel nicht konservativ. Zum Vergleich ist weiterhin die bilineare Regel des ASME-Codes gestrichelt eingetragen. Dabei handelt es sich um eine Mittelwertkurve [5], die aufgrund von experimentellen Haltezeitversuchen am AISI 304 ermittelt wurde [6]. Diese Regel eignet sich recht gut, die experimentellen Ergebnisse an der Krupp-Charge zu beschreiben. Bei der Creusot-Marrel-Charge sind ab einer Haltezeit von 3 Minuten die D_f -Werte kleiner als die der Krupp-Charge, da sich die Bruchlastwechselzahl

bei der Creusot-Marrel-Charge stärker reduziert, wenn die Haltezeit verlängert wird, als bei der Krupp-Charge. Aufgrund des zuvor erwähnten gleichen Relaxationsverhaltens und der gleichen Zeitstandfestigkeit unterscheiden sich die D_C -Werte für beide Werkstoffe jedoch nur sehr wenig. Aus der Abbildung geht hervor, daß beide Theorien die Versuche an der Creusot-Marrel-Charge nur unzureichend beschreiben.

4.3 Versuche zur Überprüfung und Weiterentwicklung von Verformungs- und Schädigungsmodellen

Um das Verformungsverhalten des AISI 316 L(N) untersuchen zu können und um entsprechende Schädigungsmodelle zur Lebensdauervorhersage zu überprüfen [7-9], werden Materialdaten in größerem Umfang benötigt.

Zur Charakterisierung des inelastischen Verhaltens wurden deshalb einige Ermüdungsversuche mit und ohne Haltezeit bei 700 und 450°C durchgeführt.

Damit sich eine homogene Spannungs- und Dehnungsverteilung innerhalb der Meßlänge der Probe ergibt, wurde die in Abb. 2 beschriebene hourglass-förmige LCF-Probe modifiziert. Wie die Abb. 26 zeigt, sind die Gesamtlänge mit 77 mm und der Durchmesser mit 8.8 mm unverändert geblieben.

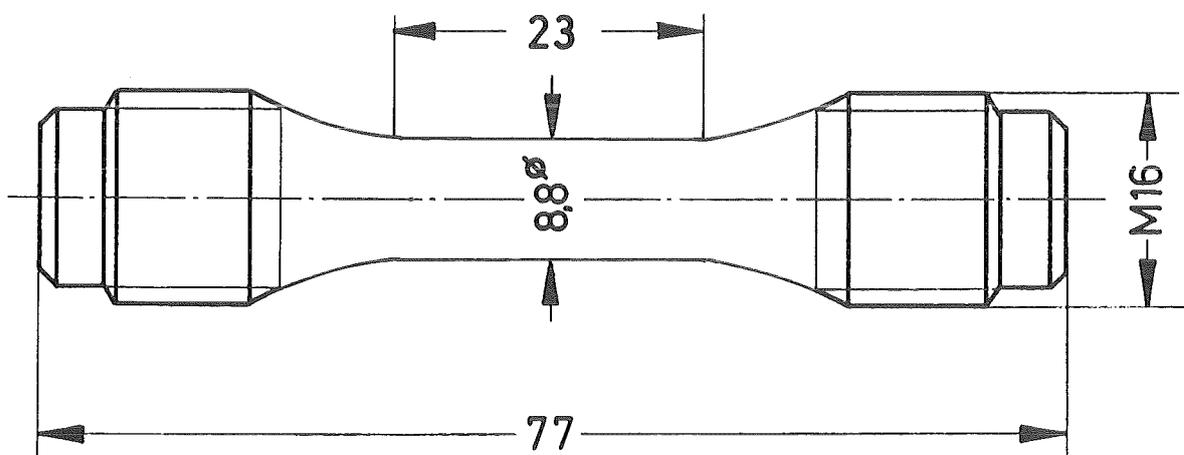


Abb. 26 Zylindrische Vollprobe ohne Meßkragen

In der Mitte wurde die Probe allerdings so verändert, daß die Meßlänge parallel verläuft und einen zylindrischen Teil von 23 mm aufweist. Durch den Abstand der Dehnungsaufnehmer-Arme beträgt die Meßlänge -wie bei der hourglass-Probe- 21 mm.

Die Ergebnisse der Reproduzierbarkeitsversuche können der Tabelle 2 entnommen werden.

Tabelle 2: Ergebnisse der Reproduzierbarkeitsversuche ($\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} /s$)

Temperatur [°C]	Gesamtdehnungs- amplitude $\Delta\varepsilon_t$ [%]	Bruchlast- wechselzahl N_f	Mittelwert [Zyklen]	Standard- abweichung [%]
700	1.0	1179 1149 1112 1036 1015	1098 ± 71	6.5
700	0.4	13593 12800 12616 11110 10982	12220 ± 1134	9.3
400	1.0	4978 4924 4906 4283 3979 3593	4444 ± 582	13.1
400	0.4	40634 36216 34873 33041	36191 ± 3235	7.7

Daraus ist zu erkennen, daß bei entsprechend guter Probenqualität die Streuung der Meßwerte bei Proben mit zylindrischer Meßlänge nicht größer ist als bei Experimenten mit hourglass-förmiger Meßlänge. LCF-Tests am AISI 304 haben dabei Standardabweichungen zwischen 9 und 16% ergeben [10].

Um den Einfluß der Dehnungsgeschwindigkeit auf die Zyklenzahl bis zum Bruch zu untersuchen, wurden LCF-Versuche im Bereich von $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-2}$ bis $3 \cdot 10^{-5}$ durchgeführt. Wie die Ergebnisse in Tabelle 3 zeigen, reduziert sich N_f mit abnehmender Dehnungsgeschwindigkeit deutlich, da der Werkstoff infolge der dadurch bedingten längeren Zykluszeiten wesentlich länger im Bereich der maximalen Beanspruchung verweilt und dabei durch die aufgebrauchte Kriechschädigung stärker geschädigt wird als bei größeren Dehnungsgeschwindigkeiten.

Tabelle 3: Einfluß der Dehnungsgeschwindigkeit auf das LCF-Verhalten

Temperatur [°C]	Dehnungsamplitude	Dehnungsgeschwindigkeit [%/s]			
		$1 \cdot 10^{-2}$	$3 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-5}$
700	1.0	1261	1098*	787	558
700	0.4	./.	12220*	8027	./.
400	1.0	5425	4444*	2597	1810
400	0.4	./.	36191*	27260	./.

* Mittelwert

5. Literatur

- [1] M. Schirra, S. Heger
KfK-Bericht 4767, September 1990
- [2] W. Scheibe, R. Schmitt, D. Rodrian, M. Pfeifenroth
KfK-Bericht 1872, November 1972
- [3] P. Lobelle
in "Constitutive Laws of Plastic Deformation and Fracture", A. S. Krausz et al. (eds.), Kluwer Academic Publishers 1990, S. 253-261
- [4] R. Schmitt, W. Scheibe
SMIRT-7 Conference Chicago (1983) Vol. L.10/5 377-384
- [5] Criteria for Design of Elevated Temperature Class 1 Components in Section III of the ASME Boiler Pressure and Vessel Code, November 1974
- [6] R. D. Campbell
Transaction of the AMSE, Paper No. 71PVP-6 (1971)
- [7] A. Haupt, D. Munz, W. Scheibe, B. Schinke, R. Schmitt, V. Sklenicka
J. Nucl. Engng. Design 162, 13-20, 1996
- [8] J. Aktaa, D. Munz, B. Schinke
in „Proc. of the 12th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology“ (K. F. Kussmaul, ed.) Vol L, (Stuttgart), pp. 135-140, 1993
- [9] J. Aktaa, B. Schinke
Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 19, pp. 1143-1151, 1996
- [10] M. I. de Vries, B. van der Schaaf, J. D. Elen
ECN-Bericht: ECN-67, Petten, Juli 1979