

KfK 4575
Mai 1989

Ausbreitung von halbelliptischen Oberflächenrissen in ferritischen und austenitischen Stahlplatten unter thermozyklischer Belastung

K. Bethge
Institut für Material- und Festkörperforschung

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK 4575

**Ausbreitung von halbelliptischen Oberflächenrissen
in ferritischen und austenitischen Stahlplatten
unter thermozyklischer Belastung***

K. Bethge

* Von der Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe (TH)
genehmigte Dissertation

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

Propagation of semi- elliptical surface cracks in ferritic and austenitic steel plates under thermal cyclic loading

Abstract

Theoretical and experimental investigations of crack growth under thermal and thermomechanical fatigue loading are presented. The experiments were performed with a ferritic reactor pressure vessel steel 20 Mn Mo Ni 5 5 and an austenitic stainless steel X6 Cr Ni 18 11. A plate containing a semi- elliptical surface crack is heated up to a homogeneous temperature and cyclically cooled down by a jet of cold water. On the basis of linear elastic fracture mechanics stress- intensity factors are calculated with the weight function method. The prediction of crack growth under thermal fatigue loading using data from mechanical fatigue tests is compared with the experimental result.

Ausbreitung von halbelliptischen Oberflächenrissen in ferritischen und austenitischen Stahlplatten unter thermozyklischer Belastung

Kurzfassung

Im vorliegenden Bericht werden theoretische und experimentelle Untersuchungen zum Rißwachstum unter thermischer und thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung vorgestellt. Die Experimente wurden mit einem ferritischen Reaktordruckbehälterstahl 20 Mn Mo Ni 5 5 und einem austenitischen Stahl X6 Cr Ni 18 11 durchgeführt. Die Stahlplatte mit halbelliptischem Oberflächenriß wird auf eine homogene Ausgangstemperatur aufgeheizt und während einer sich anschließenden Kühlphase mit Wasser abgekühlt. Auf der Basis der linear- elastischen Bruchmechanik werden Spannungsintensitätsfaktoren nach der Methode der Gewichtsfunktion berechnet. Unter Verwendung der Materialdaten aus mechanischen Ermüdungsversuchen wird die Vorhersage der Ermüdungsrißausbreitung bei thermozyklischer Beanspruchung mit dem experimentellen Befund verglichen.

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung	1
2. Grundlagen	3
2.1. Elastische Spannungen am Riß	3
2.2. Rißausbreitung unter Ermüdungsbelastung	5
2.3. Einflußgrößen auf die Ermüdungsrißausbreitung	7
2.3.1. Einfluß des Umgebungsmediums	8
2.3.2. Modelle zur Beschreibung der Ermüdungsrißausbreitung in Umgebungsmedien	10
2.3.3. Einfluß der Belastungsfrequenz	12
2.3.4. Einfluß der Belastungsfunktion	13
2.3.5. Einfluß der Temperatur	14
2.3.6. Einfluß der Mittelspannung	15
2.4. Fraktographie	16
3. Experimentelles	19
3.1. Werkstoffe	19
3.2. Thermoermüdungsprüfstände	22
3.3. Materialcharakterisierungsexperimente	24
3.4. Meßwerterfassung	26
4. Ergebnisse	28
4.1. Bestimmung der Temperaturverteilung	28
4.2. Ergebnisse der Thermoermüdungsexperimente	29
4.3. Ergebnisse der Materialcharakterisierungsexperimente	39
4.3.1. Statische Belastungsversuche am ferritischen Stahl	39
4.3.2. Mechanische Ermüdungsversuche am ferritischen Stahl	40
4.3.3. Mechanische Ermüdungsversuche am austenitischen Stahl	43

4.3.4. Mechanische Ermüdungsversuche am plattierten Werkstoff	45
4.4. Fraktographische Ergebnisse	47
5. Theoretische Methodik	52
5.1. Berechnung von Temperatur- und Spannungsverteilung	52
5.1.1. Berechnung der Temperaturverteilung	52
5.1.2. Berechnung der elastischen Spannungsverteilung	54
5.2. Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren	55
5.3. Berechnung der Ermüdungsrißausbreitung	57
5.4. Elastisch- plastische Analyse	60
6. Vergleich von Theorie und Experiment	63
6.1. Vorhersage des Thermoermüdungsrißwachstums	63
6.2. Rißformänderung	69
6.2.1. Theoretische Rißformänderung	69
6.2.2. Experimentelle Rißformänderung	70
7. Zusammenfassung	73
8. Literaturverzeichnis	76
9. Anhang	84
10. Abbildungen	87

1. Einleitung

Neben den bekannten Versagensarten wie Knicken, Beulen, unzulässiger Formänderungen, Kriechen, Sprödbruch und der Rißausbreitung, die durch mechanische Belastungen hervorgerufen werden, kann es auch zum Versagen eines Bauteils aufgrund thermischer Belastungen kommen.

Beim raschen Abkühlen bzw. Aufheizen eines Bauteils entstehen steile, zeitlich und räumlich veränderliche Temperaturgradienten. Diese Temperaturgradienten führen zu Wärmespannungen, die bereits selbst oder in Zusammenarbeit mit mechanischen Belastungen wie z.B. dem Innendruck bei Rohrleitungen zur Bildung und Ausbreitung von Rissen führen können.

Hierbei unterscheidet man einerseits den Thermoschock, der gekennzeichnet ist durch das einmalige Auftreten einer hohen thermischen Last und zur plötzlichen instabilen Verlängerung vorhandener Risse führen kann und andererseits die Thermoermüdung, die durch das häufige Auftreten niedriger thermischer Lasten gekennzeichnet ist und eine stabile zyklische Rißausbreitung aufgrund der wechselnden thermischen Last zur Folge haben kann.

Diese wechselnden thermischen Belastungen treten insbesondere in Kraftwerken bei An- und Abfahrvorgängen sowie bei Leistungsänderungen auf. Die dabei entstehenden Temperaturwechsel verursachen einen zyklischen Verlauf der Spannung im beanspruchten Bauteil und führen nach einer hinreichend großen Anzahl von Lastwechseln zur Rißbildung und anschließenden Ermüdungsrißausbreitung bis zum Bauteilversagen, das durch Bruch oder Leckage hervorgerufen werden kann.

Da man prinzipiell bei jeder Konstruktion, insbesondere aber bei Schweißkonstruktionen, mit rißbehafteten Bauteilen zu rechnen hat, ist es ein Ziel entsprechender Sicherheitsbetrachtungen die Gesetzmäßigkeiten für das Wachstum solcher Fehler herauszufinden, um aus den Gesetzmäßigkeiten Richtlinien abzuleiten, nach denen diese Bauteile dimensioniert bzw. deren Inspektionsintervalle und Restlebensdauern bestimmt werden können.

Aus diesem Grund beschäftigt sich ein Reihe von Untersuchungen mit der Problematik des einzelnen Thermoschocks ohne /1/ und mit überlagerter Zusatzbeanspruchung /2, 3/ sowie der Thermoermüdung. Während auf dem

Gebiet der Rißausbreitung unter Thermoschockbelastung einige theoretische und experimentelle Arbeiten /4 - 8/ auf der Basis linear- elastischer und elastisch- plastischer Bruchmechanik existieren, gibt es hingegen nur wenige Untersuchungen /9 - 11/, die sich mit dem Problem der Rißausbreitung bei Thermoermüdung beschäftigen.

In der vorliegenden Arbeit wird das Ausbreitungsverhalten von Oberflächen- rissen in Platten unter zyklischer thermischer Ermüdungsbelastung sowie unter einer Kombination von zyklischer thermischer und konstanter mechanischer Beanspruchung an drei verschiedenen Stählen vorgestellt.

Unter Verwendung der Gesetzmäßigkeiten der linear- elastischen Bruch- mechanik (LEBM) wird die entsprechende Belastungsgröße, der Spannungs- intensitätsfaktor K , nach der Methode der Gewichtsfunktion ermittelt. In geeigneter Weise bestimmte Material- und Umgebungsparameter aus mechanischen Ermüdungsversuchen dienen der Vorhersage des Rißwachstums unter thermischer Beanspruchung. Die Qualität der theoretischen Rißwach- tumsvorhersage wird anhand der Resultate experimenteller Untersuchungen geprüft.

Ziel dieser Arbeit ist die Anwendbarkeit der bruchmechanischen Methode auch für den Fall einer komplexen mehrachsigen Belastung, wie sie die Thermo- ermüdungsbeanspruchung darstellt, zu verifizieren und gegebenenfalls die Grenzen ihrer Anwendbarkeit aufzuzeigen.

2. Grundlagen

Das globale Verhalten einer rißbehafteten Struktur unter äußerer Belastung kann mit Hilfe der Bruchmechanik beschrieben werden. Ausgehend von linear-elastischem Materialverhalten wird die angewandte Methode als linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) bezeichnet. Sie setzt voraus, daß an der Rißspitze keine oder nur sehr kleine plastische Verformungen im Verhältnis zu den Abmessungen der Struktur auftreten.

Zunächst unterscheidet man die drei voneinander unabhängigen Grundbelastungsfälle, s. Abb. 1.

Modus I : Zugbeanspruchung senkrecht zur Rißebe

Modus II : Schubbeanspruchung in Rißrichtung

Modus III : Schubbeanspruchung quer zur Rißrichtung

Durch entsprechende Überlagerung der drei Grundbelastungsfälle können auch komplexere Beanspruchungen beschrieben werden. Die größte Bedeutung wird allerdings der Modus I - Beanspruchung zugemessen, da sie am häufigsten auftritt und als die gefährlichste Belastungsart angesehen wird. Deshalb wird auch hier im Folgenden nur die Rißbeanspruchung nach Modus I - Art betrachtet.

2.1. Elastische Spannungen am Riß

Im ebenen Fall eines durchgehenden Risses unter Modus I - Beanspruchung lassen sich die Spannungen nach Abb. 2 im Nahfeld der Rißspitze durch die Sneddon- Gleichungen /12/ beschreiben:

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\phi}{2} \left(1 - \sin \frac{\phi}{2} \sin \frac{3}{2}\phi\right) \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\phi}{2} \left(1 + \sin \frac{\phi}{2} \sin \frac{3}{2}\phi\right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\phi}{2} \left(\sin \frac{\phi}{2} \cos \frac{3}{2}\phi\right)\end{aligned}\tag{1}$$

mit den beiden Grenzfällen :

$$\begin{aligned}\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} &= 0 && \text{für den Fall des ebenen Spannungszustands (ESZ) und} \\ \sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y); \tau_{xz} = \tau_{yz} &= 0 && \text{für den des ebenen Dehnungszustands (EDZ)}\end{aligned}$$

Gemeinsam ist diesen Spannungen die $1/\sqrt{r}$ - Abhängigkeit und das singuläre Verhalten bei Annäherung an die Rißspitze. K_I ist dabei der Spannungsintensitätsfaktor für Modus I - Belastung und beschreibt die Stärke des Spannungsanstiegs bei Annäherung an die Rißspitze. Der Spannungsintensitätsfaktor wird in Abhängigkeit von der Rißgeometrie a , einer die Bauteilgeometrie beschreibenden Funktion $Y(a/W)$ und anliegender äußerer Belastung σ dargestellt:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y(a/W)\tag{2}$$

Da der maßgebende Parameter für die Rißverlängerung die Belastung an der Rißspitze ist, läßt sich aus dem sogenannten K- Konzept folgendes Kriterium für die instabile Rißausbreitung ableiten:

$$K_I \geq K_{Ic}\tag{3}$$

Wenn die Belastung in Form des Spannungsintensitätsfaktors einen Werkstoffwiderstandswert, die Rißzähigkeit K_{Ic} , überschreitet, so setzt instabiles Rißwachstum ein. K_{Ic} wird als Werkstoffkennwert im genormten bruchmechanischen Versuch /13/ für den Fall des EDZ bestimmt.

Eine weitere Ableitung aus der Grundgleichung der LEBM ist die Gültigkeit des Superpositionsprinzips, das es ermöglicht, die K- Lösung unbekannter Lastfälle auf die lineare Überlagerung von Lastfällen mit bekannter Lösung zurückzuführen. In Abb. 3 ist das Prinzip veranschaulicht.

Die K- Faktor Lösung K_C für den Fall der Bohrung mit Anriß unter zweiachsiger Beanspruchung läßt sich durch additive Überlagerung aus den bekannten Lösungen K_A und K_B für die gleiche Geometrie unter jeweils einachsiger Belastung erhalten.

2.2. Rißausbreitung unter Ermüdungsbelastung

Neben der instabilen Rißausbreitung bei Erreichen eines kritischen Spannungsintensitätsfaktors K_{Ic} kann bereits bei kleineren Spannungsintensitätsfaktoren stabile Rißausbreitung aufgrund einer schwingenden Beanspruchung erfolgen und zum Dauer- oder Ermüdungsbruch führen.

Die wachsende Bedeutung dieses Versagensphänomens liegt in der Vielfalt ihrer Ursachen. So können bereits kleine Oberflächenfehler, bedingt durch das Fertigungsverfahren - z. B. Schweißrisse oder Drehriefen - unter geringer wechselnder Belastung zu einem bruchauslösenden Riß heranwachsen und somit zu einem Versagen des Bauteils führen.

Da im Folgenden ausführlich auf die Rißausbreitung unter thermischer sowie mechanischer Ermüdungsbelastung eingegangen wird, sollen hier deren grundlegende Begriffe erläutert werden.

Eine zeitlich veränderliche Last $\sigma(t)$ führt nach Gleichung (2) zu einem zeitlich variierenden Spannungsintensitätsfaktor $K(t)$, der durch seine Extremwerte K_{\max} und K_{\min} , s. Abb. 4, beschrieben wird.

Dabei wird ΔK als die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors bezeichnet und ist definiert als:

$$\begin{aligned}\Delta K &= K_{\max} - K_{\min} && \text{für } K_{\min} > 0 \\ \Delta K &= K_{\max} && \text{für } K_{\min} < 0\end{aligned}\tag{4}$$

Mit Kenntnis der Schwingbreite der Spannung $\Delta\sigma$ kann Gleichung (2) unter der Annahme konstanter Rißlänge umgeschrieben werden zu:

$$\Delta K = \Delta\sigma \sqrt{\pi a} Y\tag{5}$$

Mit wachsender Rißlänge nimmt also auch die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK zu, bis nach Abb. 5, $K_{\max} = K_{Ic}$ erreicht wird und die instabile Rißausbreitung einsetzt.

Beschrieben wird das Rißausbreitungsverhalten unter schwingender Belastung in einer doppelt- logarithmischen Auftragungsweise der Rißverlängerung pro Lastwechsel da/dN über der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK , wobei sich der in Abb. 6 skizzierte S- förmige Kurvenverlauf ergibt. Die Kurve nähert sich asymptotisch den beiden Grenzwerten ΔK_0 und $K_{\max} = K_{Ic}$. ΔK_0 ist ein Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors, unterhalb dessen keine Ermüdungsrißausbreitung stattfindet und $K_{\max} = K_{Ic}$ ist der obere Schwellwert für stabile Rißausbreitung.

Im mittleren Bereich der Kurve läßt sich der Zusammenhang zwischen da/dN und ΔK z. B. in Form eines Potenzgesetzes von Paris und Erdogan /14/ beschreiben:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \quad (6)$$

Dabei sind C und n werkstoffspezifische Parameter mit n in der Größenordnung von 2 bis 4. Es existieren noch weitere Ansätze von Forman /15/, Erdogan /16/ und Klesnil /17/, die auch die Annäherung der Kurve an den oberen und unteren Schwellwert beschreiben. Von Chand und Gary /18/ wird ein Überblick über Rißwachstumsgesetze verschiedener Autoren gegeben. Allerdings reicht es in den meisten Anwendungsfällen aus, für eine Ermüdungsrißausbreitungsrechnung den einfachen Potenzansatz zu benutzen.

2.3. Einflußgrößen auf die Ermüdungsrißausbreitung

Neben dem wichtigsten Parameter, der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK , gibt es weitere Größen, die einen Einfluß auf die Ermüdungsrißausbreitung besitzen, wie

Werkstoff,
Umgebungsmedium,
Frequenz,
Belastungsform,
Mittelspannung und
Temperatur.

Dem Einfluß des Werkstoffs soll hier lediglich mit dem Hinweis auf eine zusammenfassende Darstellung von Schwalbe /19/ Rechnung getragen werden. Im Kap. 4.3 der vorliegenden Arbeit werden Unterschiede der hier verwendeten Materialien hinsichtlich ihrer Sensibilität gegenüber den Umgebungs- und Belastungseinflüssen auf die mechanische Ermüdungsrißausbreitung vorgestellt.

2.3.1. Einfluß des Umgebungsmediums

Versagen unter dem Einfluß eines umgebenden Mediums bei monotoner Belastung wird als Spannungsrißkorrosion (SRK) bezeichnet. Es besteht in der Bildung und Ausbreitung von Rissen unter mechanischer Zugbelastung und Einwirkung eines spezifischen Korrosionsmediums. Zur Rißbildung kann es an Orten lokaler Spannungsüberhöhungen, wie z.B. Querschnittsänderungen oder dem Kerbgrund von Schrauben, kommen. Die Ausbildung von SRK- Rissen kann je nach der Kombination von Werkstoff und Korrosionsmedium interkristallin oder transkristallin erfolgen. Voraussetzung für das Rißwachstum ist eine Beanspruchung an der Rißspitze, charakterisiert durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I , die größer ist als ein werkstoff- und mediumsabhängiger unterer Schwellwert $K_{I,SCC}$.

Liegen Belastungen größer als $K_{I,SCC}$ vor, so stellt sich ein von K_I - abhängiger Verlauf der Rißgeschwindigkeit da/dt ein, wie er in Abb. 7 dargestellt ist.

Im Bereich I kann sich nach einem kurzen Übergangsbereich bei doppelt-logarithmischer Auftragung ein linearer Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Spannungsintensitätsfaktor einstellen, der durch ein Potenzgesetz der Form

$$\frac{da}{dt} = A K^m \quad (7)$$

beschrieben wird. Die Rißwachstumsparameter A und m weisen eine Abhängigkeit von der Werkstoff- Medium Kombination auf.

Nach dem Bereich ansteigender Rißgeschwindigkeit schließt sich ein Plateau-Bereich nahezu konstanter Rißgeschwindigkeit an, dessen Lage und Ausbildung ebenfalls stark von der gewählten Werkstoff- Medium Kombination abhängt.

Der Bereich III, gekennzeichnet durch Annäherung an die Instabilitätsgrenze $K_{I,c}$, weist wegen der hohen Ausbreitungsgeschwindigkeiten nur noch einen geringen Einfluß des umgebenden Mediums auf.

Bei der Beschreibung des Umgebungseinflusses bei schwingender Beanspruchung unterscheidet man nach Deimling et. al. /20/ die beiden Schädigungsphänomene Schwingungsrißkorrosion (SchRK) oder Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung, die sowohl einzeln als auch in Kombination auftreten können. Die daraus resultierenden möglichen Auswirkungen auf das Rißfortschrittsdiagramm sind in Abb. 8 verdeutlicht.

Der in Abb. 8a skizzierte Verlauf der $da/dN - \Delta K$ - Kurve in korrosiver Umgebung kann sich bei Werkstoff- Medium- Kombinationen und Spannungsintensitätsfaktoren einstellen, die üblicherweise keine Spannungsrißkorrosion hervorrufen; dennoch läßt sich im Fall der Schwingungsrißkorrosion eine Erhöhung der Rißwachstumsrate gegenüber einem inerten Medium beobachten. Die Schwingungsrißkorrosion weist erst bei kleinen Frequenzen eine stärkere Abhängigkeit der Rißwachstumsrate von der Frequenz auf.

Mit dem Schädigungsphänomen der Spannungskorrosionsermüdung, s. Abb. 8b, wird die Überlagerung von Spannungsrißkorrosions- und Ermüdungsbedingungen beschrieben. Sie tritt nur auf, wenn die Werkstoff- Medium- Kombination zur Spannungsrißkorrosion führt, der zeitliche Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors K_I den Schwellwert $K_{I,SCC}$ überschreitet und die durch Spannungsrißkorrosion erzeugte Rißwachstumsrate größer ist als die von der mechanischen Ermüdung herrührende. Ein deutliches Unterscheidungsmerkmal zwischen Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung ist die Frequenzabhängigkeit. Sie ist bei der Spannungskorrosionsermüdung stärker ausgeprägt als bei der Korrosionsermüdung.

Abb. 8c beschreibt den Einfluß des Umgebungsmediums auf den Verlauf der Rißausbreitungskurve bei einer Überlagerung von Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung.

2.3.2. Modelle zur Beschreibung der Ermüdungsrißausbreitung in Umgebungsmedien

Bei der quantitativen Vorhersage der Ermüdungsrißausbreitung in korrosiver Umgebung haben sich drei Modelle als mehr oder weniger erfolgreich erwiesen.

Bei dem von Wei und Landes /21/ entwickelten Superpositionsmodell setzt sich die Ermüdungsrißausbreitungsrate in korrosiver Umgebung aus einem rein mechanischen Anteil und einem, beim Vorliegen von Spannungsrißkorrosions-Bedingungen, durch das umgebende Medium verursachten Anteil zusammen:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN} \right)_{mech} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{SRK} \quad (8)$$

Beide Teilprozesse tragen somit durch additive Überlagerung zur Gesamtschädigung bei. Der rein mechanische Anteil $(da/dN)_{mech}$ kann dabei aus Ermüdungsversuchen in inerter Umgebung gewonnen werden, während der Anteil $(da/dN)_{SRK}$ sich aus der Spannungsrißkorrosionskurve $(da/dt - K)$ der verwendeten Werkstoff- Medium- Kombination und dem zeitlichen Belastungsverlauf im Korrosionsermüdungsversuch bestimmt:

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{SRK} = \int_{t_1}^{t_2} \frac{da}{dt} dt, \quad \frac{da}{dt} = f(K) \quad (9)$$

Hierbei wird die Rißwachstumsrate $(da/dN)_{SRK}$ maßgeblich von der Dauer $t_2 - t_1$ bestimmt, während der der zeitliche Belastungsverlauf $K(t)$, s. Abb. 9, den Schwellwert K_{ISCC} überschreitet.

Somit kann das Superpositionsmodell von Wei und Landes sowohl den Einfluß der Frequenz als auch den Einfluß der Belastungsfunktion auf die Rißfortschrittsrate in korrosiver Umgebung qualitativ richtig beschreiben. Quantitativ trifft dies nicht immer zu, besonders nicht bei großen ΔK - Werten. Da dieses Modell aber von der Annahme ausgeht, daß neben der rein mechanischen Ermüdung nur Spannungsrißkorrosions- Bedingungen vorliegen

können, vermag es nicht den experimentell beobachteten Einfluß des umgebenden Mediums auf die Rißwachstumsrate bei Spannungsintensitätsfaktoren kleiner als K_{ISCC} zu beschreiben.

Das von Austen und Walker /22/ vorgestellte Modell der konkurrierenden Schadensvorgänge beschreibt die Teilprozesse rein mechanischer Ermüdung und Spannungsrißkorrosion nicht als additiv überlagert, sondern als miteinander konkurrierend. Die beiden Teilprozesse werden von den Autoren als voneinander unabhängige Prozesse betrachtet, die sich gegenseitig nicht beeinflussen können. Der jeweils schneller ablaufende Vorgang bestimmt dabei den Rißfortschritt. Je nach den Umgebungs- und Belastungsbedingungen erfolgt das Rißwachstum demnach entweder aufgrund rein mechanischer Ermüdung oder aber als Folge der Spannungsrißkorrosions-Bedingungen:

$$\frac{da}{dN} = \max \left\{ \left(\frac{da}{dN} \right)_{mech}, \left(\frac{da}{dN} \right)_{SRK} \right\} \quad (10)$$

Unter der Annahme, daß die Rißausbreitungskurve $da/dt - K$ ab einem Plateauwert des Spannungsintensitätsfaktors K_p bis zur Annäherung an K_{Ic} unabhängig vom Spannungsintensitätsfaktor verläuft, weisen die entsprechenden $da/dN - \Delta K$ - Diagramme ebenfalls einen Plateaubereich auf, in welchem die Rißwachstumsrate da/dN unabhängig von der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors wird (s. Abb. 10).

Auch das Modell der konkurrierenden Schadensvorgänge kann qualitativ den Einfluß der Frequenz auf die Rißfortschrittsrate beschreiben, versagt aber auch bei der Vorhersage der Rißwachstumsrate für Spannungsintensitätsfaktoren kleiner als dem Schwellwert K_{ISCC} .

Erst das von Wei und Simmons /23/ erweiterte Superpositionsmodell berücksichtigt den Anstieg der Rißwachstumsrate in korrosiver Umgebung bei K -Faktoren kleiner als K_{ISCC} . Bei den Autoren setzt sich die resultierende Rißfortschrittsrate da/dN wie folgt zusammen:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN} \right)_{mech} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{SRK} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{KE} \quad (11)$$

Mit dem Anteil $(da/dN)_{\text{mech}}$ wird wieder die frequenzunabhängige mechanische Rißfortschrittsrate in einer inerten Umgebung bezeichnet, $(da/dN)_{\text{SRK}}$ stellt den Anteil der Rißfortschrittsrate dar, der durch Spannungsrißkorrosionsvorgänge bei Spannungsintensitätsfaktoren größer als K_{ISCC} gesteuert wird und $(da/dN)_{\text{KE}}$ repräsentiert den von Zyklusdauer und Zyklusform abhängigen Beitrag zur Rißwachstumsrate, der ein gemeinsames Zusammenspiel von Ermüdung und umgebungsbedingter Einflüsse voraussetzt.

2.3.3. Einfluß der Belastungsfrequenz

Bei der Beschreibung des Einflusses der Frequenz auf die Ermüdungsrißausbreitung muß man nach der Art des umgebungsbedingten Schädigungsmechanismus unterscheiden. Speidel gibt in /24/ eine schematische Darstellung des Frequenzeinflusses auf die Rißfortschrittsrate im Ermüdungsversuch, s. Abb. 11.

Während die Rißwachstumsrate in einem inerten Medium unabhängig von der Belastungsfrequenz ist, stellt sich in Werkstoff- Medium- Kombinationen, die nicht zur Spannungsrißkorrosion neigen, eine vor allem bei kleinen Frequenzen frequenzabhängige Rißwachstumsrate ein. Werkstoff- Medium- Kombinationen, die Spannungsrißkorrosion aufweisen, zeigen einen stark ausgeprägten Einfluß der Frequenz auf die Rißwachstumsrate.

Die Unterscheidung der beiden Schädigungsmechanismen Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung findet sich auch in der Beschreibung des Frequenzeinflusses in der Literatur wieder. So untersucht Barsom /25/ den Einfluß der Frequenz auf die Ermüdungsrißausbreitung bei Belastungen kleiner als K_{ISCC} und stellt in NaCl- Lösung eine mit abnehmender Frequenz verbundene Zunahme der Rißfortschrittsrate fest.

Gallagher /26/ untersuchte den Einfluß der Belastungsfrequenz unterhalb und oberhalb von K_{ISCC} und bestätigte die von Barsom nachgewiesenen Einflüsse der Frequenz im Bereich der Korrosionsermüdung. Auch er macht wie Barsom die Beobachtung, daß bei Reduzierung der Frequenz ab einer gewissen

Grenzfrequenz kein weiterer Anstieg der Rißwachstumsrate mehr zu verzeichnen ist.

Paris et al. /27/ untersuchten den Bereich der Spannungskorrosionsermüdung an einem Spannungsrißkorrosion bildenden niedrigfesten Werkstoff in destilliertem Wasser und fanden dort einen ausgeprägten Einfluß der Frequenz auf die Ermüdungsrißausbreitung. Die von den Autoren gemessenen Erhöhungen der Rißwachstumsrate konnten mit Hilfe des Superpositionsmodell von Landes und Wei nachvollzogen werden.

Salivar et al. /28/ geben einen Überblick über Untersuchungen zum Einfluß der Frequenz auf die Ermüdungsrißausbreitung in verschiedenen Umgebungen und Temperaturen. In all den dort angeführten Untersuchungen und neueren Arbeiten /29 - 31/ zum Einfluß der Frequenz auf die Ermüdungsrißausbreitung wird dieser nur in korrosiver Umgebung und bei hinreichend niedrigen Frequenzen beobachtet.

2.3.4. Einfluß der Belastungsfunktion

Nach den Schlüssen, die man aus dem Einfluß der Frequenz auf die zyklische Rißausbreitung ziehen kann, liegt es nahe, daß auch der zeitliche Verlauf der Belastungsfunktion von Bedeutung für die Ermüdungsrißausbreitung sein kann.

Experimentelle Untersuchungen von Barsom /32/ an einem 12 Ni- 5 Cr- 3 Mo-Stahl in 3 %- NaCl- Lösung bei Raumtemperatur ergaben bei Verwendung einer sinusförmigen, einer dreieckförmigen und einer positiv sägezahnförmigen Belastungsform eine um den Faktor drei höhere Rißfortschrittsrate gegenüber einer rechteckförmigen oder einer negativ sägezahnförmigen Belastungsfunktion gleicher Frequenz. In dieser Untersuchung zeigt Barsom ebenfalls, daß bei Spannungsintensitätsfaktoren K_{max} kleiner als K_{ISCC} dieser beschleunigende Einfluß auf die Rißwachstumsrate nur während des ansteigenden Teils des Belastungsverlaufs wirksam ist.

Achilles und Bulloch /33/ berichten von höheren Rißwachstumsraten an einem SA508 cl III- Stahl bei Verwendung einer positiv sägezahnförmigen gegenüber

einer sinusförmigen Belastungsfunktion, wobei das Ausmaß der Erhöhung der Rißfortschrittsrate von der verwendeten Frequenz sowie dem umgebenden Medium abhängt.

Untersuchungen zum Einfluß der Belastungsform auf die Rißwachstumsrate an Aluminiumlegierungen in 3.5 %- NaCl- Lösung findet man bei Selines und Pelloux /34/. Beim Vergleich von rechteckiger, positiv und negativ sägezahnförmiger Belastungsfunktion stellten die Autoren fest, daß der Einfluß der Umgebung während der Dauer der Rißöffnung wirksam ist, während ein Halten bei der Maximallast keinen Einfluß auf die Rißwachstumsrate zeigt.

James /35/ stellt am Stahl AISI 304, einem dem X6 Cr Ni 18 11 verwandten amerikanischen Austenit, bei einer Temperatur von 538 °C bereits an Luft und einer Frequenz von 0.0014 Hz bei Verwendung einer positiv sägezahnförmigen Belastungsfunktion höhere Rißwachstumsraten fest als bei Verwendung einer rechteckförmigen Belastungsform.

Welcher Teil des zeitlichen Belastungsverlaufs verschiedener Belastungsformen sich bei den beiden Schädigungsphänomenen Korrosionsermüdung bzw. Spannungskorrosionsermüdung auf das umgebungsbedingte Rißwachstum auswirkt ist in Abb. 12 dargestellt. Während bei der Korrosionsermüdung die Lastanstiegsrate verantwortlich ist für das Maß der umgebungsbedingten Erhöhung der Rißwachstumsrate, wirkt sich bei der Spannungskorrosionsermüdung vielmehr die bei hohen Lasten verbrachte Zeitdauer aus.

2.3.5. Einfluß der Temperatur

Der Einfluß der Temperatur auf die Ermüdungsrißausbreitungskurve ist in Abb. 13 schematisch dargestellt. In einer Vielzahl von Untersuchungen weisen die Rißausbreitungskurven an Luft bei höherer Temperatur im Bereich I und II der Rißausbreitungskurve höhere Rißwachstumsraten auf als bei Raumtemperatur. Die Rißfortschrittsrate eines austenitischen Stahls steigt nach James /35/ bei entsprechend niedriger Frequenz von Raumtemperatur bis 650 °C um eine gesamte Dekade der Rißwachstumsrate an. Im Bereich III der Rißausbreitungskurve kann sich der Einfluß der Temperatur auf die Rißfortschrittsrate

umkehren, wenn der obere Schwellwert $K_{\max} = K_{Ic}$ mit zunehmender Temperatur zu größeren Werten hin verschoben wird.

Die Abhängigkeit der Rißwachstumsrate von der Temperatur wird häufig auf die Änderung des Elastizitätsmoduls mit der Temperatur zurückgeführt oder mit dem temperaturabhängigen Einfluß umgebender Medien erklärt. Da sich bei Raumtemperatur im Rißausbreitungsdiagramm für Werkstoffe mit unterschiedlichen Elastizitätsmoduli ein Anstieg der Rißwachstumsrate mit abnehmendem Elastizitätsmodul ergibt, kann man annehmen, daß auch der temperaturabhängige Elastizitätsmodul einen Einfluß auf die Temperaturabhängigkeit der Ermüdungsrißausbreitungskurve bewirkt. Bei der Betrachtung des temperaturabhängigen Einfluß umgebender Medien kann es abhängig vom umgebenden Medium durchaus zu gegenläufigen Trends kommen, wie die Untersuchungen von Cullen et al. und Kondo et al. /30/ zeigen. Während sich bei Cullen et al. für einen bestimmten Stahl mit zunehmender Temperatur bei ca. 200 °C ein Minimum der Rißwachstumsrate einstellt, weisen die Ergebnisse von Kondo et al. für einen anderen Stahl bei der gleichen Temperatur ein Maximum der Rißfortschrittsrate auf.

Eine besonders starke Zunahme der Rißwachstumsrate ist überdies bei zunehmender Temperatur und abnehmender Frequenz zu verzeichnen, wenn sich zeitabhängige Vorgänge, wie das Kriechen, der mechanischen Ermüdungsbeanspruchung überlagern. In Abb. 14 wird der Zusammenhang von Temperatur- und Frequenzabhängigkeit auf die Rißwachstumsrate verdeutlicht.

2.3.6. Einfluß der Mittelspannung

Der Einfluß der Mittelspannung wird üblicherweise durch das Spannungsverhältnis $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = K_{\min} / K_{\max}$ beschrieben und wirkt sich wie in Abb. 15 angedeutet aus. Durch den Einfluß der Mittelspannung erhöht sich bei konstanter Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors die Rißwachstumsrate mit zunehmendem R- Verhältnis, wobei der Einfluß im mittleren Bereich der Rißausbreitungskurve am wenigsten stark ausgeprägt ist oder bei manchen Stählen sogar verschwindet /19/. Meist tritt jedoch mit ansteigendem R-

Verhältnis eine deutliche Verschiebung der Rißausbreitungsgrenzen zu kleineren Werten hin auf.

Im Sinne des ΔK - Konzepts, nach welchem die Ermüdungsrißausbreitung als Folge der zyklischen plastischen Verformungen verstanden wird, die eindeutig von ΔK bestimmt werden, ist der Einfluß der Mittelspannung zunächst nicht erklärbar. Eine mögliche Deutung gibt Elber /36/, der den Einfluß der Mittelspannung auf das Rißschließen, s. Abb. 16, zurückführt. Dabei wird davon ausgegangen, daß der Riß aufgrund plastischer Verformungen an der Rißspitze während eines von R abhängigen Teils des Belastungsverlaufs geschlossen bleibt und somit dem Riß nur noch eine kleinere effektive Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff} zur Ausbreitung zur Verfügung steht.

Einen Überblick über die experimentellen Methoden zur Bestimmung der effektiven Schwingbreite ΔK_{eff} und Hinweise auf theoretische Arbeiten zum Rißschließen werden von Bachmann und Munz /37/ angegeben. Kurihara et. al. /38/ vergleichen verschiedene Bestimmungsgleichungen auf der Basis von ΔK_{eff} hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit auf zwei Reaktordruckbehälterstähle.

Dennoch ist der Einfluß des Rißschließens auf die Rißausbreitung nicht ganz eindeutig. Nach Schwalbe /19/ zeigen einige Werkstoffe ohne nachweisbares Rißschließen eine Abhängigkeit der Rißwachstumsrate vom R - Verhältnis, während andere Werkstoffe wiederum trotz einer Vergrößerung der Schwingungstreifenabstände mit zunehmendem R - Verhältnis global keinen Einfluß der Mittelspannung auf die Rißwachstumsrate aufweisen.

2.4. Fraktographie

Die Bruchflächen metallischer Werkstoffe enthalten Anhaltspunkte über den während der Entstehung und Ausbreitung von Rissen wirksamen Bruchmechanismus. Ziel einer fraktographischen Untersuchung ist es, das Bruchbild zu analysieren und den Zusammenhang zu den bruchauslösenden Ursachen bzw.

Bruchmechanismen herzustellen. Hier soll jedoch lediglich das mikroskopische Aussehen mechanischer Ermüdungsproben beschrieben werden.

Mikroskopisch läßt sich das Erscheinungsbild von mechanisch erzeugten Ermüdungsbruchflächen nach Schwalbe /19/, wie in Abb.17 dargestellt, in folgende drei Bereiche unterteilen.

Im Bereich I, bei relativ kleinen Rißwachstumsraten, verläuft der Ermüdungsriß auf kristallographischen Gleitebenen, die als glatte Facetten auf der Bruchfläche zu erkennen sind. Liegt eine interkristalline Rißausbreitung vor, so sind die Korngrenzen als solche Facetten sichtbar.

Der Bereich II ist mit Rißwachstumsraten größer als etwa 10^{-5} mm/LW meist gekennzeichnet durch parallel zueinander verlaufende Riefen bzw. Schwingungslinien oder Schwingungstreifen, die sich beim Durchlaufen eines Lastwechsels bilden und die fortschreitende Rißfront markieren. Häufig treten diese Schwingungstreifen näherungsweise senkrecht zur makroskopischen Rißausbreitung in Erscheinung, lokal können sie aber durchaus auch andere gefügebedingte Vorzugsrichtungen aufweisen.

Dennoch muß nicht jeder Ermüdungsbruch mit der Bildung von Schwingungstreifen einhergehen, vielmehr zeigen einige Werkstoffe überhaupt keine Schwingungstreifenbildung oder entstandene Schwingungstreifen werden beim Rißschließen durch die Relativbewegung der Rißufer so stark geglättet, daß sie bei rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen nicht mehr erkennbar sind. Ebenso kann der korrosive Angriff umgebender Medien die Bruchfläche so stark schädigen, daß die Schwingungstreifen unkenntlich werden.

Anhand von Blockbelastungsversuchen mit unterschiedlichen Amplituden konnte man zeigen, daß die Rißfront während eines Lastwechsels um den Abstand zweier benachbarter Schwingungslinien fortschreitet. Jedoch kann der Schwingungstreifenabstand nicht einfach dem makroskopischen Rißfortschritt pro Lastwechsel (da/dN) gleichgesetzt werden.

Wie Abb. 18 zeigt, weisen die Schwingungslinien im Bereich kleiner Rißwachstumsraten größere Abstände auf als dem makroskopischen Rißfortschritt pro Lastwechsel entsprechen würde. Lediglich im Bereich mittlerer Rißwachstumsraten findet man häufig Gleichheit von Schwingungstreifenabstand und Rißfortschritt pro Lastwechsel, während bei höheren Rißwachstumsraten der Riß-

fortschritt pro Lastwechsel größer als der Abstand zwischen zwei Schwingungslinien wird. Bei diesen hohen Rißwachstumsraten ändert sich bereits der Rißausbreitungsmechanismus und geht allmählich in einen Wabenstruktur oder Grübchen bildenden Mechanismus über, der schließlich im Bereich III ausschließlich vorherrscht.

Da der Rißzuwachs pro Lastwechsel nicht immer mit dem Abstand der Schwingungslinien übereinstimmt, kann man auch aufgrund von Bruchflächenuntersuchungen nur eine ungefähre Abschätzung der vorliegenden Rißwachstumsrate vornehmen. So kann auch die während der Bildung der Schwingungslinien wirkende Beanspruchung ΔK nach Rhodes et. al. /39/ für verschiedene Stähle aus dem Abstand der Schwingungslinien r durch folgende Beziehung lediglich abgeschätzt werden:

$$r = A \cdot \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^2 \quad (12)$$

mit r in mm und $\Delta K/E$ in $\sqrt{\text{mm}}$, wobei A ein materialabhängiger Kennwert ist, der Werte von 5 bis 20 annehmen kann.

3. Experimentelles

3.1. Werkstoffe

Für die Untersuchungen wurden drei verschiedene Werkstoffe ausgewählt:

ein vergüteter ferritischer Feinkornreaktorbaustahl 20 Mn Mo Ni 5 5 (1.6310),

ein austenitischer Strukturwerkstoff für den Schnellen Brüter SNR 300, der Stahl X 6 Cr Ni 18 11 (1.4948) und

ein plattierter Werkstoff, bestehend aus dem ferritischen Grundwerkstoff 20 Mn Mo Ni 5 5 mit einer austenitischen Plattierung X 6 Cr Ni Nb 18 10 (1.4550).

Die verwendeten austenitischen Materialien gelten wegen ihres hohen Chromanteils (ca. 18%) als korrosionsbeständig. Die chemischen Zusammensetzungen sind den Herstellerangaben /40, 41/ und dem Werkstoffdatenblatt /42/ entnommen und in Tabelle 1 zusammengefaßt.

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Nb (%)
20 Mn Mo Ni 5 5 (1.6310) /40/	0.22	0.29	1.23	0.09	0.51	0.79	/
X 6 Cr Ni 18 11 (1.4948) /41/	0.054	0.50	1.78	17.91	≤ 0.03	10.92	< 0.1
X 6 Cr Ni Nb 18 10 (1.4550) /42/	≤ 0.08	/	/	17/19	/	9/12	10C% bis 1.0

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzungen der verwendeten Werkstoffe in Gewichtsprozenten

Als Werkstoffkenndaten sind in den Werkstoffdatenblättern /42, 43/, die in Tabelle 2 zusammengestellten temperaturabhängigen Werte angegeben.

Temperatur T (°C)	20	100	200	300	400	0 - 800
0.2% Dehn- grenze (MPa) 1.6310 /43/ 1.4948 /43/ 1.4550 /42/	420 185 210	380 155 196	364 127 177	353 110 156	333 98 145	
Zugfestigkeit (MPa) 1.6310 /43/ 1.4948 /43/ 1.4550 /42/	560/680 500/700 550/750					
Elastizitäts- modul (GPa) 1.6310 /43/ 1.4948 /43/ 1.4550 /42/	206 196 200	199 191 194	190 186 186	181 181 179	172 177 172	
Dichte (g/cm ³) 1.6310 /43/ 1.4948 /43/ 1.4550 /42/	7.85 7.90 7.90					
spezifische Wärmekapazität (J/g°C) 1.6310 /43/ 1.4948 /43/ 1.4550 /42/	0.45 0.50 0.50					0.55 0.60 /
Wärmeausdehn. zwischen 20°C und (10 ⁻⁶ 1/°C) 1.6310 /43/ 1.4948 /43/ 1.4550 /42/		11.1 15.5 16.0	12.1 16.5 17.0	12.9 17.0 17.0	13.5 17.5 18.0	
Wärmeleitfähig- keit (W/m°C) 1.6310 /43/ 1.4948 /43/ 1.4550 /42/	44.4 16.7 15.0	44.4 18.0	43.2 18.8	41.8 20.0	39.4 21.4	

Tabelle 2: Temperaturabhängige Materialkenndaten der verwendeten Werkstoffe

Eigene Festigkeitsmessungen bei Raumtemperatur ergaben gegenüber den im Werkstoffdatenblatt gewährleisteten Mindestwerten höhere Werte für Streckgrenze und Zugfestigkeit, die sich auch mit den Herstellerangaben /40, 41/ decken. Die Werte sind in Tabelle 3 zusammengestellt.

	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)
1.6310	490	630
1.4948	231	618

Tabelle 3: RT- Festigkeitsdaten des Ferrits und des Austenits (eigene Messungen)

Die Hauptunterschiede zwischen den Materialkennwerten des ferritischen und des austenitischen Werkstoffs bestehen hinsichtlich der Höhe der Dehngrenze und der Wärmeausdehnungs- bzw. Wärmeleiteigenschaften. Der Austenit dehnt sich unter einer gegebenen Temperaturdifferenz stärker aus und führt eine zugeführte Wärmemenge weniger schnell ab als der Ferrit.

Schliffuntersuchungen der verwendeten Materialien ergaben beim ferritischen und beim austenitischen Werkstoff ein homogenes Gefüge (s. Abb. 19) mit einem Korndurchmesser von 10 - 40 μm im Fall des Ferrits und 30 - 150 μm im Fall des Austenits. Der plattierte Werkstoff weist hingegen in der Plattierung die charakteristische dendritische Erstarrungsstruktur auf. An den angefertigten Schliffen vorgenommene Härteprüfungen ergaben einen mittleren Härtewert $HV_{30} = 194$ für den Ferrit und $HV_{30} = 134$ für den austenitischen Stahl.

Für den plattierten Werkstoff lag die in Abb. 20 wiedergegebene Verteilung der Härte $HV_{0.2}$ vor, die nach Oppel /44/ auf eine im vorliegenden Werkstoff herrschende Eigenspannungsverteilung aufgrund der Schweißplattierung schließen läßt.

Diese Eigenspannungsverteilung wurde mittels dem erweiterten Ring- Kern-Verfahren /45/ von der KWU- Erlangen für den hier verwendeten Werkstoff bestimmt und ist in Abb. 21 dargestellt. Demnach liegt im plattierten Werkstoff eine äquibiaxiale Eigenspannungsverteilung vor, deren Verlauf charakteristisch für spannungsarmgeglühte Plattierungen ist. In der austenitischen Plattierung selbst herrschen bei Raumtemperatur Zugspannungen bis zu 280 MPa, denen Druckspannungen bis zu 100 MPa im Grundwerkstoff entgegenstehen. Der Übergang vom Zug- zum Druckbereich befindet sich in der Fusionslinie.

Hervorgerufen wird diese Eigenspannungsverteilung durch den Abkühlvorgang von der Spannungsarmglühtemperatur, bei welchem sich der Austenit wegen

seines größeren Wärmeausdehnungskoeffizienten stärker kontrahiert als der ferritische Grundwerkstoff.

3.2. Thermoermüdungsprüfstände

Zur Durchführung der thermozyklischen Experimente wurde eine Anlage aufgebaut, die aus drei Thermoermüdungsprüfständen besteht. Abb. 22 gibt das Schema der Anlage wieder. Zwei Prüfstände dienen der Erzeugung rein thermozyklischer Belastungen, ein weiterer Prüfstand ermöglicht die Überlagerung einer konstanten mechanischen Biegevorspannung zur thermozyklischen Beanspruchung. Der erste Prüfstand wurde bereits von Czuck et. al. /46/ beschrieben.

Aus einem Vorratsbehälter werden über eine Druckpumpe die drei Blasenspeicher mit dem Kühlmedium befüllt. Mittels eines Magnetventils steht das Kühlmedium über die Dauer der Kühlphase am Prüfstand an und wird anschließend einem Sammelbehälter zugeführt. Aus dem Sammelbehälter wird das Kühlmedium mit einer Pumpe durch einen Luftkühler geleitet und in den Vorratsbehälter zurückgeführt.

Anhand der Schnittzeichnung, Abb. 23, wird die Funktionsweise des Thermoermüdungsprüfstandes erläutert. Im Prüftopf ist die kreiszylindrische Versuchsplatte mit einem Durchmesser von 150 mm und einer Dicke von 20 bzw. 40 mm so gelagert, daß während des Thermoermüdungsversuchs keinerlei Deformationsbehinderungen auftreten. Im Zentrum der Platte wird eine Kerbe mittels Funkenerosion eingebracht und unter mechanischer Ermüdungsbelastung in einer Dreipunktbiegevorrichtung zu einem wachstumsfähigen Anriß vergrößert.

Die Probe wird im Prüftopf mittels eines Heißluftgebläses auf eine über die Ablaufsteuerung frei vorwählbare homogene Temperatur zwischen 200 °C und 450 °C aufgeheizt. Zwei in der Probe auf unterschiedlichen Positionen eingebrachte Thermoelemente prüfen die Temperatur in der Platte und nach

Erreichen einer homogenen Ausgangstemperatur wird ein Spritzstempel mittels eines Linearverstellgerätes unter einer Last von 3000 N an die Probe herangefahren. Dabei wird im Zentrum der Platte, durch einen Graphitdichtring begrenzt, ein Kühlbereich von 30 mm Durchmesser festgelegt.

Während der sich anschließenden Kühlphase wird die angerissene Seite der Probe lokal für eine vorwählbare Dauer mit vollentsalztem kaltem Wasser, daß sich im Blasenspeicher unter einem Druck von 38 bar befindet, abgekühlt. Das Kühlwasser, mit einem Sauerstoffgehalt von min. 6 ppm, wird im äußeren Ringquerschnitt der koaxialen Spritzvorrichtung wieder abgeführt. Nach Ablauf der Kühldauer wird der Spritzstempel wieder abgefahren und die Probe erneut auf die Ausgangstemperatur aufgeheizt, die sie nach 2 bis 4 Minuten abhängig von der Kühldauer, Ausgangstemperatur und dem Probenvolumen wieder erreicht.

Nach einer vorgegebenen Anzahl von thermischen Lastwechseln wird die Probe wieder einer mechanischen Ermüdungsbelastung in einer Dreipunktbiegevorrichtung ausgesetzt, um die Bruchfläche zur Begutachtung freizulegen.

Neben den oben beschriebenen zwei Prüfanlagen zur Erzeugung rein thermischer Belastungen wurde eine weitere Anlage aufgebaut, die eine Überlagerung von thermischer und mechanischer Belastung ermöglicht. Dazu wird die Versuchsplatte (400 x 80 x 20 mm) wie in Abb. 24 sichtbar, mittels eines Hydraulikzylinders in einer Vierpunktbiegevorrichtung mit einer konstanten mechanischen Kraft vorgespannt und die zyklische thermische Last wie zuvor beschrieben aufgebracht.

Die Prüfanlagen ermöglichen somit die Erzeugung einer mehrachsigen Spannungsverteilung mit steilen Gradienten, wie sie an thermisch beanspruchten Komponenten beobachtet werden. Die thermischen und mechanischen Randbedingungen sind wohl definiert und Versuchsparameter wie Werkstoff, Anfangsrißgeometrie und die thermische Last können auf einfache Weise variiert werden.

3.3. Materialcharakterisierungsexperimente

Neben RT- Zugversuchen am ferritischen und austenitischen Stahl sowie einiger statischer Belastungsversuche am ferritischen Werkstoff wurden in begleitenden Untersuchungen zur Materialcharakterisierung die Einflüsse von Umgebung, Belastungsfrequenz, Belastungsform, Spannungsverhältnis und Temperatur auf das Ermüdungsverhalten der verwendeten Stähle ermittelt. Speziell für den austenitischen Stahl wurde auch das inelastische Materialverhalten unter zyklischer mechanischer Belastung untersucht.

Zu diesem Zweck wurden für den ferritischen Stahl Vierpunktbiegeproben (VPB, 200 x 80 x 20 mm) mit einem halb elliptischen Oberflächenriß und Kompaktproben (C(T), B = 25 mm, W = 50 mm) mit verschiedenen Rißorientierungen aus der gleichen Materialcharge wie die Thermoermüdungsproben entnommen (s. Abb. 25).

Für den austenitischen Stahl wurden zur Untersuchung der Einflüsse von Umgebung, Frequenz, Belastungsform und positiver Spannungsverhältnisse ($R > 0$) auf die Ermüdungsrißausbreitung ebenfalls Vierpunktbiegeproben (VPB, 200 x 80 x 20 mm) mit einem halb elliptischen Oberflächenriß und Kompaktproben (C(T), B = 20 mm, W = 40 mm) verwendet. Die Untersuchung negativer Spannungsverhältnisse ($R < 0$) hinsichtlich ihrer Wirkung auf das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten unter Vierpunktbiegebelastung erfolgte an austenitischen Biegeproben (VPB, 98 x 9 x 18 mm) mit durchgehendem Riß. Zusätzlich wurden für die Untersuchung des inelastischen Materialverhaltens des austenitischen Stahls unter zyklischer mechanischer Belastung Rundproben mit 50 mm Meßlänge zwischen den Meßschultern und einem Durchmesser von 8 mm aus der gleichen Materialcharge wie die Thermoermüdungsproben gefertigt.

Das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten des plattierten Stahls wurde an Vierpunktbiegeproben (200 x 80 x 20 mm) mit halb elliptischem Oberflächenriß und Vierpunktbiegeproben (150 x 10 x 15 mm) mit durchgehendem Riß untersucht. Die Plattierung von ungefähr 5 mm Dicke erstreckt sich bei diesen Proben jeweils über die gesamte Breite und beinhaltet die erosive Kerbe sowie den Ermüdungsanriß.

Alle Proben, die zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens der verwendeten Stähle dienten, wurden in einer 100 KN- Instron Resonanzmaschine an Laborluft

und bei Raumtemperatur mit einem wachstumsfähigen Ermüdungsanriß versehen und anschließend in einer 160 KN- Schenck- servohydraulischen Prüfmaschine mit den verschiedenen Prüfbedingungen beaufschlagt. Für die Untersuchung des Einflusses von vollentsalztem Wasser als Umgebungsmedium auf die Rißausbreitung wurde ein offener Plexiglasbehälter an der Prüfmaschine installiert und die Wasserqualität während jedes Versuchs aufgezeichnet. Zur Untersuchung des Einflusses der Wasserbadtemperatur auf die Ermüdungsrißwachstumsrate wurde der Beckeninhalt über einen Thermostaten umgewälzt.

Die zeitliche Änderung der Wasserqualität während der mechanischen Ermüdungsversuche wird in Abb. 26 wiedergegeben. Durch den Verbrauch von Sauerstoffmolekülen für den Korrosionsprozeß nimmt der Gehalt an freiem Sauerstoff (O_2) mit der in Abb. 26 angegebenen Streubandbreite ab und durch die in Lösung gehenden Korrosionspartikel nimmt die Leitfähigkeit (LF) des vollentsalzten Wassers im Verlauf der Versuchsdauer stetig zu. Der pH- Wert des Wassers ändert sich nur unwesentlich während der Versuchsdauer.

Die Änderung der Rißlänge während der Ermüdungsversuche wurde qualitativ mit Hilfe der Gleichstrompotentialmethode und bei den Probengeometrien mit durchgehenden Rissen zusätzlich mit Hilfe der Compliancemethode verfolgt. Abb. 27 zeigt eine instrumentierte C(T)- Probe mit Stromeinleitungen und Spannungsabgriffen sowie einem Wegaufnehmer zur Bestimmung der Rißöffnung. Die Potentialmethode wurde hier lediglich herangezogen um nachzuweisen, daß im Anschluß an das Setzen von Rißfrontmarkierungen keinerlei rißverzögernde bzw. rißbeschleunigende Effekte auftraten.

In Abb. 28 ist die im mechanischen Ermüdungsversuch an den C(T)- Proben gemessene Änderung der normierten Compliance $C^* = C \cdot E \cdot B$ mit zunehmender Rißlänge dargestellt. Die Ausgleichskurve durch die Meßpunkte diente hierbei zur Bestimmung der Rißlänge zwischen zwei Rißfrontmarkierungen. Rißwachstumsraten, die aus der kontinuierlichen Änderung der Compliance mit fortschreitendem Riß bestimmt wurden, ergänzten die nach der, im folgenden Absatz beschriebenen, Markierungsmethode ermittelten Rißfortschrittssraten. Für die Bestimmung der Rißwachstumsparameter C und n wurden diese Zwischenwerte jedoch nicht berücksichtigt.

Die quantitative Bestimmung der Rißfortschrittssrate erfolgte mittels einer Markierungsmethode, s. Abb. 29. Die Markierungen wurden auf der Bruchfläche durch ein Anheben des Spannungsverhältnisses und der Frequenz erzeugt, wobei für eine gewisse Anzahl von Lastwechseln die Oberlast beibehalten und

die Unterlast angehoben wurde. Bei den mechanischen Ermüdungsproben wurde die Rißlänge an fünf äquidistanten Punkten entlang der Markierung bestimmt und ein Mittelwert nach ASTM- E 399 /13/ berechnet. Bei den Vierpunktbiegeproben mit halb elliptischen Oberflächenrissen erfolgte die Bestimmung der Rißwachstumsrate am tiefsten Punkt und an den Oberflächenpunkten der Halbellipse. Die so bestimmten Rißfortschrittsraten wurden in doppeltlogarithmischer Darstellung über dem Anstieg von ΔK aufgetragen. Die verwendeten Beziehungen zur Berechnung von ΔK für die verschiedenen Proben sind im Anhang aufgeführt.

3.4. Meßwerterfassung

Zur Temperaturbestimmung während der thermozyklischen Belastung steht eine Datenerfassungsanlage der Firma Hewlett Packard vom Typ HP 3054 A zur Verfügung. Die Datenerfassungsanlage setzt sich zusammen aus einem Meßstellenumschalter (Scanner) HP 3497 A, zwei Digitalvoltmetern HP 3437 A und HP 3456 A sowie einem Tischrechner Typ HP 9845 B mit angeschlossenem Massenspeichermedium HP 7911. In dieser Konfiguration arbeitet der Rechner als Steuergerät und kommuniziert mit der Meßwerterfassung über einen HP-Interface- Bus (HP-IB). Als Ausgabegerät wird ein Graphikplotter vom Typ HP 9872 C benutzt.

Für die Temperaturmessung werden isolierte Mantelthermoelemente mit einem Durchmesser von 1 mm verwendet. Die Meßstellen sind über Ausgleichsleitungen auf Steckkarteneinschüben des Meßstellenumschalters angeschlossen. Bei der Ermittlung der Thermospannungen ist die Vergleichsstelle auf der Steckkarte angeordnet, die Umgebungstemperatur wird somit über eine elektronische Schaltung kompensiert. Durch einen Rechnerbefehl werden die Meßkanäle nacheinander auf ein Digitalvoltmeter (DVM) geschaltet, das dann die Meßwerte zur Weiterverarbeitung und Speicherung an den Rechner weiterleitet. Die maximale Abfragerate liegt für die Thermoelementspannungsmessung bei 42 Messungen pro s bei einer Auflösungsgenauigkeit von 100 nV. Die absolute Meßgenauigkeit einschließlich Fehler der Vergleichsstellen-

kompensation, der Temperaturdrift, der DVM- Auflösung und der Umrechnung der Thermoelementspannungen in Temperaturwerte liegt über dem Meßbereich von Raumtemperatur bis 600°C zwischen 0.45 und 0.6°C/47/.

Eine Kalibriermessung von Thermoelementen aus der Herstellungscharge zeigte, daß im Bereich von Raumtemperatur bis 300°C zu große und für darüberliegende Temperaturen teilweise zu kleine Werte abzulesen sind, s. Abb. 30. Der absolute Meßfehler für ein Einzelthermoelement liegt zwischen -0.4 und 1°C. Die Temperaturangabe für eine Einzelpunktmessung ist daher mit einer Unsicherheit von maximal 1.6°C behaftet, resultierend aus der größtmöglichen Abweichung vom Sollwert und dem maximalen Systemfehler; für die Differenzmessung liegt die Unsicherheit bei maximal 1.55°C und ergibt sich als die ungünstigste Streubanddifferenz und der zugehörigen Systemfehlerdifferenz.

4. Ergebnisse

4.1. Bestimmung der Temperaturverteilung

Für die numerische Temperaturanalyse muß die Wärmeübergangszahl im Spritzfleckbereich bekannt sein. Wie in Kap. 5 gezeigt wird, wird diese bei der numerischen Analyse durch Anpassung von gemessenen und berechneten Temperaturverläufen bestimmt. Zur Messung der Temperaturverläufe wurden eine ferritische und eine austenitische Referenzplatte ohne Riß mit 14 NiCr- Ni Mantelthermoelementen bestückt, die auf unterschiedlichen Radien und Tiefen bezüglich des Spritzfleckmittelpunktes angeordnet sind.

Zur Aufnahme der Thermoelemente wurden in der der Spritzoberfläche abgewandten Probenseite Bohrungen angebracht, in welche die Thermo-elemente eingestemmt wurden. Abb. 31 gibt die Lage der Thermoelemente in der Referenzplatte wieder. Somit konnte das räumlich und zeitlich veränderliche Temperaturfeld während eines Belastungszyklus erfasst werden.

Sowohl mit zunehmender Entfernung vom Spritzfleckmittelpunkt als auch mit größer werdendem Abstand von der gekühlten Oberfläche treten weniger starke Temperaturabsenkungen auf, wie die Abb. 32 bis 35 belegen. Hier ist zur vergleichenden Darstellung der Verlauf der normierten Temperatur Θ für verschiedene Thermoelementpositionen in der ferritischen und austenitischen Referenzplatte über der Zeit aufgetragen:

$$\Theta = \frac{T - T_W}{T_A - T_W} \quad (13)$$

mit T = aktuelle Temperatur des Thermoelements
 T_A = homogene Ausgangstemperatur der Probe
 T_W = Temperatur des Kühlwassers

Deutlich zu erkennen ist die im Fall der austenitischen Versuchsplatte geringere Temperaturabsenkung und der weniger steil verlaufende Temperaturabfall. So wurden für die ferritische Platte Temperaturgradienten bis zu 40 °C/s in einem

Millimeter Entfernung zur gekühlten Oberfläche bestimmt, während in der austenitischen Platte lediglich 30 °C/s gemessen wurden. Die Abb. 36 zeigt den Temperaturverlauf in der ferritischen Platte für zwei aufeinanderfolgende Thermozyklen und dokumentiert somit die Reproduzierbarkeit der thermozyklischen Belastung.

Eine Änderung des Temperaturprofils infolge der sich nach hinreichender Lastwechselzahl im Kühlfleckbereich bildenden Oxidschicht, konnte im Experiment auch nach 20000 thermischen Lastwechseln der ferritischen Referenzplatte nicht nachgewiesen werden.

4.2. Ergebnisse der Thermoermüdungsexperimente

Die Untersuchung der Ermüdungsrißausbreitung unter thermozyklischer Belastung wurde an insgesamt 29 Thermoermüdungsproben durchgeführt, wobei neben dem Werkstoff, die Höhe der mechanischen Last, die Höhe der thermischen Last, die Probendicke, die Kühldauer, die Anfangsrißgeometrie, die Lage des Anfangsrisses bzgl. der Walzorientierung und die Anzahl der aufgeprägten Lastwechsel variiert wurde, um einen möglichst breiten Bereich der Belastung zu erfassen. Die Tabellen 4 - 8 geben die einzelnen Thermoermüdungsproben mit ihren Belastungsbedingungen wieder.

Die Abb. 37 - 42 zeigen einige repräsentative Bruchflächenaufnahmen von Thermoermüdungsproben der verschiedenen Materialien, die nach unterschiedlicher Lastwechselzahl und thermischer Belastung mechanisch gebrochen wurden, um den Blick auf die Bruchflächen freizugeben.

Das Rißwachstum aufgrund der thermischen Belastung läßt sich auf der Bruchfläche gut vom mechanischen Rißwachstum unterscheiden, da der mechanische Ermüdungsanriß durch eine sehr glatte Oberfläche geprägt ist und sich der thermische Rißfortschritt durch die stattfindende Oxidation der Bruchfläche gut gegenüber dem Anriß und der mechanisch erzeugten Bruchfläche, die zur Trennung der Probe geführt hat, abhebt.

Rißwachstum aufgrund der thermischen bzw. thermomechanischen Belastung tritt bei allen Proben entlang der gesamten Rißfront des mechanischen Ermüdungsanrisses auf. Wie man an den Abb. 37 und 38 erkennt, weisen die ferritischen Thermoermüdungsproben unregelmäßige Rißfronten auf. Weiterhin fällt beim ferritischen Thermoermüdungsriß das häufig größere Rißwachstum an den Oberflächenpunkten gegenüber dem Rißwachstum in Richtung des tiefsten Punktes der halbelliptischen Rißgeometrie auf.

Demgegenüber findet man beim austenitischen Werkstoff regelmäßiger Rißfronten des thermisch erzeugten Rißfortschritts, der auf glatteren Rißausbreitungsebenen verläuft. Sowohl die thermisch als auch die thermomechanisch erzeugten austenitischen Ermüdungsrisse weisen ausgeprägtes Tiefenrißwachstum auf, was im Gegensatz zu den ferritischen Thermoermüdungsproben zu eher halbkreisförmigen Endrißgeometrien führt.

Die Thermoermüdungsrisse im plattierten Werkstoff weisen wiederum eine andere Rißmorphologie auf. Beim plattierten Werkstoff wird der Ermüdungsanriß in die austenitischen Plattierung eingebracht und breitet sich von dort ausgehend sowohl in Richtung der Oberflächenpunkte als auch in Richtung des tiefsten Punktes aus. Innerhalb der austenitischen Plattierung verläuft der thermisch vorangetriebene Riß, wie auch bei den mechanischen Ermüdungsversuchen in der austenitischen Plattierung, siehe Kap. 4.3.4, beobachtet wird, auf ständig wechselnden Ebenen. Bei den plattierten Thermoermüdungsproben münden die Oberflächenpunkte der Endrißgeometrien ebenso steil auf die freie Oberfläche wie man auch an den austenitischen Proben beobachten kann. Dies läßt vermuten, daß auch der Thermoermüdungsriß in der austenitischen Plattierung mehr Tiefenrißwachstum als Oberflächenrißwachstum aufweist. In Tiefenrichtung verläuft der thermisch erzeugte Riß zunächst bis zur Fusionslinie und bei Erreichen der Fusionslinie zwischen austenitischer Plattierung und ferritischem Grundwerkstoff. Von dort ausgehend bilden sich im ferritischen Grundwerkstoff neue halbelliptische Anrisse auf verschiedenen Ebenen, die nach entsprechender Lastwechselzahl zusammenwachsen.

In allen drei Materialien verzweigt der Thermoermüdungsriß häufig im Anschluß an den mechanischen Anriß im oberflächennahen Bereich und bildet kleine Nebenrisse, s. Abb. 43. Bei der anschließenden mechanischen Ermüdungsbelastung erfolgt die Trennung der Probe entlang des Hauptrisses oder beim Vorhandensein zweier gleichlanger Nebenrisse entlang eines dieser beiden Nebenrisse.

Auch finden sich nach hinreichend hoher Lastwechselzahl Anrisse im Spritzfleckbereich, s. Abb. 44, die sich schließlich zu einem Netz von Rissen vereinigen, das den gesamten Kühlfleck überzieht, s. Abb. 45 und 46.

Nach dem Bruch der Probe wird die Anfangsrißgeometrie lichtmikroskopisch bestimmt und der Rißfortschritt aufgrund der thermischen Belastung vermessen. Aufgrund der an der Oberfläche auftretenden Rißverzweigung gestaltet sich dort die Bestimmung des Rißzuwachses schwieriger. Die Tabellen 9 - 11 geben die experimentell bestimmten Rißzuwächse Δa_{exp} , $\Delta c_{1,\text{exp}}$ und $\Delta c_{2,\text{exp}}$ wieder, wobei Δa_{exp} den Rißzuwachs in Tiefenrichtung und $\Delta c_{1,\text{exp}}$ und $\Delta c_{2,\text{exp}}$ die Rißzuwächse in den beiden Oberflächenrichtungen darstellen.

Für je drei ferritische und drei austenitische thermozyklisch belastete Proben, annähernd gleicher Anfangsrißgeometrie und thermischer Last, sind in Abb. 47 und 48 die Rißzuwächse Δa in Tiefenrichtung bzw. Δc in Oberflächenrichtung der halbelliptischen Rißgeometrie in Abhängigkeit der Lastwechselzahl dargestellt. Bei beiden Werkstoffen kann man deutlich erkennen, daß die Rißwachstumsrate da/dN bzw. dc/dN aufgrund der thermozyklischen Beanspruchung mit zunehmender Lastwechselzahl abnimmt. Obwohl sich die Anfangsrißgeometrien der betrachteten Proben geringfügig unterscheiden, können sie doch zum qualitativen Vergleich des Rißausbreitungsverhaltens der beiden untersuchten Materialien unter thermozyklischer Belastung herangezogen werden. Während beim ferritischen Werkstoff der Rißzuwachs Δc an der Oberfläche stets größer ist als der Rißzuwachs Δa in Tiefenrichtung, tritt beim austenitischen Werkstoff zu Beginn der Rißverlängerung gerade ein gegenteiliger Befund auf. Bei den austenitischen Thermoermüdungsproben findet man am tiefsten Punkt der halbelliptischen Rißgeometrie solange höhere Rißwachstumsraten als an den Oberflächenpunkten, bis die Rißtiefe a größer als die halbe Plattenbreite wird. Offensichtlich wird ab einer bestimmten Rißtiefe die Belastung in Form der thermozyklischen Last so niedrig, daß die Rißfortschrittssrate in Tiefenrichtung gegen Null strebt. Dieses Verhalten läßt sich auch mit Hilfe des in Kap. 5.3 dargestellten Verlaufs der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_A mit zunehmender Rißlänge beschreiben.

Um die gefundenen Rißverlängerungen der treibenden Kraft für die Rißausbreitung in Form des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors gegenüberzustellen, wurden die Anfangs- und Endrißgeometrien der Thermoermüdungsrisse durch Halbellipsen vollständig eingehüllt. Die mittleren globalen Rißwachstumsraten da/dN und dc_1/dN bzw. dc_2/dN werden aus den Rißzuwächsen Δa_{exp}

und $\Delta c_{1,exp}$ bzw. $\Delta c_{2,exp}$ und der Anzahl der aufgetragenen thermischen Lastwechsel bestimmt. Diese Rißfortschrittsraten sind in den Abb. 49 - 52 über der Änderung der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_A bzw. ΔK_C aufgetragen. Die Balkenlänge der eingetragenen Rißwachstumsraten entspricht der Änderung der Schwingbreite der Spannungsintensitätsfaktoren von der Anfangsrißgeometrie zur Endrißgeometrie, wobei die Spannungsintensitätsfaktoren nach den in Kap. 5.2 und 5.3 angegebenen Beziehungen bestimmt wurden. Durch diese Vorgehensweise wird der im Experiment aufgetretene Bereich von ΔK in den meisten Fällen völlig erfasst. Allerdings kann es bei Proben mit sehr großen Rißverlängerungen, bedingt durch den Verlauf des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors, s. Kap. 5.3, zur Ausbildung eines Maximums des ΔK - Wertes zwischen Anfangs- und Endrißgeometrie kommen, das bei dieser Vorgehensweise unberücksichtigt bleibt.

Abb. 49 gibt die Verhältnisse für den ferritischen Stahl unter reiner Thermoermüdungsbeanspruchung wieder. Während die Rißwachstumsraten da/dN am tiefsten Punkt der halbelliptischen Rißgeometrie wenig Streuung aufweisen, lassen sich die Rißwachstumsraten dc_1/dN bzw. dc_2/dN nur durch ein breiteres Streuband beschreiben. Ein Einfluß der Kühldauer auf die Rißwachstumsrate im thermozyklischen Experiment konnte nicht festgestellt werden. Ebenso war auch kein Einfluß der Rißorientierung bzgl. der Walzrichtung auf die Rißwachstumsrate im thermozyklischen Experiment feststellbar.

Abb. 50 gibt die Rißwachstumsraten des ferritischen Stahls unter zyklischer thermischer und überlagerter konstanter mechanischer Belastung wieder. Die mittleren globalen Rißfortschrittsraten werden aufgetragen über dem Anstieg der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors von der Anfangs- bis zur Endrißgeometrie. Die Spannungsintensitätsfaktoren K_A bzw. K_C setzen sich für den Fall der überlagerten mechanischen Belastung zwar zusammen

$$K_C = K_{C,therm} + K_{C,mech}$$

$$K_A = K_{A,therm} + K_{A,mech} \quad (14)$$

aus einem thermischen Anteil K_{therm} und einem mechanischen Anteil K_{mech} , bei der Betrachtung der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_A bzw.

ΔK_C ist allerdings nur noch der zeitlich veränderliche Anteil K_{therm} von Bedeutung, obwohl die Belastung auf einem höheren Lastniveau stattgefunden hat (K_{max} bei der ferritischen Probe 14 = $85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

Die sich durch Überlagerung von mechanischer und zyklisch thermischer Last einstellenden R- Verhältnisse bewegten sich, unter der Annahme, daß die Thermospannungen am Ende der Aufheizphase wieder verschwunden sind, zwischen $0.4 \leq R \leq 0.6$. Während der Dauer des Versuchs, also mit fortschreitendem Riß, verschiebt sich das Spannungsverhältnis R zu größeren Werten hin, da die Anteile $K_{A,\text{mech}}$ bzw. $K_{C,\text{mech}}$ schneller anwachsen als die Anteile $K_{A,\text{therm}}$ bzw. $K_{C,\text{therm}}$. Außerdem unterscheiden sich die R- Verhältnisse am tiefsten Punkt der halb elliptischen Rißgeometrie von denen an den Oberflächenpunkten. Trotz des erhöhten Spannungsverhältnisses fallen die an den Thermoermüdungsproben mit überlagerter mechanischer Vorspannung ermittelten Rißfortschrittsraten in das Streuband der Rißwachstumsraten des reinen Thermoermüdungsexperiments, gekennzeichnet durch die gestrichelten Linien in Abb. 50.

Abb. 51 zeigt die an austenitischen Proben unter reiner Thermoermüdungsbeanspruchung gemessenen Rißwachstumsdaten, aufgetragen über der bei elastischer Spannungsberechnung auftretenden Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors.

Während sich die Rißwachstumsraten der austenitischen Proben mit geringer thermischer Last und die Rißfortschrittsraten an den Oberflächenpunkten der austenitischen Proben mit hoher thermischer Last mit einem relativ engen Streuband beschreiben lassen, würden die Rißwachstumsraten am tiefsten Punkt der halb elliptischen Rißgeometrie, bei der gleichen Auftragungsweise, auffällig aus dem Streuband herausfallen.

Da die austenitischen Thermoermüdungsproben mit hoher thermischer Belastung ein ausgeprägtes Rißiefenwachstum von mehreren mm Länge, in einigen Fällen sogar mehr als der halben Plattendicke aufweisen, wird zwischen Anfangs- und Endrißgeometrie mit fortschreitender Rißtiefe ein sehr großer Bereich der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors überschritten. Mit dieser großen Änderung der ΔK_A - Werte ist auch eine Änderung der Rißfortschrittsrate verbunden, die bei der oben beschriebenen Auftragungsweise unberücksichtigt bleibt.

Durch die Mittelung der Rißfortschrittsrate zwischen Anfangs- und Endrißgeometrie wird eine über einen weiten Bereich der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors konstante Rißfortschrittsrate bestimmt, die die tatsächlich vorliegende Rißfortschrittsrate im Bereich kleiner ΔK_A -Werte nahe der Endrißgeometrie überschätzt und im Bereich großer ΔK_A -Werte nahe der Anfangsrißgeometrie unterschätzt. Aus diesem Grund wurde auf die Eintragung der mittleren globalen Rißfortschrittsrate für den tiefsten Punkt der halb-elliptischen Rißgeometrie der austenitischen Thermoermüdungsproben mit hoher thermischer Belastung verzichtet.

Abb. 52 gibt die Rißwachstumsraten des austenitischen Stahls unter zyklischer thermischer und überlagerter konstanter mechanischer Belastung wieder. Auch hier wurde die mittlere globale Rißfortschrittsrate für die tiefsten Punkte der halb-elliptischen Rißgeometrie der thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsproben aus den bereits oben genannten Gründen nicht mit eingezeichnet. Durch das eingezeichnete Streuband der Rißwachstumsrate der austenitischen rein thermisch belasteten Proben aus Abb. 51 kann man erkennen, daß die Rißfortschrittsraten des thermomechanischen Experiments an der oberen Streubandgrenze des rein thermischen Ermüdungsversuches liegen.

Proben- nr.	Durch- messer (mm)	Dicke (mm)	Ober- temp. $T_o(^{\circ}\text{C})$	Temp. diff. $\Delta T(^{\circ}\text{C})$	Kühl- dauer (s)	Lastw. zahl
1	150	20	306	271	5	15066
2	150	20	313	276	15	20200
3	150	20	311	271	20	3733
4	150	20	405	381	5	4979
5	150	20	414	363	5	15183
6	150	20	409	378	15	10000
7	150	20	411	368	15	20040
8	150	20	406	375	15	20214
9	150	40	409	360	15	13500
10	150	20	415	376	5	5021

Tabelle 4: Belastungsdaten der ferritischen, rein thermisch beanspruchten Ermüdungsproben

Proben- nr.	Länge (mm)	Breite (mm)	Dicke (mm)	mech. Spg. (MPa)	Ober- temp. $T_o(^{\circ}\text{C})$	Temp. diff. $\Delta T(^{\circ}\text{C})$	Kühl- dauer (s)	Lastw. zahl
11	400	80	20	469	302	281	5	25454
12	400	80	20	281	313	262	15	8320
13	400	80	20	469	406	384	5	9636
14	400	80	20	563	407	382	5	6908

Tabelle 5: Belastungsdaten der ferritischen, thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsproben

Proben- nr.	Durch- messer (mm)	Dicke (mm)	Ober- temp. $T_o(^{\circ}\text{C})$	Temp. diff. $\Delta T(^{\circ}\text{C})$	Kühl- dauer (s)	Lastw. zahl
1	150	20	303	262	20	10172
2	150	20	305	267	20	9965
3	150	20	410	393	5	13256
4	150	20	409	371	5	25020
5	150	19.5	403	379	5	5204

Tabelle 6: Belastungsdaten der austenitischen, thermisch beanspruchten Ermüdungsproben

Proben- nr.	Länge (mm)	Breite (mm)	Dicke (mm)	mech. Spg. (MPa)	Ober- temp. $T_o(^{\circ}\text{C})$	Temp. diff. $\Delta T(^{\circ}\text{C})$	Kühl- dauer (s)	Lastw. zahl
6	400	80	18.5	219	408	374	5	3995
7	400	80	19.5	148	308	278	5	19350
8	400	80	19	208	309	289	5	12515
9	400	80	19	156	405	369	5	13000
10	400	80	19	156	405	380	5	4308
11	400	80	19	156	404	381	5	2001
12	400	80	19	208	304	282	5	4106
13	400	80	19	156	404	375	5	1485

Tabelle 7: Belastungsdaten der austenitischen, thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsproben

Proben- nr	Durch- messer (mm)	Länge (mm)	Breite (mm)	Dicke (mm)	mech. Spg. (MPa)	Ober- temp. $T_o(^{\circ}C)$	Temp. diff. $\Delta T(^{\circ}C)$	Kühl- dauer (s)	Lastw. zahl
1	150	-	-	40	-	408	377	5	10041
2	-	400	80	20	375	407	373	5	9174

Tabelle 8: Belastungsdaten der thermisch bzw. thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsproben des plattierten Werkstoffs

Proben- nr.	Rißori- entier- ung	Anfan- gsriß a_i (mm)	Anfan- gsriß c_i (mm)	gef. Rißzu- wachs Δa_{exp} (mm)	ber. Rißzu- wachs Δa_{ber} (mm)	gef. Rißzu- wachs $\Delta c_{1,exp}$ (mm)	gef. Rißzu- wachs $\Delta c_{2,exp}$ (mm)	ber. Rißzu- wachs Δc_{ber} (mm)
1	TL	2.53	3.51	1.06	0.84	1.31	0.85	1.45
2	TL	2.36	3.20	1.59	1.18	2.22	1.88	2.04
3	LT	2.74	3.84	0.37	0.21	1.09	0.55	0.37
4	LT	2.99	4.20	1.23	1.44	3.08	2.62	2.38
5	TL	1.97	3.12	2.65	1.96	6.51	4.31	3.09
6	LT	2.1	3.15	2.20	1.33	4.10	4.03	2.17
7	TL	1.88	2.70	2.44	2.60	3.18	2.84	4.25
8	LT	3.72	7.30	3.24	4.71	8.48	5.34	5.75
9	TL	3.62	6.49	4.32	5.94	8.60	7.00	10.30
10	TL	0.89	2.19	0.80	1.27	1.94	1.43	1.42
11	LT	3.18	5.80	3.96	3.53	8.57	5.56	5.42
12	LT	3.12	5.45	1.06	0.96	5.08	4.97	1.43
13	LT	3.58	3.58	5.72	1.88	8.96	9.42	4.14
14	LT	2.27	3.20	3.54	1.59	6.80	4.90	2.64

Tabelle 9: Gemessene und berechnete Rißverlängerungen der ferritischen thermisch bzw. thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsproben

Proben- nr.	Rißori- entier- ung	Anfan- gsriß a_i (mm)	Anfan- gsriß c_i (mm)	gef. Rißzu- wachs Δa_{exp} (mm)	ber. Rißzu- wachs Δa_{ber} (mm)	gef. Rißzu- wachs $\Delta c_{1,exp}$ (mm)	gef. Rißzu- wachs $\Delta c_{2,exp}$ (mm)	ber. Rißzu- wachs Δc_{ber} (mm)
1	TL	2.80	4.22	0.76	0.55	1.02	1.68	1.23
2	TL	2.55	3.39	0.73	0.45	0.77	1.15	1.17
3	LT	2.11	3.77	10.22	3.85	8.94	-	9.51
4	LT	1.90	3.60	11.30	5.36	11.80	13.40	13.93
5	LT	2.12	3.70	4.77	1.45	2.80	3.12	2.82
6	LT	3.35	5.43	4.82	0.85	3.23	3.89	2.46
7	LT	2.22	4.20	5.72	1.37	3.14	4.56	2.69
8	LT	3.58	4.12	7.17	0.45	6.63	6.75	2.23
9	LT	3.88	4.66	9.08	1.75	8.76	9.59	8.31
10	LT	2.85	5.44	7.60	1.18	3.92	3.49	2.54
11	LT	2.80	5.45	3.58	0.62	1.75	1.74	1.15
12	LT	3.24	5.95	3.48	0.29	2.20	2.12	0.67
13	LT	3.42	5.60	2.68	0.31	2.00	1.84	0.87

Tabelle 10: Gemessene und berechnete Rißverlängerungen der austenitischen thermisch bzw. thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsproben

Proben- nr.	Rißori- entier- ung	Anfan- gsriß a_i (mm)	Anfan- gsriß c_i (mm)	gef. Rißzu- wachs Δa_{exp} (mm)	gef. Rißzu- wachs $\Delta c_{1,exp}$ (mm)	gef. Rißzu- wachs $\Delta c_{2,exp}$ (mm)
1	LT	1.24	2.50	3.70	4.41	4.93
2	LT	3.20	6.00	2.47	4.99	4.38

Tabelle 11: Gemessene Rißverlängerungen der thermisch bzw. thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsproben des plattierten Werkstoffs

4.3. Ergebnisse der Materialcharakterisierungsexperimente

4.3.1. Statische Belastungsversuche am ferritischen Stahl

Zur Klärung der Frage, ob der verwendete ferritische Stahl in Kombination mit vollentsalztem Wasser als umgebendem Medium zur Spannungsrißkorrosion neigt, wurden entsprechende statische Belastungsversuche an Biegeproben durchgeführt. Dazu wurde eine von Döker /48/ beschriebene Versuchsvorrichtung benutzt, bei der die, mit einem Ermüdungsriß versehene, Biegeprobe einerseits fest eingespannt ist und andererseits über ein an einem Hebelarm wirkendes Gewicht in einer Art kraftgesteuertem Versuch beansprucht wird.

Die statischen Belastungsversuche wurden bei Raumtemperatur in vollentsalztem Wasser mit einem Sauerstoffgehalt von ca. 6 ppm durchgeführt, wobei neben der Wasserqualität die Rißaufweitung und das Korrosionspotential mitgemessen wurde.

Zwar nimmt die Rißaufweitung im Laufe der Versuchsdauer, vermutlich als Folge von Ausrundungen an der Rißspitze zu, dennoch lieferte weder das Korrosionspotential noch die Untersuchung der Bruchflächen Hinweise auf die Ausbildung von Spannungsrißkorrosion. Bis zu Spannungsintensitätsfaktoren von $70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ konnten unter den gegebenen Bedingungen keine Hinweise auf umgebungsbedingtes Rißwachstum gefunden werden.

Dieses Ergebnis berechtigt auch zu der Annahme, daß zumindest bei Raumtemperatur und Spannungsintensitätsfaktoren kleiner als $70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ das mechanische Ermüdungsverhalten des ferritischen Stahls in wässriger Umgebung mehr durch Korrosionsermüdung als durch Spannungskorrosionsermüdung geprägt sein wird. Dies wird durch die Resultate im folgenden Kapitel bestätigt.

4.3.2. Mechanische Ermüdungsversuche am ferritischen Stahl

Die im Rahmen der Materialcharakterisierungsexperimente durchgeführten mechanischen Ermüdungsversuche dienen der Bestimmung geeigneter Rißwachstumsparameter zur Vorhersage der Rißausbreitung unter thermozyklischer Belastung. Da das Rißausbreitungsverhalten metallischer Werkstoffe nicht nur vom Material, sondern auch von den Umgebungs- und Belastungsbedingungen abhängt, wurden die Einflüsse von Umgebungsmedium, Belastungsfrequenz und -form sowie Temperatur und Mittelspannung auf die Rißausbreitungsrate der verwendeten Materialien untersucht.

Zur Ermittlung der Rißausbreitungsrate da/dN bei den mechanischen Ermüdungsversuchen wurde der Rißfortschritt Δa zwischen zwei, nach der in Kap. 3.3 beschriebenen Markierungsmethode erzeugten, benachbarten Rißfrontmarkierungen bestimmt und ins Verhältnis gesetzt zu der aufgetragenen Anzahl von Lastwechseln. Die so über den Bereich von Δa gemittelte Rißwachstumsrate da/dN wird dann über dem Anstieg der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK in doppeltlogarithmischer Weise aufgetragen. Dabei werden zur Bestimmung von ΔK die im Anhang angegebenen Gleichungen verwendet und für die Rißlänge a jeweils das arithmetische Mittel zweier benachbarter Rißfrontmarkierungen eingesetzt. Durch Anpassung einer Ausgleichsgeraden an die Meßdaten erhält man dann die Rißwachstumsparameter C und n für die jeweiligen Testbedingungen.

Die im Rahmen der Materialcharakterisierungsexperimente durchgeführten Ermüdungsversuche an C(T)- Proben zeigen, daß der ferritische Stahl im Umgebungsmedium Wasser bei kleinen Belastungsfrequenzen eine höhere Rißwachstumsrate aufweist als bei entsprechenden Versuchen an Luft als umgebendem Medium.

Bei Raumtemperatur und sinusförmiger Belastungsfunktion im Umgebungsmedium Luft besteht, wie Abb. 53 zeigt, über den untersuchten Frequenzbereich von 20 Hz bis 1/15 Hz kein Einfluß der Frequenz auf die Rißausbreitungsrate. Dagegen konnte bei sinusförmiger Belastungsfunktion und vollentsalztem Wasser als umgebendem Medium sowohl bei Raumtemperatur, s. Abb. 54, als auch bei erhöhter Temperatur (80 °C) ein ausgeprägter Einfluß der Belastungsfrequenz auf die Wachstumsrate des Risses festgestellt werden. Bei einer Verringerung der Frequenz tritt als Folge von zeitabhängigen korrosiven

Prozessen an der Rißspitze ein deutlicher Anstieg der Rißfortschrittsrate auf. Dieser Effekt scheint sich aber nur bis zu einer Belastungsfrequenz von 1/15 Hz auszuwirken, da auch eine weitere Reduzierung der Frequenz auf 1/30 Hz keine weitere Erhöhung der Rißwachstumsrate bewirkt.

Den gleichen Sachverhalt kann man auch aus Abb. 55 entnehmen. Hier sind die für konstante Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors ΔK gemessenen Rißwachstumsraten über der Belastungsfrequenz aufgetragen. Auch hier ist eine Erhöhung der Rißwachstumsrate bei gleichzeitiger Absenkung der Frequenz festzustellen. Wie von Barsom /49/ und Van der Sluys /50/ beschrieben wurde, scheint auch für die hier untersuchte Kombination von Material und Umgebungsmedium bei stetiger Verringerung der Frequenz ein Maximum in der Rißwachstumsrate durchlaufen zu werden. Barsom erklärt das Auftreten dieses Maximums damit, daß bei immer kleiner werdender Frequenz der zyklische Versuch schließlich zur monotonen Belastung entartet und bei Belastungen unterhalb von K_{ISCC} schließlich zu keiner Rißverlängerung führen darf.

Neben dem Einfluß der Belastungsfrequenz konnte für den ferritischen Stahl auch ein Einfluß der Belastungsfunktion auf die Rißausbreitungsrate nachgewiesen werden. Dazu wurden außer einer sinusförmigen Belastungsfunktion noch eine trapezförmige Belastungsfunktion untersucht, deren zeitlicher Verlauf dem Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors für flache Risse im Thermoermüdungsexperiment nachgebildet wurde. Dabei wurde zur Untersuchung verschiedener Frequenzen der trapezförmigen Belastungsform die Lastanstiegsrate bis zum Kraftmaximum konstant gehalten und lediglich die Abklingzeit der Lastfunktion nach Durchlaufen des Kraftmaximums variiert, um eine möglichst genaue Reproduktion des K- Faktorverlaufs des Thermoermüdungsexperiments zu erhalten. Abb. 56 zeigt den untersuchten trapezförmigen und sinusförmigen Belastungsverlauf.

Die sinusförmige Belastungsfunktion weist nach Abb. 57 über den gesamten untersuchten ΔK - Bereich eine höhere Rißwachstumsrate auf als die mechanischen Ermüdungsversuche unter trapezförmiger Belastungsform. Dieses Verhalten wird auch von Barsom /49/ beschrieben und auf die bei verschiedenen Belastungsfunktionen unterschiedlichen Lastanstiegsraten zurückgeführt. Auch der Einfluß der Belastungsfrequenz verschwindet für die Versuche mit trapezförmiger Belastungsfunktion sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 80 °C nach Abb. 58, da eben gerade die gleiche Lastanstiegsrate für beide Frequenzen gewählt wurde.

Die Untersuchung des Einflusses verschiedener Rißorientierungen bzgl. der Walzrichtung des verwendeten Materials auf die Ermüdungsrißausbreitungsrate zeigte, daß der ferritische Stahl bei den untersuchten Testbedingungen relativ unsensibel auf eine Änderung der Rißorientierung reagiert. Lediglich für die Rißorientierung LS wurde nach Abb. 59 eine leicht höhere Rißwachstumsrate gegenüber den restlichen Orientierungen gefunden.

Zusätzlich zu den mechanischen Ermüdungsversuchen an C(T)- Proben wurden an halbelliptischen Oberflächenrissen in Platten unter Vierpunktbiegeschwellbelastung Rißwachstumsmessungen im Wasserbad durchgeführt. Dabei wurde die Rißwachstumsrate da/dN in Tiefenrichtung und die Rißwachstumsrate dc/dN in Oberflächenrichtung der halbelliptischen Rißgeometrie in Abhängigkeit von ΔK_A bzw. ΔK_C gemessen. Die an den C(T)- Proben bestimmten Einflüsse der Umgebungs- und Belastungsbedingungen auf die Ermüdungsrißausbreitung konnten durch die mechanischen Ermüdungsversuche an Oberflächenrissen bestätigt werden. Wie Abb. 60 zeigt, ergaben sich bei den Versuchen an Plattenproben mit halbelliptischen Oberflächenrissen gleiche Rißwachstumsraten wie bei den Versuchen an C(T)- Proben.

Darüber hinaus ergaben die Untersuchungen der Bruchflächen denselben gleichmäßigen Verlauf der Rißfronten wie man sie auch an Luft beobachtet, s. Abb. 61. Dies läßt darauf schließen, daß das Umgebungsmedium allein nicht die Ursache sein kann für die unregelmäßigen Rißfronten der ferritischen Thermoermüdungsproben.

Auch die an C(T)- Proben durchgeführte Untersuchung verschiedener Spannungsverhältnisse bzgl. ihrer Auswirkung auf die mechanische Rißwachstumsrate des ferritischen Stahls ließ nach Abb. 62 keinen großen Einfluß sichtbar werden. Viel eher lassen sich die Rißwachstumsdaten im mittleren Bereich der Rißausbreitungskurve unter den angegebenen Testbedingungen für den gesamten Bereich von $0.1 \leq R \leq 0.7$ durch ein und dieselbe Ausgleichsgerade darstellen.

Dieser Befund wird auch von Tomkins /51/ bestätigt, der an dem amerikanischen Stahl A533- B, einem Pendant des in dieser Arbeit verwendeten ferritischen Stahls, über den Bereich von $0 \leq R \leq 0.85$ ebenfalls keinen Einfluß des Spannungsverhältnisses im linearen Bereich der Rißausbreitungskurve feststellen konnte. Auch Tomkins beschreibt das Rißausbreitungsverhalten des Stahls A533- B für verschiedene R- Werte mit einer einzigen Gerade.

Ob das Spannungsverhältnis R trotz des fehlenden Einflusses im mittleren Bereich der Ermüdungsrißausbreitungskurve nicht trotzdem noch einen Einfluß auf den unteren Schwellwert ΔK_0 besitzt, kann nach diesen Untersuchungen nicht ausgeschlossen werden.

4.3.3. Mechanische Ermüdungsversuche am austenitischen Stahl

Wegen der beim ferritischen Stahl teilweise sehr stark ausgeprägten Einflüsse auf die Ermüdungsrißausbreitungsrate wurden auch beim austenitischen Stahl die Einflüsse von Umgebung, Frequenz, Belastungsform, Temperatur und Spannungsverhältnis untersucht.

Untersuchungen an austenitischen C(T)- Proben ergaben bei Raumtemperatur keinen Einfluß des vollentsalzten Wassers auf die Rißwachstumsrate des Austenits im Vergleich mit Messungen an Laborluft. Wie Abb. 63 zeigt, weist der austenitische Stahl ebenfalls keinen Einfluß der Belastungsfunktion und der Temperatur auf die Rißwachstumsrate im untersuchten Frequenzbereich auf.

Auch der in Abb. 64 dargestellte Einfluß der Frequenz auf die Rißwachstumsrate ist beim Austenit wenig ausgeprägt. Zwar ist mit zunehmender Frequenz ein geringfügiger Abfall der Rißfortschrittsrate zu verzeichnen der jedoch eher der Streuung der Rißwachstumsdaten als einem echten Frequenzeinfluß zuzuschreiben ist.

Auch beim austenitischen Stahl fallen die an Vierpunktbiegeplatten mit halbelliptischem Oberflächenriß im mechanischen Ermüdungsversuch im Wasserbad gemessenen Rißwachstumsdaten, s. Abb. 65, ins Streuband der an C(T)- Proben gewonnenen Ergebnisse und bestätigen damit die Übertragbarkeit der an einfachen Rißgeometrien (C(T)- Probe) gewonnenen Materialparameter auf kompliziertere Rißgeometrien wie den halbelliptischen Oberflächenriß.

Die Untersuchung positiver und negativer Spannungsverhältnisse auf die mechanische Rißfortschrittsrate ergab das in Abb. 66 dargestellte Ergebnis. Die Rißwachstumsrate bleibt im untersuchten ΔK - Bereich unbeeinflusst von positiven Spannungsverhältnissen. Die Rißfortschrittsrate des austenitischen

Stahls läßt sich im linearen Bereich der Rißausbreitungskurve für verschiedene positive Spannungsverhältnisse mit einer einzigen Geraden beschreiben. Die Untersuchung negativer Spannungsverhältnisse wurde in einer speziell für diese Belastungsart entwickelten spielfreien Ermüdungsvorrichtung an Vierpunktbiegeproben mit durchgehendem Riß durchgeführt. Dabei ergab sich eine Verringerung des zyklischen Rißfortschritts bei Auftragung über $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ mit zunehmendem Druckanteil im Belastungsverlauf.

Um den bei der Thermoermüdung des austenitischen Stahls auftretenden hohen überelastischen Beanspruchungen Rechnung zu tragen, wurden entsprechende experimentelle Untersuchungen angestellt, um das inelastische Materialverhalten des Austenits unter zyklischer mechanischer Beanspruchung zu charakterisieren und Materialparameter für geeignete konstitutive Modelle bereitzustellen.

Dazu wurden rißfreie Proben zwischen vorgegebenen Dehngrenzen zyklisch beansprucht und die sich einstellenden mechanischen Spannungen in Abhängigkeit der Lastwechselzahl für verschiedene Dehnschwingbreiten und Temperaturen aufgezeichnet. Das sich beim Austenit einstellende verfestigende Werkstoffverhalten ist in Abb. 67 in Form von Hysteresekurven bei einer Temperatur von $T = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Dehnschwingbreite von $\Delta\varepsilon = 1 \%$ dargestellt. Die Hysteresekurven richten sich bis zum 190. Zyklus stetig auf und erreichen sodann eine stabile Sättigungsschleife, bevor das Spannungsmaximum über eine große Anzahl von Lastwechseln wieder langsam abfällt. Trägt man die sich einstellenden Sättigungsspannungen, s. Tabelle 12, über den aufgebrauchten Dehnamplituden auf, so erhält man ein zyklisches Spannungs- Dehnungs Diagramm, das die Grundlage für eine elastisch- plastische Spannungsanalyse bilden kann. In Abb. 68 sind die gemessenen zyklischen Spannungs- Dehnungs-Kurven bei verschiedenen Temperaturen in bilinearer Form dargestellt. Die Regressionsgerade durch die gemessenen Sättigungsspannungen wurde dabei durch die bei der jeweiligen Temperatur bestimmten Elastizitätsmoduli ergänzt. Von Raumtemperatur ausgehend fallen die Sättigungsspannungen bei Erhöhung der Temperatur auf $200 \text{ }^\circ\text{C}$ zunächst ab und steigen dann wieder mit zunehmender Temperatur im Bereich von $200 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $400 \text{ }^\circ\text{C}$ an.

	0.125%	0.250%	0.375%	0.500%
RT	218.4	262.8	297.4	328.6
200°C	129.4	170.1	202.8	227.2
300°C	134.1	175.6	213.0	238.5
400°C	145.5	194.5	226.5	283.4

Tabelle 12: Sättigungsspannungen des austenitischen Stahls unter zyklischer inelastischer mechanischer Beanspruchung für verschiedene Dehn-amplituden und Temperaturen in MPa

4.3.4. Mechanische Ermüdungsversuche am plattierten Werkstoff

Die Untersuchung des mechanischen Ermüdungsverhaltens des plattierten Werkstoffs beschränkte sich auf die Ermittlung der entsprechenden Rißwachstumsparameter C und n für eine feste Wahl von Belastungs- und Umgebungsbedingungen. Wegen des einerseits sehr sensiblen Verhaltens des ferritischen Grundmaterials und des andererseits unsensiblen Verhalten des austenitischen Werkstoffs auf die Umgebungs- und Belastungsbedingungen wurden die am ferritischen Grundmaterial für eine Rißwachstumsvorhersage unter Thermoermüdungsbedingungen als sinnvoll erachteten Testparameter auf den plattierten Werkstoff übertragen.

Wie Abb. 69 zeigt, fallen die an Vierpunktbiegeplatten mit halb elliptischem Oberflächenriß und die an Vierpunktbiegeproben mit durchgehendem Riß ermittelten Rißwachstumsraten in ein gemeinsames Streuband der Rißwachstumsrate des plattierten Werkstoffs.

Der Ermüdungsanriß wurde sowohl in den Vierpunktbiegeproben mit durchgehendem Riß als auch in den Vierpunktbiegeplatten mit halb elliptischem Oberflächenriß in die austenitische Plattierung eingebracht und breitete sich von dort ausgehend zunächst in der Plattierung und anschließend im ferritischen Grundmaterial aus. Daraus resultiert, daß die Rißfortschrittsraten in der austenitischen Plattierung sowohl bei den Vierpunktbiegeproben mit durchgehendem Riß als auch bei den Vierpunktbiegeplatten mit halb elliptischem

Oberflächenriß in Richtung des tiefsten Punktes nur im Bereich kleiner ΔK -Werte bestimmt werden konnten.

Da die Oberflächenpunkte der halb elliptischen Rißgeometrie der Vierpunktbiegeplatten auch bei Rißverlängerung nicht aus der austenitischen Plattierung herauslaufen können, sind ihnen die Plattierungsrißwachstumsraten im Bereich großer ΔK -Werte zuzuordnen. Somit gibt es keine Rißfortschrittsdaten des ferritischen Grundwerkstoffs von den Oberflächenpunkten der Vierpunktbiegeplatten. Die in Abb. 69 eingezeichneten, Rißfortschrittsraten des ferritischen Grundwerkstoffs sind im Bereich kleiner ΔK -Werte auf den tiefsten Punkt der halb elliptischen Rißgeometrie der Vierpunktbiegeplatten und im Bereich größerer ΔK -Werte auf die Vierpunktbiegeproben mit durchgehendem Riß zurückzuführen.

Auffällig ist der Verlauf des Ermüdungsrissses in der austenitischen Plattierung. Hier verläuft der Riß nicht auf einer glatten Ermüdungsebene, sondern wechselt während der Verlängerung ständig die Ausbreitungsrichtung. Dieses Ausbreitungsverhalten wird nach Pedron et. al. /52/ häufig bei austenitischen Schweißplattierungen beobachtet und auf die Mikrostruktur der Schweißplattierung zurückgeführt.

Trennt man die am plattierten Werkstoff gemessenen Rißfortschrittsraten in Rißfortschrittsraten der austenitischen Plattierung und in Rißfortschrittsraten des ferritischen Grundmaterials, so kann man in Abb. 69 erkennen, daß in der austenitischen Plattierung im Bereich größerer ΔK -Werte eine höhere Rißwachstumsrate als im ferritischen Grundmaterial vorliegt. Vergleicht man die Rißfortschrittsrate im ferritischen Grundmaterial mit der Ausgleichsgeraden, die bei entsprechenden Versuchsparemtern an ferritischen Ermüdungsproben in Kap. 4.3.2 gewonnen wurde, so stellt man fest, daß sich die im ferritischen Grundmaterial des plattierten Werkstoffs gemessenen Rißfortschrittsraten um diese Ausgleichsgerade gruppieren. Dagegen weisen die in der austenitischen Plattierung (Werkstoffnr. 1.4550) gemessenen Rißfortschrittsraten im gleichen ΔK -Bereich höhere Werte auf als die entsprechende Ausgleichsgerade für austenitische Ermüdungsproben (Werkstoffnr. 1.4948) aus Kap. 4.3.3. Da sich die Rißwachstumsraten verschiedener austenitischer Stähle im linearen Bereich der Rißwachstumskurve üblicherweise nicht sonderlich unterscheiden, muß der Anstieg der Rißfortschrittsrate in der austenitischen Plattierung gegenüber der Ausgleichsgeraden für den austenitischen Stahl aus Kap. 4.3.3 auf den Einfluß der Mikrostruktur in der Schweißplattierung zurückgeführt werden.

Ein Einfluß des sich ändernden Werkstoffs auf die an den Proben bestimmte Rißfortschrittsrate konnte beim Übergang von der austenitischen Plattierung zum ferritischen Grundmaterial weder im da/dN - ΔK - Diagramm noch durch entsprechende Potentialaufzeichnungen nachgewiesen werden. Jedoch weisen die mechanisch ermüdeten Proben des plattierten Werkstoffs wie die entsprechenden Thermoermüdungsproben eine leichte Öffnung der Fusionslinie auf. Die erste sichtbare Markierung im ferritischen Grundmaterial ist, wie in Abb. 70 ersichtlich, in ihrer Form verändert gegenüber den folgenden Markierungen. Dieses Nachhinken der Rißfront am tiefsten Punkt der halb elliptischen Rißgeometrie läßt vermuten, daß beim Passieren der Fusionslinie wie an den Thermoermüdungsproben beobachtet, der Riß zunächst in der Fusionslinie verzweigt und sich erst wieder neue Anrisse bilden müssen, die dann nach weiterem Rißfortschritt bis zur ersten Markierung zusammengewachsen sein können. Außerdem wirkt sich hier auch noch die veränderliche Dicke der Plattierung auf die Ausbildung der Rißfront aus.

4.4. Fraktographische Ergebnisse

Die fraktographische Untersuchung der mechanischen und thermischen Ermüdungsbruchflächen soll Aufschluß über den vorliegenden Bruchmechanismus geben und Unterschiede der verwendeten Materialien unter Thermoermüdungsbeanspruchung aufzeigen.

Zur rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung der Bruchflächen der Thermoermüdungsproben sowie der im Wasserbad beanspruchten mechanischen Ermüdungsproben ist es notwendig, eine Reinigung der Bruchflächen vorzunehmen, da während der thermozyklischen Belastung sich eine dünne Oxidschicht auf der Bruchfläche ausbildet und deren Betrachtung verhindert.

Bei der Beseitigung dieser Oxidschicht ist zu beachten, daß einerseits eine vollständige Reinigung der Bruchflächen erfolgen soll, andererseits aber die Bruchmorphologie durch den Reinigungsprozess unverändert bleiben muß. Als

eine Methode, die beiden Forderungen genügt, wird von Yazuwich /53/ und Kemppainen /54/ ein elektrochemisches Verfahren beschrieben, dessen Wirkung auf der Verwendung des Elektrolyten Endox 240 beruht. Durch kathodische Beschaltung der Probe und der Benutzung eines Platinbleches als Anode können bei einer angelegten Stromdichte von 100- 250 mA/cm² die Oxidschichten abgelöst werden, ohne die Bruchmorphologie maßgeblich zu beeinflussen.

Die untersuchten mechanischen Ermüdungsproben des Ferrits und des Austenits weisen nach Abb. 71 durchweg einen duktilen und transkristallinen Rißverlauf mit entsprechender Schwingungsstreifenbildung auf. Lediglich beim plattierten Werkstoff konnte im Bereich der Fusionslinie ein deutlich interkristalliner Verlauf des mechanischen Ermüdungsrisse festgestellt werden, der vermutlich auf die durch den Schweißprozeß geschwächten Korngrenzenbereiche zurückzuführen ist. An den im Wasserbad mechanisch ermüdeten ferritischen Proben finden sich teilweise Sekundärrisse wie in Abb. 71 ersichtlich, deren Länge, Anzahl und Rißöffnung allerdings weniger stark ausgeprägt ist als bei den Thermoermüdungsproben.

Die Thermoermüdungsproben wurden in der ersten Phase von Rintamaa /55/ am VTT in Finnland untersucht. Später wurden die fraktographischen Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop des Instituts für Technische Physik des Kernforschungszentrums Karlsruhe durchgeführt. Die Untersuchungen der Thermoermüdungsbruchflächen ergaben sowohl beim Ferrit als auch beim austenitischen Stahl einen überwiegend duktilen und transkristallinen Verlauf des Thermoermüdungsrisse, der typische Schwingungsstreifenbildung aufweist, wie Abb. 72a und b zeigen.

Auf verschiedenen Bruchflächen vermessene lokale Schwingungsstreifenabstände ergaben in den meisten Fällen größere Rißfortschritte pro Lastwechsel als die aus der Anzahl der aufgetragenen Lastwechsel und dem erzeugten Rißfortschritt errechnete mittlere globale Rißwachstumsrate. Die Tabellen 13 und 14 stellen die Ergebnisse lokal ermittelter Schwingungsstreifenabstände der mittleren globalen Rißfortschrittsrate ausgewählter austenitischer und ferritischer Thermoermüdungsproben gegenüber. Da keine genaueren Angaben über den ΔK - Wert am Ort der ermittelten lokalen Schwingungsstreifenabstände gemacht werden können, sind in den Tabellen die zwischen Anfangs- und Endrißgeometrie am tiefsten Punkt A und an den Oberflächenpunkten C der halb elliptischen Rißgeometrie überschrittenen ΔK - Bereiche angegeben. Obwohl die Rißfortschrittsrate üblicherweise mit Änderung der Schwingbreite

des Spannungsintensitätsfaktors ansteigt bzw. abfällt, kann man dennoch bei genügend kleinen Rißverlängerungen bzw. kleinen Änderungen der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors davon ausgehen, daß die tatsächlich vorliegende Rißfortschrittsrate durch die mittlere globale Rißfortschrittsrate ausreichend beschrieben wird. Der in Tabelle 14 vorgestellte ferritische Stahl 22 Ni Mo Cr 3 7 besitzt nach dem Werkstoffdatenblatt /43/ die gleichen thermo-physikalischen Eigenschaften wie der Stahl 20 Mn Mo Ni 5 5 und wurde hier lediglich wegen seiner deutlicheren Ausbildung von Schwingungstreifen zur Auswertung herangezogen.

Anhand der Angaben in Tabelle 14 kann man erkennen, daß der thermisch erzeugte Rißfortschritt im ferritischen Werkstoff im Bereich kleiner ΔK - Werte ($\Delta K < 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) größere Schwingungstreifenabstände aufweist als dem mittleren globalen Rißfortschritt pro Lastwechsel entspricht. Im mittleren Bereich der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ($21 < \Delta K < 26 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) findet man Identität von Schwingungstreifenabständen und mittlerer globaler Rißfortschrittsrate, während im Bereich großer ΔK - Werte ($\Delta K > 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) der gemessene Schwingungstreifenabstand kleiner als die mittlere globale Rißfortschrittsrate wird. Dieses Ergebnis deutet darauf hin, daß die in Kap. 2.4 beschriebenen Beobachtungen zur Schwingungstreifenbildung unter mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei thermischer Ermüdung ebenfalls Gültigkeit haben.

Beim austenitischen Stahl ist dieses Verhalten nach Tabelle 13 weniger gut zu erkennen. Zwar findet man auch hier im Bereich kleiner ΔK - Werte größere Schwingungstreifenabstände als dem mittleren globalen Rißfortschritt pro Lastwechsel entsprechen, allerdings weisen die Schwingungstreifenabstände auch im Bereich größerer Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors höhere Werte auf als der Rißfortschrittsrate entsprechen.

Bei der austenitischen Probe 3 liegt aufgrund des stark variierenden ΔK - Bereichs zwischen Anfangs- und Endrißgeometrie des tiefsten Punktes A des Oberflächenrisses ebenfalls eine stark variierende Rißfortschrittsrate vor, die durch die mittlere globale Rißfortschrittsrate nicht mehr ausreichend genau beschrieben werden kann. Im Bereich des Anfangsrisses, dort wo die Schwingungstreifenabstände bestimmt wurden, tritt wegen der hier herrschenden größeren Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors eine höhere Rißfortschrittsrate als im Bereich der Endrißgeometrie auf. Diese höhere Rißfortschrittsrate muß sich auch in größeren Schwingungstreifenabständen

darstellen. Durch die Angabe einer mittleren globalen Rißfortschrittsrate wird in diesem Fall die tatsächlich vorliegende Rißwachstumsrate im Bereich der Anfangsrißtiefe unterschätzt.

Mikroskopisch weist der Thermoermüdungsriß im ferritischen Stahl ebenfalls eine unregelmäßige Rißfront auf, die durch voreilende, lokal ausgebildete, fächerartige Bereiche an der Rißspitze, s. Abb. 73, gekennzeichnet ist und die auf umgebungsbedingtes Rißwachstum schließen lassen. Aber auch mitten in der Thermoermüdungsbruchfläche sind quasispröde Bereiche zu finden, die den Einfluß eines Umgebungsmediums auf die Rißausbreitung belegen (s. Abb. 74).

Ein Vergleich mit den durch mechanische Ermüdung an Luft erzeugten Bruchbereichen der Thermoermüdungsproben zeigt, daß die thermisch erzeugten Rißfortschritte im austenitischen wie im ferritischen Stahl ausgeprägte Sekundärrißbildung aufweisen (s. Abb. 75). Bei der ferritischen Probe 1 angefertigte Schliffbilder von mehreren senkrecht auf der Thermoermüdungsbruchfläche stehenden Ebenen zeigen transkristallin verlaufende Sekundärrisse, die bis zu einer Tiefe von 0.4 mm vordringen und meist von der gekühlten Oberfläche wegweisen, während bei der austenitischen Probe 4 gefundene Sekundärrisse nahezu rechtwinklig in die Thermoermüdungsbruchfläche wachsen und eine Länge bis zu 2 mm aufweisen.

Im Übergangsbereich von mechanischem Anriß zu thermischem Rißfortschritt verzweigt der Thermoermüdungsriß vor allem im ferritischen Stahl (s. Abb. 76). Während der mechanische Ermüdungsriß in einer Hauptausbreitungsrichtung verläuft, scheinen sich die Thermoermüdungsrisse gleichzeitig in mehreren Ebenen auszubreiten. Da dieses Verhalten gerade beim ferritischen Stahl beobachtet wird, ist es möglicherweise auf den Einfluß der Korrosion zurückzuführen.

Proben nr.	da/dN_{glob} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	dc/dN_{glob} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	da/dN_{lok} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	dc/dN_{lok} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	ΔK_A - Ber. ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	ΔK_C - Ber. ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
1	0.08	0.1-0.17	0.19	-	25.9- 28.0	32.1- 33.8
2	0.07	0.08- 0.12	0.19- 0.25	-	24.3- 25.7	31.7- 33.4
3	0.77	0.67	1.83	1.31	41.4- 4.7	45.6- 41.3

Tabelle 13: Vergleich von lokal ermittelten Schwingungstreifenabständen mit dem mittleren globalen Rißwachstum für den austenitischen Werkstoff

Proben nr.	da/dN_{glob} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	dc/dN_{glob} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	da/dN_{lok} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	dc/dN_{lok} ($\mu\text{m}/\text{LW}$)	ΔK_A - Ber. ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	ΔK_C - Ber. ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
35	0.07	0.45	0.13- 0.16	-	12.4- 21.5	15.9- 27.4
36	0.15	0.83	-	0.31	26.5- 28.7	33.6- 34.4
50	0.19	1.06	0.19	-	21.5- 26.2	28.3- 32.1

Tabelle 14: Vergleich von lokal ermittelten Schwingungstreifenabständen mit dem mittleren globalen Rißwachstum für den ferritischen Werkstoff 22 Ni Mo Cr 3 7 /56/

5. Theoretische Methodik

Bei der numerischen Beschreibung der instationären zyklischen thermischen Belastung einer Komponente wird die Methode der Finiten Elemente (FE) zur Bestimmung der Temperatur und Spannungsverteilung während eines einzelnen Lastzyklus herangezogen. Mit Hilfe der Gewichtsfunktionsmethode wird die Berechnung der daraus resultierenden Verteilung von Spannungsintensitätsfaktoren durchgeführt. Die FE- Berechnungen wurden von G. Schweinfurth auf der Basis einer Diplomarbeit von Wenzel /57/ durchgeführt.

5.1. Berechnung von Temperatur- und Spannungsverteilung

Die transiente thermische Belastung des verwendeten Probentyps führt zu einem instationären Wärmeleitproblem, das analytisch nur mit sehr großem Aufwand zu lösen ist. Deshalb bietet sich hier die Anwendung der FE- Methode an, wobei die FE- Programme ADINAT /58/ und ABAQUS /59/ zur Berechnung der Temperaturverteilung und die FE- Programme ADINA /58/ und ABAQUS zur Berechnung der Spannungsverteilung dienen.

5.1.1. Berechnung der Temperaturverteilung

Die Temperaturberechnung erfolgt mit den Finite- Element Programmen ADINAT und ABAQUS unter Verwendung eines thermoelastischen Materialmodells mit den temperaturabhängigen Materialkennwerten aus Tabelle 2. Aufgrund der Symmetrie von Probe und Belastungsbedingungen wird ein rotations-symmetrisches zweidimensionales FE- Modell für die kreiszylindrische

Platte als ausreichend betrachtet. Die Temperaturverteilung in der quaderförmigen Platte wird mit Hilfe eines dreidimensionalen FE- Modells bestimmt. In Abb. 77 sind die thermischen Randbedingungen beim Kühlvorgang wiedergegeben.

Unter der Annahme, daß die Rißflanken selbst keinen Beitrag zur Kühlung liefern und die Wärmeabfuhr ansonsten im wesentlichen nur durch Konvektion erfolgt, läßt sich durch den Vergleich von errechneten und experimentell ermittelten Temperaturverläufen eine Wärmeübergangszahl $h_w = 20 \text{ kW/m}^2 \text{ K}$ für den Wärmeübergang von Wasser auf das ferritische Metall bestimmen. Zur Anpassung der berechneten Temperaturverläufe an die experimentell bestimmten Temperaturverläufe wurden für den austenitischen Stahl von der Tabelle 2 abweichende Werte für die Wärmeleitfähigkeit λ angenommen, die in der Tabelle 15 zusammengefasst sind. Demnach mußte die Wärmeleitfähigkeit als stärker temperaturabhängig angenommen werden als im Stahl- Eisen- Werkstoffdatenblatt 640 angegeben. Unter dieser Annahme ergibt sich eine Wärmeübergangszahl $h_w = 10 \text{ kW/m}^2 \text{ K}$ für den Wärmeübergang von Wasser auf den austenitischen Stahl. Der für den austenitischen Stahl ermittelte kleinere Wert für die Wärmeübergangszahl ist auf die gegenüber dem ferritischen Stahl geänderte Oberflächenbeschaffenheit zurückzuführen.

Für den Wärmeübergang von Metall an Luft wird der Wert $h_l = 0.05 \text{ kW/m}^2 \text{ K}$ eingesetzt. Abb. 78 zeigt für ausgewählte Thermoelementpositionen einen Vergleich von gemessenem mit berechnetem Temperaturverlauf in der austenitischen Platte während der Kühlphase. Trotz der Annahme eines solch einfachen Wärmeübergangsmodells läßt sich das zeitlich und räumlich veränderliche Temperaturfeld $T(r, z, t)$ recht gut mit Hilfe der FE- Methode beschreiben. Für die ferritische Platte läßt sich der gemessene Temperaturverlauf durch die Rechnung absolut exakt reproduzieren.

T (°C)	20	100	200	300	400	500
λ (W/mK)	11.7	13.4	14.6	16.2	18.0	19.2

Tabelle 15: Wärmeleitfähigkeitsannahme für die nicht-lineare Temperaturanalyse des austenitischen Stahls

5.1.2. Berechnung der elastischen Spannungsverteilung

Die elastischen Spannungen im ungerissenen Körper werden mit Hilfe des Finite-Element- Programms ADINA auf der Basis der mit ADINAT berechneten Temperaturtransienten ermittelt. Auch hier werden temperaturabhängige Materialkennwerte der Berechnung zugrundegelegt. Die rein mechanischen Spannungen infolge der Anpreßkraft des Verstellgerätes und des Spritzwasserdrucks sind verglichen mit den auftretenden thermischen Spannungen so klein, daß sie in der Folge vernachlässigt werden können. Aufgrund der Symmetrie von Belastung und Rißkonfiguration tritt nur eine Modus I - Belastung auf, hervorgerufen durch die Spannungskomponente $\sigma_{\phi\phi}$. Der räumliche und zeitliche Verlauf der Spannung $\sigma_{\phi\phi}(r, z, t)$ im Zentrum des Kühlfleckbereichs kann für den ferritischen und den austenitischen Stahl den Abb. 79 und 80 entnommen werden.

Die höchsten Spannungen treten kurz nach Kühlbeginn an der gekühlten Seite der Oberfläche auf. Die im Inneren der Platte auftretenden Druckspannungen werden schnell abgebaut und nach etwa 5 s herrschen im gesamten Kühlfleckbereich Zugspannungen vor. Während beim ferritischen Stahl die elastisch berechneten Spannungen Werte annehmen, die unterhalb der RT-Streckgrenze des Materials liegen, überschreiten die elastisch berechneten Spannungen im austenitischen Stahl an der gekühlten Oberfläche bei weitem die RT- Streckgrenze des Austenits. Aus diesem Grund wurden auch elastisch-plastische Spannungsberechnungen, auf der Basis des im Materialcharakterisierungsteil ermittelten zyklischen inelastischen Materialverhaltens unter mechanischer Belastung, durchgeführt, die in Kap. 5.4 näher beschrieben werden.

Bedingt durch den größeren Wärmeausdehnungskoeffizienten und die kleinere Wärmeleitfähigkeit des austenitischen Stahls gegenüber dem ferritischen Material entstehen beim Austenit bei gleicher thermischer Beanspruchung höhere Spannungen, die zusätzlich noch weniger schnell abgebaut werden können, da für den Temperatenausgleich mehr Zeit benötigt wird.

5.2. Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren

Ausgehend von der Spannungsverteilung $\sigma(r, z, t)$ während eines Lastzyklus können mit Hilfe der Gewichtsfunktionsmethode gewichtet gemittelte Spannungsintensitätsfaktoren am tiefsten Punkt A und an den Oberflächenpunkten C eines halbelliptischen Risses, s. Abb. 81, mittels der Beziehung

$$\bar{K}_{A,C}(a, c, t) = \int_S \sigma(r, z, t) \cdot H_{A,C}(r, z, a, c) dS \quad (15)$$

bestimmt werden. Die Integration erfolgt hier über die Rißfläche S. Die Gewichtsfunktionsmethode bietet den Vorteil, daß Spannungsintensitätsfaktoren für beliebige Spannungsverteilungen berechnet werden können, wenn die Gewichtsfunktion $H_{A,C}(r, z, a, c)$ für denselben Körper und seine Rißgeometrie bekannt ist.

Nach Rice /60/ kann die Gewichtsfunktion $H_{A,C}(r, z, a, c)$ aus einem Referenzlastfall, dessen Spannungsintensitätsfaktor $\bar{K}_{A,C \text{ ref}}(a, c)$ und Rißuferverschiebungsfeld $u_{\text{ref}}(r, z, a, c)$ bekannt sind, mittels

$$H_{A,C}(r, z, a, c) = \frac{E}{(1-\nu^2) \bar{K}_{A,C \text{ ref}}(a, c)} \cdot \frac{\delta u_{\text{ref}}(r, z, a, c)}{\delta S_{A,C}} \quad (16)$$

bestimmt werden. Von Mattheck et. al. /61/ ist das Rißuferverschiebungsfeld $u_{\text{ref}}(r, z, a, c)$ nach einer modifizierten Methode von Petroski und Achenbach /62/ näherungsweise bestimmt. Als Referenzspannungsintensitätsfaktoren $\bar{K}_{A,C \text{ ref}}(a, c)$ werden gemäß Cruse und Besuner /63/ gewichtet gemittelte Spannungsintensitätsfaktoren an den Punkten A und C

$$\bar{K}_{A \text{ ref}}^2 = \frac{4}{\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} K^2(\gamma) \sin^2 \gamma d\gamma \quad \bar{K}_{C \text{ ref}}^2 = \frac{4}{\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} K^2(\gamma) \cos^2 \gamma d\gamma \quad (17)$$

verwendet. Die Differentiale $dS_{A,C}$ in Gleichung (16) sind für einen halb-elliptischen Oberflächenriß, siehe auch Abb. 82, durch

$$dS_A = \frac{\pi}{2} c da \quad \text{und} \quad dS_C = \frac{\pi}{2} a dc \quad (18)$$

gegeben und stellen die beiden angenommenen Rißflächenzuwächse für die Ausbreitung eines halb-elliptischen Oberflächenrisses dar.

Die zeitlichen Änderungen der Spannungsintensitätsfaktoren \bar{K}_A am tiefsten Punkt und \bar{K}_C an der Oberfläche eines halbkreisförmigen Risses während einer Kühlphase von 15 s sind in Abb. 83 für verschiedene Verhältnisse der Rißlänge a zur Probenweite W wiedergegeben. Für kleine Rißtiefen ist die Entwicklung der Spannungsintensitätsfaktoren \bar{K}_A sowie \bar{K}_C im ferritischen Material, s. Abb. 83a, durch einen steilen Anstieg zu Beginn der Kühlphase charakterisiert. Bereits nach wenigen Sekunden durchlaufen die Spannungsintensitätsfaktoren ein zeitliches Maximum und erreichen zum Ende der Kühlphase einen quasistationären Wert. Für tiefere Risse steigen die Spannungsintensitätsfaktoren langsamer an und erreichen ihr Maximum am Ende der Kühlphase. Mit wachsender Rißtiefe des halbkreisförmigen Risses gerät der Oberflächenpunkt C in Bereiche niedrigerer Zugspannungen und die $\bar{K}_C(t)$ -Kurve verläuft dann unterhalb der $\bar{K}_A(t)$ -Kurve.

Obwohl die elastisch berechneten Spannungen an der Oberfläche der austenitischen Thermoermüdungsproben die Streckgrenze des Materials überschreiten werden hier im Sinne einer formalen Vorgehensweise K-Faktoren unter der Annahme rein elastischen Materialverhaltens berechnet. Wegen der kürzeren Kühldauer und des homogeneren zeitlichen Spannungsverlaufs erreichen die Spannungsintensitätsfaktoren \bar{K}_A bzw. \bar{K}_C im austenitischen Material sowohl für tiefe als auch für weniger tiefe halbkreisförmige Risse das zeitliche Maximum erst am Ende der Kühlphase. Der Spannungsintensitätsfaktor $\bar{K}_C(t)$ weist beim austenitischen Werkstoff für alle in Abb. 83b betrachteten Rißtiefen und zu jedem Zeitpunkt während der Kühlphase höhere Werte als der Spannungsintensitätsfaktor $\bar{K}_A(t)$ auf.

5.3. Berechnung der Ermüdungsrißausbreitung

Die Vorhersage der Rißausbreitung unter Ermüdungsbelastung bedingt die Kenntnis eines Werkstoffgesetzes, das den Rißfortschritt pro Lastwechsel da/dN mit der Belastung in Form der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK verknüpft. Dieses Gesetz ist z. B. durch die Paris- Erdogan- Gleichung (6) gegeben.

Diese für den eindimensionalen Riß gefundene Beziehung wird hier angewandt auf den tiefsten Punkt A und den Oberflächenpunkt C einer halbelliptischen Rißgeometrie. Die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK wird hier ersetzt durch gewichtet gemittelte Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors, die bereits von Müller et. al. /64/ und Caspers et. al. /65/ erfolgreich für die Wachstumsvorhersage von Oberflächenrissen herangezogen wurden. Unter der Annahme, daß das Rißwachstum in Richtung der beiden Rißflächenzuwächse durch das gleiche Rißwachstumsgesetz beschrieben werden kann, läßt sich Gleichung (6) umformulieren zu:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta \bar{K}_A)^n \quad \frac{dc}{dN} = C (\Delta \bar{K}_C)^n \quad (19)$$

Wie bereits erwähnt, sind $\Delta \bar{K}_A$ und $\Delta \bar{K}_C$ die Schwingbreiten der Spannungsintensitätsfaktoren \bar{K}_A und \bar{K}_C während eines Belastungszyklus und ergeben sich aus:

$$\Delta \bar{K} = \bar{K}_{max} - \bar{K}_{min} \quad (20)$$

Unter der Voraussetzung einer homogenen Temperaturverteilung am Ende der Aufheizphase verschwinden die Thermospannungen, so daß gilt $\bar{K}_{min} = 0$ und $\Delta \bar{K}$ sich direkt aus dem aufgetretenen Maximum \bar{K}_{max} zu $\Delta \bar{K} = \bar{K}_{max}$ ergibt.

Aufgrund der sich mit wachsendem Riß ständig ändernden Rißgeometrie benötigt man zur Vorhersage des Ermüdungsrißwachstums eine hinreichend feine Matrix von $\Delta\bar{K}$ ($a, a/c$)- Werten zwischen denen interpoliert werden kann. Abb. 84a gibt die Abhängigkeit der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors $\Delta\bar{K}_A$ von der Rißtiefe im ferritischen Material für verschiedene Halbachsenverhältnisse a/c wieder. Für eine konstante Rißtiefe nimmt der $\Delta\bar{K}_A$ -Wert am tiefsten Punkt der Halbellipse mit abnehmendem a/c - Verhältnis zu, solange der Oberflächenpunkt C innerhalb des Spritzfleckbereichs liegt. Die strichpunktierte Linie in den Abb. 84- 85 kennzeichnet die Grenzlinie bis zu welcher der Oberflächenpunkt C innerhalb des Spritzfleckbereichs verweilt.

Die in Abb. 84b dargestellten $\Delta\bar{K}_C$ - Verläufe weisen eine schwächere Abhängigkeit vom a/c - Verhältnis auf als die $\Delta\bar{K}_A$ - Werte, solange der Oberflächenpunkt C im Bereich hoher Temperaturdifferenzen innerhalb des Kühlfleckbereichs liegt. In Abb. 85 ist der Verlauf der $\Delta\bar{K}_A$ - bzw. $\Delta\bar{K}_C$ - Werte mit wachsender Rißtiefe für eine Thermoermüdungsbelastung im austenitischen Stahl dargestellt. Neben der absoluten Höhe der $\Delta\bar{K}$ - Werte, die auf die beim Austenit höhere thermische Belastung ($\Delta T = 393 \text{ }^\circ\text{C}$) zurückzuführen ist, weisen die $\Delta\bar{K}_A$ - bzw. $\Delta\bar{K}_C$ - Werte des Austenits weiterhin eine stärkere Abhängigkeit von der relativen Rißlänge a/W auf. Insbesondere fallen die $\Delta\bar{K}_A$ - Werte mit zunehmender Rißtiefe stark ab, da sich hier der Einfluß der kürzeren Kühldauer auf den Verlauf der $\Delta\bar{K}_A$ - Werte bemerkbar macht. Einerseits treten, bedingt durch die thermophysikalischen Eigenschaften des austenitischen Stahls die zeitlichen Maxima der Spannungsintensitätsfaktoren später als beim Ferrit auf und andererseits verhindert die kürzere Kühldauer, besonders bei zunehmender Rißtiefe, die Ausbildung dieser zeitlichen Maxima. Somit stellen sich mit wachsender Rißtiefe, in welcher der zeitliche Verlauf der Spannungsintensitätsfaktoren flacher als in geringer Rißtiefe verläuft, kleinere Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors $\Delta\bar{K}_A$ ein. Durch die Bestimmung gewichtet gemittelter Spannungsintensitätsfaktoren bewirkt die mit fortschreitendem Riß starke Reduzierung des K- Faktors am tiefsten Punkt des halbelliptischen Risses auch eine Minderung des K- Faktors an den Oberflächenpunkten der Halbellipse.

Durch Integration der Paris- Beziehung kann eine Vorhersage der zyklischen Ermüdungsrißausbreitung halbelliptischer Oberflächenfehler durchgeführt werden, wenn das sich mit wachsendem Riß ändernde ΔK - Feld für alle Halbachsenverhältnisse a/c bekannt ist. Dabei werden folgende Annahmen gemacht, die Vereinfachungen im Sinne einer praktikablen Beschreibung des Ermüdungsausbreitungsverhaltens von Oberflächenrissen darstellen:

die Rißfront läßt sich in Form einer Halbellipse beschreiben,

die Ausbreitung halb elliptischer Oberflächenrisse kann durch die beiden Rißflächenzuwächse in Richtung des tiefsten Punkts und in Oberflächenrichtung ausreichend beschrieben werden,

die Ausbreitung des Risses in Oberflächenrichtung und in Richtung des tiefsten Punktes erfolgt nach dem gleichen Materialgesetz,

die an den einfachen mechanischen Standardermüdungsproben gewonnenen Material- und Umgebungsparameter lassen sich direkt auf die kompliziertere halb elliptische Rißgeometrie unter der komplexen thermischen Beanspruchung übertragen.

Unter diesen Voraussetzungen, die durch entsprechende theoretische und experimentelle Untersuchungen /65- 67/ bestätigt wurden, kann eine Vorhersage der Rißformänderung nach folgendem Schema, s. Abb. 86, durchgeführt werden.

Aus den thermischen Randbedingungen und den thermophysikalischen Materialeigenschaften wird für eine gegebene Strukturgeometrie die Temperaturverteilung $T(x, y, z, t)$ bestimmt.

Unter Berücksichtigung der mechanischen Randbedingungen und der mechanischen Materialkennwerte wird die Spannungsverteilung der ungerissenen Struktur $\sigma(x, y, z, t)$ für die vorliegende Temperaturverteilung errechnet.

Die Bestimmung der Schwingbreiten ΔK_A und ΔK_C aus den Anfangsrißlängen a_i und c_i , und der äußeren Belastung $\Delta\sigma(x, y, z, t)$ wird mit den entsprechenden Geometriefunktionen Y_A und Y_C durchgeführt.

Die Berechnung des Rißfortschritts Δa und Δc erfolgt mit Hilfe eines werkstoff- und umgebungsspezifischen Rißwachstumsgesetzes.

Die Anfangsrißgeometrie wird um den Betrag des Rißzuwachs pro Lastwechsel vergrößert.

Mit der Bestimmung der neuen Rißgeometrie a/c wird das Schema für den nächsten Belastungszyklus durchlaufen, bis schließlich die erforderliche Anzahl von Lastwechseln erreicht und die Endrißgeometrie bestimmt ist.

5.4. Elastisch- plastische Analyse

Da die elastisch berechneten Spannungen an der Oberfläche der austenitischen Thermoermüdungsproben die Fließgrenze des Materials überschreiten, wurde eine elastisch- plastische Spannungsanalyse auf der Basis des ORNL- Modells / 68/, welches im FE- Programm ABAQUS implementiert ist, durchgeführt.

Bei diesem Materialmodell wird das zyklisch inelastische Werkstoffverhalten unter mechanischer Beanspruchung durch eine vereinfachte bilineare Darstellung des ersten Viertelzyklus und des Sättigungszyklus beschrieben. Dabei ist die bilineare Darstellung des ersten Viertelzyklus einer Hysteresekurve, wie man in Abb. 87 erkennen kann, neben der Hookeschen Geraden durch eine weitere Gerade bestimmt, die die Punkte der Hysteresekurve bei maximaler und halber maximaler Gesamtdehnung miteinander verbindet. Der Sättigungszyklus wird ebenfalls durch zwei Geraden beschrieben, wobei die eine Gerade die Hookesche Gerade darstellt und die andere Gerade den inelastischen Teil des ersten Viertelzyklus widerspiegelt. Der Schnittpunkt dieser beiden Geraden wird dabei so gewählt, daß die zwischen der bilinearen Darstellung und der Meßkurve liegenden Flächenstücke gleich groß sind. Somit wird die an der Probe geleistete Verformungsarbeit durch die bilineare Vereinfachung richtig wiedergegeben. Allerdings unterschätzt die bilineare Darstellung nach dem ORNL-Modell die auftretenden Maximalspannungen.

Eine Auswertung der im Kap. 4.3.3 beschriebenen einachsigen, dehnungs-kontrollierten Versuche am austenitischen Stahl nach obiger Methode ergab, die in Tabelle 16 angegebenen Materialparameter für das ORNL- Modell bei verschiedenen Temperaturen und Dehnschwingbreiten. Die Daten aus der Tabelle 16 wurden dazu benutzt, die während der ersten sechs Belastungszyklen eines Thermoermüdungsversuchs am austenitischen Stahl auftretenden Spannungen mit Hilfe des FE- Programms ABAQUS zu berechnen. Ausgehend von einer homogenen Anfangstemperatur von 410 °C wird die Probe für den in der Abb. 88 skizzierten Spannungsverlauf während einer 5 s dauernden Kühlphase mit einer Temperaturdifferenz von 393 °C beaufschlagt und anschließend während einer 75 s langen Heizphase wieder auf die homogene Ausgangstemperatur aufgeheizt.

T (°C)	$\Delta\varepsilon$ (%)	E (10 ³ MPa)	E _p (MPa)	σ_f (MPa)	σ_s (MPa)
400	1.00	142	77	184	189
400	0.75	142	54	117	146
400	0.50	142	217	101	115
400	0.25	142	524	74	93
300	1.00	152	50	160	141
300	0.75	152	65	138	136
300	0.50	152	107	116	96
300	0.25	152	555	77	49
200	1.00	168	37	143	163
200	0.75	168	59	137	133
200	0.50	168	342	133	108
200	0.25	168	593	74	54
RT	1.25	205	77	239	222
RT	1.00	205	119	245	213
RT	0.75	205	238	199	165
RT	0.50	205	380	170	127
RT	0.25	205	1039	98	108

Tabelle 16: Materialkonstanten des ORNL- Modells

In der Abb. 88 ist der Verlauf der Spannungskomponente $\sigma_{\phi\phi}$ im Zentrum der Platte über der Tiefenkoordinate für verschiedene Zeiten während der Kühl- und Aufheizphase der ersten beiden Zyklen dargestellt. Plastisches Fließen tritt nahe der Oberfläche sowohl während der Kühlphase im Zugbereich als auch während der Aufheizphase im Druckbereich des ersten Belastungszyklus auf. Im zweiten Zyklus stellt sich dann eine für alle weiteren Zyklen konstante Spannungsverteilung ein, die nach Stamm /69/ darauf schließen läßt, daß der Werkstoff sich in den folgenden Zyklen rein elastisch verhält.

Eine auf dieser Spannungsverteilung basierende Berechnung von Spannungsintensitätsfaktoren und der daraus abgeleiteten Schwingbreite der Spannungsintensitätsfaktoren liefert nach der in Kap.5.2 und 5.3 beschriebenen Methode den in Abb. 89 dargestellten Verlauf von $\Delta\bar{K}_A$ und $\Delta\bar{K}_C$ für verschiedene Halbachsenverhältnisse. Unter der Annahme, daß negative K- Faktoren keinen

Beitrag zur Rißausbreitung liefern, wurde $\Delta K = K_{\max}$ gesetzt. In Folge der mehr homogenen elastoplastischen Spannungsverteilung werden einerseits die Maxima der $\Delta \bar{K}_A$ - Werte gegenüber der elastischen Spannungsverteilung zu größeren Rißtiefen verschoben und andererseits wird der Abfall der elastisch berechneten $\Delta \bar{K}_A$ - Werte mit zunehmender Rißtiefe durch die sich während der Aufheizphase in der Plattenmitte ausbildenden Zugspannungen abgefangen, so daß sich in größerer Rißtiefe ein zweites Maximum im $\Delta \bar{K}_A$ - Verlauf einstellt. Die Werte der Schwingbreite $\Delta \bar{K}_C$ fallen mit zunehmender Rißtiefe weniger stark ab als die auf der elastischen Spannungsberechnung basierenden $\Delta \bar{K}_C$ - Werte. Aufgrund der wesentlich niedrigeren, elastoplastisch berechneten Spannungsverteilung liefert auch die daraus abgeleitete Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors kleinere Werte als die auf der elastischen Spannungsberechnung basierende Bestimmung von $\Delta \bar{K}$. Dies gilt insbesondere für den $\Delta \bar{K}$ - Wert an den Oberflächenpunkten der halbelliptischen Rißgeometrie. Für den $\Delta \bar{K}$ - Wert am tiefsten Punkt gilt dies nur solange kleine Rißtiefen betrachtet werden. In großer Rißtiefe gleichen sich die $\Delta \bar{K}_A$ - Werte basierend auf der elastoplastischen und der elastischen Spannungsberechnung an.

6. Vergleich von Theorie und Experiment

6.1. Vorhersage des Thermoermüdungsrißwachstums

Eine Vorhersage bzw. Nachrechnung des thermischen Rißwachstums auf der Basis der an den mechanischen Ermüdungsproben ermittelten Rißwachstumsparametern bedingt nach den in Kap. 4.3 ausgeführten Einflüssen auf die Ermüdungsrißausbreitung eine möglichst genaue Anpassung der Umgebungs- und Belastungsbedingungen des mechanischen Ermüdungsversuchs an den thermozyklischen Versuch.

Wegen der Sensibilität des ferritischen Stahls auf die Änderung der Umgebungs- und Belastungsbedingungen wurden für die Vorhersage des Thermoermüdungsrißwachstums die Parameter umgebendes Medium sowie Belastungsform und -frequenz des mechanischen Ermüdungsversuchs an die Gegebenheiten des Thermoermüdungsexperiments angepasst. So wurden die mechanischen Ermüdungsversuche bei Raumtemperatur im Wasserbad durchgeführt und vollentsalztes Wasser der gleichen Wasserqualität wie für die Thermoermüdungsversuche als Umgebungsmedium verwendet. Die Form und Frequenz der Belastungsfunktion wurde an den zeitlichen Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors für flache Risse im Thermoermüdungsversuch angepasst und ein Spannungsverhältnis von $R = 0.1$ zugrundegelegt, das dem im Thermoermüdungsexperiment angenommenen Spannungsverhältnis von $R = 0$ sehr nahe kommt. Unter diesen Versuchsbedingungen wurden die Rißwachstumsparameter C und n im mechanischen Ermüdungsversuch für den ferritischen Stahl zu:

$$C = 9.647 \cdot 10^{-8} \text{ und } n = 2.311,$$

mit da/dN bzw. dc/dN in mm/Zyklus und ΔK in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ bestimmt.

Für den austenitischen Stahl wurden die für die Vorhersage des Thermoermüdungsrißwachstums relevanten Rißwachstumsparameter wegen der fehlenden Einflüsse auf die Ermüdungsrißausbreitung unter mechanischer Ermüdung, an Luft, bei Raumtemperatur, sinusförmiger Belastungsfunktion,

einer Frequenz von 10 Hz sowie einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ aufgenommen und zu:

$$C = 1.039 \cdot 10^{-10} \text{ und } n = 4.006,$$

mit da/dN bzw. dc/dN in mm/Zyklus und ΔK in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ bestimmt.

In Abb. 90 und 91 sind die Rißwachstumsraten der Thermoermüdungsproben zusammen mit den entsprechenden Ausgleichsgeraden durch die Rißwachstumsraten der mechanisch unter den obigen Versuchsbedingungen belasteten Proben eingezeichnet. Wie man den Abb. 90 und 91 entnehmen kann, lagern sich die Rißwachstumsdaten der thermisch beanspruchten Proben mit einer gewissen Streubreite um die Rißwachstumsdaten der mechanisch ermüdeten Proben. Dies läßt bereits darauf schließen, daß eine Vorhersage des thermischen Rißwachstums auf der Basis der mechanischen Materialcharakterisierungsexperimente möglich ist und mit einer für Ermüdungsversuche relativ geringen Unsicherheit behaftet ist. Lediglich die Rißwachstumsraten der thermomechanisch beanspruchten Proben in Abb. 90b und 91b liegen nahezu ausschließlich oberhalb der Ausgleichsgeraden durch die Rißwachstumsraten der mechanischen Ermüdungsversuche. Eine Vorhersage auf der Basis der mechanischen Ermüdungsversuche wird deshalb in den meisten Fällen das tatsächliche Rißwachstum unterschätzen.

Um die Qualität der theoretischen Vorhersage zu demonstrieren, wird in Abb. 92 für die beiden ferritischen, rein thermisch beanspruchten Proben 2 und 5 die durchgeführte Vorhersage nach der Vorgabe der thermischen Lastwechsel mit dem experimentellen Befund verglichen. Bei der Probe 2 kann das thermische Rißwachstum sowohl in Tiefenrichtung als auch an der Oberfläche sehr gut vorhergesagt werden. Die Abweichung der Vorhersage vom experimentellen Befund beträgt 25 % in Tiefenrichtung und lediglich 9 % an der Oberfläche. Auch bei der Probe 5 kann das Rißtiefenwachstum befriedigend vorhergesagt werden, allerdings fällt das thermische Wachstum an den Oberflächenpunkten der Halbellipse größer aus als durch die Vorhersage berechnet.

Dies mag in der Tatsache begründet sein, daß sich nach einer gewissen Anzahl von Lastwechseln Anrisse in der gekühlten Oberfläche bilden, die in den Hauptriß hineinwachsen und somit ein beschleunigtes Rißwachstum an den Oberflächenpunkten der halbelliptischen Rißgeometrie vortäuschen. Einen Hinweis auf diesen Sachverhalt gibt auch die Probe 5 in Abb. 92b, bei welcher am rechten Bildrand ebenfalls ein Anriß zu erkennen ist, der in diesem Stadium noch

nicht mit dem Hauptriß zusammengewachsen ist während sich auf der linken Bildseite ein Anriß bereits mit dem Hauptriß vereinigt haben könnte.

In Abb. 93 ist der Vergleich zwischen Vorhersage und experimentellem Rißwachstum anhand der beiden ferritischen, thermomechanisch beanspruchten Proben 11 und 13 dargestellt. Für die Berechnung der aufsummierten Rißverlängerungen wurde, wie bereits oben geschildert, der Beitrag der konstanten mechanischen Zusatzbeanspruchung auf die Ermüdungsrißausbreitung unberücksichtigt gelassen, da auch die Materialcharakterisierungsexperimente keinen Einfluß der Mittelspannung auf die mechanische Ermüdungsrißausbreitungsrate belegen konnten.

Für die theoretische Rißwachstumsvorhersage wurde die Platte demnach als vorspannungsfrei betrachtet. Wie Abb. 93a zeigt, scheint diese Vorgehensweise gerechtfertigt zu sein, da sowohl das Tiefenrißwachstum als auch das Oberflächenrißwachstum der bei einer Temperaturdifferenz von ungefähr 280 °C belasteten Proben befriedigend vorausgesagt werden kann.

Im Gegensatz dazu wird das Rißwachstum in Richtung des tiefsten Punktes A und der Oberflächenpunkte C bei den Proben mit höherer Temperaturdifferenz stark unterschätzt. Offensichtlich scheint die Belastung als Summe von thermischer Wechsellast und mechanischer Vorspannung bei einer Temperaturdifferenz von ca 380 °C ein Maß erreicht zu haben, daß nicht mehr allein mit Hilfe der LEBM beschreibbar ist. Zur Abschätzung der Gültigkeit der LEBM dient die plastische Zone.

Unter der Annahme einer kreisförmigen Ausdehnung kann die Größe ω der monotonen plastischen Zone nach Irwin /70/ nach den folgenden Gleichungen abgeschätzt werden:

$$\omega = \frac{K_{max}^2}{\pi R_{es}^2} \quad (ESZ)$$

$$\omega = \frac{K_{max}^2}{3 \pi R_{es}^2} \quad (EDZ) \quad (21)$$

Da man bei schwingender Belastung aber davon ausgeht, daß sich innerhalb der monotonen plastischen Zone eine kleinere zyklische plastische Zone ausbildet, in welcher allein die plastischen Deformationen auftreten und sich die im ersten Zyklus gebildete monotone plastische Zone in den weiteren Zyklen elastisch verhält, kann man daraus schließen, daß die zyklische plastische Zone weitaus kleiner ist als die nach Irwin abgeschätzte monotone plastische Zone. Unter der Voraussetzung gleicher Zug- wie Druckstreckgrenze kann die Größe der zyklischen plastischen Zone $\Delta\omega$ aus der Gleichung (21) bestimmt werden, wenn man ω durch $\Delta\omega$, K durch ΔK und R_{es} durch $2R_{es}$ ersetzt. Dann folgt z. B. für den ESZ

$$\Delta\omega = \frac{\Delta K^2}{4\pi R_{es}^2} \quad (22)$$

und speziell für $R = 0$, d.h. $\Delta K = K_{max}$

$$\frac{\Delta\omega}{\omega} = \frac{1}{4} \quad (23)$$

Wendet man die in der ASTM- E 647 /71/ für C(T)- Proben als Grenzbedingung für die Gültigkeit der LEBM angegebene Beziehung für die Ligamentgröße

$$W-a \geq \frac{4}{\pi} \cdot \frac{K_{max}^2}{R_{es}^2} \quad (24)$$

auf den tiefsten Punkt A des halbelliptischen Risses der ferritischen Thermoermüdungsprobe 13 an, so ergibt sich - unter Berücksichtigung einer über den Temperaturbereich gemittelten Streckgrenze - bereits für die Anfangsrißtiefe eine Verletzung dieser Bedingung, die mit fortschreitender Rißtiefe wegen des damit verbundenen Anstiegs des K- Faktors an Bedeutung gewinnt.

Da auch die Randfaserspannung infolge der mechanischen Biegevorspannung bereits bei Raumtemperatur die Streckgrenze des Materials überschreitet,

müssen wohl zusätzliche Annahmen über das inelastische Materialverhalten des Ferrits bei höherer Temperatur getroffen werden und eventuell auftretende Effekte wie Spannungsumlagerungen infolge von Fließ- bzw. Kriechprozessen berücksichtigt werden, um den experimentellen Befund genauer beschreiben zu können.

Die Vorhersage der Thermoermüdungsrißausbreitung des austenitischen Stahls wird in der Abb. 94 mit dem Ergebnis des Thermoermüdungsexperiments verglichen. Auch hier zeigt sich ein ähnliches Resultat wie bei den ferritischen, thermomechanisch beanspruchten Proben. Das Rißwachstum der austenitischen Proben mit niedriger thermischer Belastung, wie z.B. Probe 2, kann sowohl in Tiefenrichtung als auch an der Oberfläche recht gut vorhergesagt werden; anders als bei der Probe 5, deren Oberflächenrißwachstum zwar richtig vorausbestimmt werden kann, deren Tiefenrißwachstum jedoch erheblich unterschätzt wird. Daneben ergibt die Rißwachstumsvorhersage, nach Erreichen der thermischen Lastwechselvorgabe, auch eine wesentlich flachere Halbellipse als Endrißgeometrie, während das Thermoermüdungsexperiment eher eine halbkreisförmige Endrißkontur aufweist. Ein ähnliches Bild ergibt sich beim Vergleich von Vorhersage und Experiment für die restlichen, rein thermisch belasteten austenitischen Proben.

Für die austenitische Thermoermüdungsprobe 5 ergibt sich bei Anwendung von Gleichung (24) auf den tiefsten Punkt des halb elliptischen Anfangsrisse, selbst unter Zugrundelegung einer über dem Temperaturbereich aus Streckgrenze und Zugfestigkeit gemittelten Fließspannung, eine starke Verletzung der Grenzbedingung für die Anwendbarkeit der LEBM. Diese Bedingung verliert zwar mit fortschreitender Rißtiefe aufgrund des Steilabfalls der elastisch berechneten ΔK_A -Werte an Bedeutung, ist aber über einen weiten Bereich des Rißtiefenwachstums der Probe 5 verletzt. Liegt eine Verletzung der Grenzbedingung vor, so wird die vorherrschende Beanspruchung sowie der daraus resultierende Rißzuwachs durch einen linear elastisch berechneten Kennwert unterschätzt. Eine Überprüfung der Anwendbarkeit der LEBM bei der austenitischen Thermoermüdungsprobe 2, anhand von Gleichung (24), ergibt sowohl für die Anfangs- als auch für die Endrißtiefe eine Beanspruchung innerhalb des Gültigkeitsbereichs der LEBM.

Dieser Vergleich läßt vermuten, daß im Fall der thermisch höher belasteten austenitischen Proben die Grenzbedingung der LEBM - die Ausdehnung der plastischen Zone soll klein sein gegenüber der Rißlänge a , dem Ligament W - a

und der Probenbreite B - so stark verletzt ist, daß eine Vorhersage nach dem K -Konzept fehlerbehaftet ist.

Allerdings vermag auch eine auf der elastoplastischen Spannungsanalyse nach Kap. 5.4 und der daraus resultierenden K - Faktorbestimmung basierende Rißfortschrittsrechnung weder den experimentellen Rißzuwachs noch die Rißform der thermisch höher belasteten austenitischen Thermoermüdungsproben zu beschreiben. Durch die im Fall der elastoplastischen gegenüber der elastischen Spannungsverteilung resultierenden niedrigeren ΔK - Faktoren führt die Vorhersage des Rißwachstums zu weniger Rißfortschritt als im elastischen Fall und der Rißzuwachs wird somit sowohl in Tiefenrichtung als auch an der Oberfläche stark unterschätzt.

Während beim ORNL- Modell die mechanischen Sättigungsspannungen nach Abb. 87 unterschätzt werden, können sie bei einer Beschreibung des Materialverhaltens durch die in Abb. 68 dargestellten zyklischen Verfestigungskurven berücksichtigt werden. Eine elastoplastische Spannungsanalyse der thermisch höher beanspruchten austenitischen Thermoermüdungsproben liefert auf der Basis der zyklischen Verfestigungskurven als Materialeingangsdaten auch nach einigen Lastzyklen eine Spannungsverteilung mit höheren Spannungswerten als der in Abb. 88 dargestellte Verlauf nach dem ORNL- Modell. Auch die mit dieser Spannungsverteilung bestimmten Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors weisen höhere Werte auf als die nach dem ORNL- Modell berechneten ΔK - Werte, liefern aber im Bereich der Anfangsrißgeometrie weit geringere Werte als die auf der elastischen Spannungsberechnung basierende ΔK -Berechnung. Somit kann auch durch eine elastoplastische Spannungsanalyse mit Hilfe der zyklischen Verfestigungskurve weder der experimentell beobachtete Rißzuwachs noch die Rißform der thermisch höher belasteten austenitischen Ermüdungsproben beschrieben werden.

In Abb. 95 ist der Vergleich zwischen Vorhersage und experimentellem Rißwachstum anhand zweier austenitischer, thermomechanisch beanspruchter Ermüdungsproben dargestellt. Aufgrund des fehlenden Einflusses positiver Mittelspannungen auf die Rißwachstumsrate im mechanischen Ermüdungsversuch wurde der Beitrag der mechanischen Zusatzbeanspruchung auf die Rißfortschrittsrate bei der Vorhersage nicht berücksichtigt. Der Vergleich für die Proben 8 und 11 in Abb. 95 zeigt, daß die Vorhersage auf der Basis der mechanischen Ermüdungsversuche, unabhängig von der Höhe der thermischen Beanspruchung, den experimentellen Befund sowohl am tiefsten Punkt als auch

an den Oberflächenpunkten der halbelliptischen Rißgeometrie der austenitischen, thermomechanisch beanspruchten Proben stark unterschätzt. Ursache für die mangelnde Übereinstimmung dürfte die auf der LEBM basierende Vorhersage eines in hohem Grade überelastischen Problems sein, da bei den austenitischen, thermomechanischen Ermüdungsproben das zuvor Gesagte bzgl. der Ausdehnung der plastischen Zone in besonderem Maße zutrifft.

6.2. Rißformänderung

6.2.1. Theoretische Rißformänderung

Durch die an der Rißfront halbelliptischer Oberflächenfehler vorliegende K-Faktorverteilung und die sich mit fortschreitendem Riß ändernden Werte der K-Faktoren ergibt sich eine zyklische Änderung der Rißgeometrie, die mit der in Kap. 5.3 geschilderten Prozedur vorausgesagt werden kann.

Dabei wird die Änderung der Rißform im wesentlichen durch das Verhältnis der Geometriefunktionen Y_A bzw. Y_C und dem Rißwachstumsparameter n bestimmt, wie folgende Gleichung zeigt:

$$\frac{\Delta a}{\Delta c} = \left(\frac{\Delta K_A}{\Delta K_C} \right)^n = \left(\frac{Y_A}{Y_C} \right)^n \quad (25)$$

In Abb. 96 ist die vorhergesagte Rißformänderung für den ferritischen Stahl unter Thermoermüdungsbelastung für die in den mechanischen Ermüdungsversuchen bestimmten Rißwachstumsparameter dargestellt. Auch bei unterschiedlicher Höhe der Temperaturdifferenzen ergeben sich identische Kurvenverläufe für die Rißformänderung, da die Spannungsschwingbreite bzw. Temperaturdifferenz nach Gleichung (25) keinen Einfluß auf die Rißformänderung ausübt. Sieht man von dem geringen Einfluß der Temperatur-

abhängigkeit der thermophysikalischen Materialkennwerte ab, so ist die Temperatur in der gekühlten Probe nur eine Funktion der aufgetragenen Temperaturdifferenz und einer temperaturunabhängigen Funktion des Ortes und der Zeit. Damit verhalten sich abgeleitete Thermospannungen und Spannungsintensitätsfaktoren proportional zur aufgetragenen Temperaturdifferenz und bei einer Betrachtung nach Gleichung (25) fällt der Einfluß der Temperaturdifferenz heraus.

Ausgehend von einer Vielzahl verschiedener Anfangsrißgeometrien streben die ferritischen Risse unter Thermoermüdungsbelastung einer halb elliptischen Endrißgeometrie mit einem Achsenverhältnis von ungefähr $a/c = 0.6$ zu, welches die flachen halb elliptischen Risse geringer Anfangsrißtiefe und die tieferen halbkreisförmigen Risse erst bei Durchdringung der halben Wandstärke erreichen, während die kurzen halb elliptischen Risse der Anfangsachsenverhältnisse $0.4 \leq a/c \leq 0.6$ sehr rasch nach Durchlaufen eines flachen Maximums in die Endrißgeometrie einlaufen.

Die in Abb. 97a für den austenitischen Stahl berechnete Rißformänderung zeigt ein ähnliches Verhalten wie der ferritische Stahl mit dem Unterschied, daß die Kurven hier enger zusammenliegen, da der höhere Rißwachstumsexponent n eine raschere Änderung der Rißgeometrie herbeiführt und somit auch schon bei kürzeren Rißtiefen ein Einschwenken in die Endrißgeometrie beobachtet wird, deren Achsenverhältnis zudem einen kleineren Wert annimmt.

In Abb. 97b kommt der Einfluß der Kühldauer auf die Rißformänderung zum Ausdruck. Bei kürzerer Kühldauer konzentriert sich die thermische Belastung auf die Oberfläche und der tiefste Punkt des Risses erfährt nur noch eine schwächere thermische Belastung, weshalb die ΔK_A -Werte mit zunehmender Rißtiefe rascher abfallen als die ΔK_C -Werte und somit zu einer flacheren Halbellipse als Endrißgeometrie führen.

6.2.2. Experimentelle Rißformänderung

In den Abb. 98 und 99 sind die an den thermisch bzw. thermomechanisch beanspruchten Proben gemessenen Anfangs- und Endrißgeometrien über der

Rißtiefe aufgetragen. Dabei wurde aus den unterschiedlichen Oberflächenrißlängen c_i der Endrißgeometrie ein Mittelwert gebildet, dessen Verhältnis zur Endrißtiefe durch ausgefüllte Symbole neben der Anfangsrißgeometrie (offene Symbole) dargestellt ist.

Um die thermische Ermüdungsrißáusbreitung nicht zu beeinflussen wurden die Thermoermüdungsversuche nicht unterbrochen und auch keine Markierungen auf der Bruchfläche gesetzt. Aus diesem Grund kann nur eine Aussage über die Anfangs- und Endrißgeometrie gemacht werden. Lediglich bei der austenitischen Probe 13 wurde der Verlauf der Rißformänderung zwischen Anfangs- und Endrißgeometrie mit Hilfe von Markierungen, die durch mechanische Ermüdung erzeugt wurden, festgehalten.

Die in der Abb. 98 für den ferritischen Stahl unter thermozyklischer bzw. thermomechanischer Belastung bestimmten Rißformänderungen geben, trotz des relativ geringen Rißfortschritts, bis auf wenige Ausnahmen den in der Abb. 95 vorhergesagten Verlauf wieder. Obwohl im Bereich der Anfangshalbachsenverhältnisse $0.4 < a/c < 0.7$ eine relativ geringe Änderung der Rißgeometrie stattfindet, kann man erkennen, daß die meisten Proben mit Anfangshalbachsenverhältnissen größer als $a/c = 0.6$ in Richtung kleinerer Halbachsenverhältnisse wachsen, während die Proben mit a/c - Verhältnissen kleiner als 0.6 in Richtung größerer a/c - Werte anwachsen. Bei den thermomechanisch belasteten Proben ist anhand der Rißformänderung der Probe 13 deutlich zu erkennen, daß halbkreisförmige Anfangsrißgeometrien halbelliptischen Endrißgeometrien zustreben. Die thermomechanisch beanspruchte ferritische Probe 12 weist trotz geringen Rißtiefenwachstums eine starke Abnahme des Halbachsenverhältnisses auf, wofür ein an der Probenoberfläche gebildeter Saumriß verantwortlich ist, der mehrere Millimeter lang ist und nur eine Tiefe von 0.5 mm aufweist. Da sich ein Einfluß der Kühldauer auf den Verlauf der Rißformänderung erst bei größeren Rißtiefen feststellen läßt, war an den untersuchten ferritischen Proben, mangels ausreichendem Rißtiefenwachstum, kein Einfluß feststellbar.

Bei der Betrachtung der sich einstellenden Endrißgeometrien des austenitischen Stahls unter thermozyklischer bzw. thermomechanischer Belastung zeigt sich allerdings eine ausgeprägte Diskrepanz zwischen der Vorhersage der Rißformänderung auf der Basis der elastischen Spannungsberechnung und dem experimentellen Befund. Die theoretische Vorhersage der Rißformänderung würde eher flache halbelliptische Endrißgeometrien erwarten lassen;

stattdessen stellen sich tiefe halbkreisförmige Endrisse ein, die zum Teil Halbachsenverhältnisse größer als $a/c = 1.0$ aufweisen.

Ausgehend von halbelliptischen Anfangsrißgeometrien zwischen $0.5 < a/c < 0.6$ streben die austenitischen Thermoermüdungsproben 3, 4 und 5 mit annähernd gleicher thermischer Belastung ($\Delta T = 380 \text{ }^\circ\text{C}$) und unterschiedlichen Lastwechselzahlen zunächst einer halbkreisförmigen Rißgeometrie zu, um nach weiterem Rißtiefenwachstum nach Durchlaufen eines a/c - Maximums erneut halbelliptische Rißgeometrien relativ hoher a/c - Verhältnisse anzunehmen. Die austenitischen Proben 1 und 2 mit geringer thermischer Beanspruchung ($\Delta T = 260 \text{ }^\circ\text{C}$) lassen aufgrund des geringen Rißfortschritts keinen eindeutigen Trend der Rißformänderung erkennen. Während das a/c - Maximum bei den thermomechanisch beanspruchten Proben erst nach Durchdringung der halben Wandstärke erreicht wird, scheint sich das Maximum bei den thermisch beanspruchten Proben bereits früher einzustellen.

Vergleicht man die sich im Experiment einstellende Rißformänderung der thermisch höher beanspruchten und der thermomechanisch belasteten austenitischen Ermüdungsproben mit der Rißformänderung von Oberflächenrissen in Platten bei mechanischer Ermüdung unter Zug- bzw. Biegebelastung, so könnte man annehmen, daß aufgrund des ähnlichen Verlaufs der Rißformänderung auch ein ähnlicher Beanspruchungsverlauf, d. h. eine homogenere Spannungsverteilung oder ein weniger steil verlaufender Spannungsgradient als in der elastischen Spannungsanalyse angenommen wird, vorliegt. Diese homogenere Spannungsverteilung kann, wie die elasto-plastischen Rechnungen im Prinzip zeigen, durch Spannungsumlagerungen als Folge von überelastischer Beanspruchung entstehen und könnte den Verlauf der Rißformänderung erklären.

7. Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde das Rißausbreitungsverhalten halbelliptischer Oberflächenfehler in einem ferritischen und einem austenitischen Stahl unter Thermoermüdungsbelastung untersucht. Dabei wurde insbesondere überprüft, in wieweit sich das Rißwachstum infolge der thermozyklischen Belastung mit Hilfe der Methoden der linear- elastischen Bruchmechanik beschreiben bzw. vorhersagen läßt.

Die Bewertung von Rissen unter thermozyklischer Belastung wird in folgenden Schritten durchgeführt:

- Berechnung der räumlich und zeitlich veränderlichen Temperaturverteilung in der Komponente. Sind die thermischen Randbedingungen nicht bekannt, dann können diese mit Hilfe des zeitlichen Temperaturverlaufs an einigen ausgewählten Stellen ermittelt werden.
- Berechnung der räumlich und zeitlich veränderlichen Spannungen.
- Berechnung der zeitlich veränderlichen Spannungsintensitätsfaktoren für alle möglichen Rißformen mit Hilfe der Gewichtsfunktionsmethode.
- Ermittlung der material- und umgebungsspezifischen Parameter des Ermüdungsrißwachstums durch mechanische Versuche unter den bei der thermozyklischen Belastung vorliegenden Bedingungen (Frequenz, Belastungsprofil).
- Zyklische Berechnung des Rißfortschritts für den Oberflächenriß, ausgehend von einer Anfangsrißgeometrie bis zur Endrißgeometrie.

Bei den vorgestellten Untersuchungen des Thermoermüdungsrißwachstums wurden im einzelnen folgende Ergebnisse erzielt:

- Die aufgebaute Thermoermüdungsanlage ermöglicht die Erzeugung einer mehrachsigen Spannungsverteilung mit steilen Gradienten, wie sie an thermisch belasteten Strukturen auftreten. Weiterhin können der thermozyklischen Belastung mechanische Biegespannungen überlagert werden, um die Beanspruchung realer Strukturen zu simulieren. Die thermischen und mechanischen Randbedingungen sind wohl definiert

und Versuchsparameter wie Werkstoff, Anfangsrißgeometrie und die thermische Last sowie die mechanische Vorspannung können auf einfache Weise variiert werden.

- In einer ferritischen und einer austenitischen Referenzplatte wurde die räumlich und zeitlich veränderliche Temperaturverteilung während der thermozyklischen Belastung bestimmt. Die berechnete Temperaturverteilung liefert im Fall der ferritischen Platte eine exakte und im Fall der austenitischen Platte eine ausreichende Übereinstimmung mit dem experimentellen Ergebnis.
- Das Wachstum halb elliptischer Oberflächenrisse tritt sowohl unter rein thermischer als auch thermomechanischer Ermüdungslast entlang der gesamten Rißfront des mechanischen Anrisses auf, wobei sich der thermische Rißfortschritt im ferritischen Werkstoff durch unregelmäßige Rißfronten und ausgeprägtes Oberflächenrißwachstum hervorhebt, während sich im austenitischen Stahl das thermische Rißwachstum gleichmäßiger und mit einer starken Orientierung in Tiefenrichtung ausbildet. Fraktographische Untersuchungen der Bruchflächen weisen für beide Stähle einen duktilen und transkristallinen Rißverlauf mit Schwingungstreifenbildung und Sekundärrißwachstum auf.
- Im Materialcharakterisierungsteil des Untersuchungsprogramms wurden, mit einfachen Standardproben, die Einflüsse von Umgebungsmedium, Belastungsfrequenz und Belastungsform, Temperatur und Spannungsverhältnis auf die mechanische Rißausbreitungsrate des ferritischen und des austenitischen Stahls untersucht und die Rißwachstumsparameter für an das Thermoermüdungsexperiment angepasste Versuchsbedingungen ermittelt. Dabei wurde beim ferritischen Stahl eine ausgeprägte Neigung zur Korrosionsermüdung festgestellt, während der austenitische Stahl keine umgebungsbedingten Einflüsse auf die mechanische Rißwachstumsrate aufweist. Die Übertragbarkeit der an eindimensionalen Rißgeometrien gewonnenen material- und umgebungsspezifischen Rißwachstumsparameter auf zweidimensionale Fehler wurde durch entsprechende mechanische Ermüdungsversuche an Platten mit halb elliptischen Oberflächenrisen im Wasserbad bestätigt. Ein Vergleich der Rißfronten im Wasserbad erzeugter mechanischer Ermüdungsrisse mit thermisch erzeugten Ermüdungsrisen läßt vermuten, daß die unregelmäßigeren Thermoermüdungsrißfronten im ferritischen

Werkstoff entweder eine Folge der mehrachsigen komplexen Beanspruchung im Thermoermüdungsversuch sind oder aber auf die unterschiedlichen Umgebungsbedingungen an der Rißspitze zwischen dem Wasserbad im mechanischen und dem Wasserstrahl im thermischen Ermüdungsversuch zurückzuführen sind.

- Ein Vergleich der theoretischen Vorhersage des Thermoermüdungsrißwachstums mit dem experimentellen Befund liefert bei hinreichend kleinen thermischen Belastungen recht gute Übereinstimmung, insbesondere, wenn man berücksichtigt, daß Ermüdungsrißwachstumraten relativ stark streuen und eine Diskrepanz in der vorhergesagten Rißverlängerung bis zum Faktor zwei allgemein akzeptiert wird. Bei höheren thermischen Lasten bzw. stark überelastischer Beanspruchung liefert die Vorhersage, auf der Basis der linearelastischen bruchmechanischen Berechnungsmethode, größere Abweichungen vom experimentell bestimmten Rißwachstum.

Als Ursache für diese Abweichungen werden Spannungsumlagerungen aufgrund großer plastischer Deformationen an der Rißspitze angesehen. Weiterhin ist die Anwendbarkeit der linear-elastischen Bruchmechanik beim Vorherrschen hoher zyklischer plastischer Verformungen stark eingeschränkt. Den Beanspruchungen eher angemessen scheinen hier fließbruchmechanische Konzepte wie z. B. das J- Integral zu sein. Da aber zur Zeit auch kein Ansatz für ein ΔJ - Konzept für zweidimensionale Rißgeometrien existiert stellt das ΔK - Konzept weiterhin die praktikabelste Anwendung zur Beschreibung des thermozyklischen Rißwachstums realer Rißkonfigurationen dar.

8. Literaturverzeichnis

- /1/ Neubrech G. E., Görner F., Kordisch H., Siebler T., (1987), Temperatures, strains and crack behavior during local thermal shock tests on the RPV-cylinder of the HDR, Transactions of the 9th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology in Lausanne, Switzerland, Vol. G, 325- 336.
- /2/ Bryan R. H., (1985), Pressurized- thermal shock test of 6- in.- thick pressure vessels, U.S. Nuclear Regulatory Commission, NUREG/CR- 4106, ORNL- 6135.
- /3/ Sauter A., Huber H., Nguyen- Huy T., (1985), Experimental and analytical results of large scale pressurized thermal shock testing, Proceedings of the 11th MPA- Seminar in Stuttgart on Safety and Reliability of Pressure Components 2, paper 27.
- /4/ Yagawa G., Ichimiya M., Ando Y., (1979), Theoretical and experimental analysis of semi- elliptical surface cracks subject to thermal shock, in ASTM- STP 677, 381- 398.
- /5/ Bahr H.- A., Balke H., Kuna M., Liesk H., (1987), Fracture analysis of a single edge cracked strip under thermal shock, Theor. and Appl. Fract. Mech. 8, 33- 39.
- /6/ Hirano K., Kobayashi H., Nakazawa H. (1979), Elastic- plastic fracture mechanics study of thermal shock cracking, Proceedings of the third International Conference on Mechanical Behaviour of Materials in Cambridge, England, Vol. 3, 457- 467.
- /7/ Blauel J. G., Hollstein T., Baudendistel E., Kienzler R., Nagel G., (1986), Untersuchungen zum Warmvorbelastungseffekt bei Thermoschock- bedingungen, Vortragsband der 18. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge des DVM, Aachen, 177- 182.

- /8/ Hellen T. K., Blackburn W. S., (1987), Post yield fracture mechanics analysis of the combined thermal and mechanical loading of a centre-cracked plate, *Int. Jour. of Fracture*, 32,185- 199.
- /9/ Jansky J., Rein G., Rintamaa R., (1983), Growth and formation of cracks originated by cyclic thermal loading, *Transactions of the 7th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology in Chicago, USA, Vol. G/ F7/ 4*, 487-494.
- /10/ Shimizu M., Brown M. W., Miller K. J., (1983), Fatigue crack propagation in stainless steel subjected to repeated thermal shock, *Proceedings of the Fourth International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, Vol. 1*, Pergamon Press, 207- 213.
- /11/ Marsh D. J., (1981), A thermal shock fatigue study of type 304 and 316 stainless steels, *Fatg. Eng. Mat. and Structures* 4, 2, 179- 195.
- /12/ Sneddon N., (1946), The distribution of the stress in the neighbourhood of a crack in an elastic body, *Proc. Phys. Soc.* 187, 229.
- /13/ ASTM- E 399- 81, (1981), Standard test method for plain strain fracture toughness of metallic materials, *Annual book of ASTM- Standards, Part 10*, American society of testing and materials, Philadelphia Pa.
- /14/ Paris P.C., Erdogan F., (1963), A critical analysis of crack propagation laws, *Trans. ASME, Journ. of basic Engineering, Series D*, 85, 528- 534.
- /15/ Forman R.G., Kearney V.E., Engle R.M., (1967), Numerical analysis of crack propagation in cyclic loaded structures, *Trans. ASME, Journ. of basic Engineering* 89, 459.
- /16/ Erdogan F., Ratwani M., (1970), Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack, *Int. Journ. of Fract. Mechanics* 6, 379.
- /17/ Klesnil M., Lukas P., (1972), Effect of stress cycle assymetry on fatigue crack growth, *Mat. Sci. Engng.* 9, 231.

- /18/ Chand S., Gary S. B. L., (1985), Crack propagation under constant amplitude loading, Eng. Fract. Mech. 21, 1-30.
- /19/ Schwalbe K.-H., (1983), Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, Hanser Verlag.
- /20/ Deimling H. J., Stellwag B., Kaesche H., (1981), Zusammenwirken von Spannungsrißkorrosion und Ermüdung bei der Schwingungsrißkorrosion eines hochfesten Stahles, Werkstofftechnik 12, 51-58.
- /21/ Wei R. P., Landes J. D., (1969), Correlation between sustained- load and fatigue crack growth in high strength steels, Mat. Res. Stand. 9, 25.
- /22/ Austen I. M., Walker E. F., (1977), Quantitative understanding of the effects of mechanical and environmental variables on corrosion fatigue crack growth behaviour, in The Influence of Environment on Fatigue, Mech. Eng. Public. Limited for The Instit. of Mech. Eng., London und New York.
- /23/ Wei R. P., Simmons G. W., (1981), Recent progress in understanding environment assisted crack growth, Int. Jour. of Fracture 17, 2, 235- 247.
- /24/ Speidel M. O., (1976), Interkristalline Korrosionsermüdung in Stahl, in Bruchuntersuchungen und Schadenklärung, Allianz- Versicherungs AG, München und Berlin.
- /25/ Barsom J.M., (1971), Corrosion- fatigue crack propagation below K_{ISCC} , Eng. Fract. Mechanics 3, 15- 25.
- /26/ Gallagher J. P., (1970), Corrosion fatigue crack growth behavior above and below K_{ISCC} , Naval Research Laboratory Washington D. C., NRL-report 7064.
- /27/ Paris P. C., Bucci R. J., Little C. D., (1972), Fatigue crack propagation of D6ac steel in air and distilled water, ASTM- STP 513, 196- 217.

- /28/ Salivar G. C., Creighton D. L., Hoepfner D. W., (1981), Effect of frequency and environment on fatigue crack propagation of SA 533 B- 1 steel, Eng. Fract. Mech., 14, 337- 352.
- /29/ Krompholz K., Grosser E. D., Moritz E., (1981), Untersuchungen zum Ermüdungsrißwachstum des austenitischen Stahles X6 Cr Ni 18 11 (1.4948), Z. Werkstofftechn. 12, 440- 449.
- /30/ Cullen W., Gabetta G., Hanninen H., (1985), A review of the models and mechanisms for environmentally assisted crack growth of pressure vessel and piping steels in PWR- environments, U. S. Nuclear Regulatory Commission Washington, D. C., NUREG/ CR- 4422.
- /31/ Achilles R. D., Bulloch J. H., (1987), The effect of frequency and environment on the fatigue crack growth behavior of SA 508 cl III RPV- steel, Int. Jour. Pres. Ves. & Piping 30, 171- 192.
- /32/ Barsom J. M., (1972), Effect of cyclic stress form on corrosion fatigue crack growth below K_{ISCC} in a high- yield strength steel, in Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics, and Microstructure, International Corrosion Conference Series, NACE- 2, National Association of Corrosion Engineers, Houston, 424.
- /33/ Achilles R. D., Bulloch J. H., (1987), The influence of waveform on the fatigue crack growth behavior of SA 508 cl III RPV- steel in various environments, Int. Jour. Pres. Ves. & Piping 30, 375- 389.
- /34/ Selines R. J., Pelloux R. M., (1972), Effect of cyclic stress wave form on corrosion fatigue crack propagation in Al- Zn- Mg- alloys, Metallurgical Transactions 3, 2525- 2531.
- /35/ James L. A., (1976), Fatigue crack propagation in austenitic stainless steels, Atomic Energy Review 14, 37- 85.
- /36/ Elber W., (1970), Fatigue crack closure under cyclic tension, Eng. Fract. Mech. 2, 37.

- /37/ Bachmann V., Munz D., (1976), Crack closure in fatigue crack propagation, Proceedings of the International Conference on Fatigue Testing and Design, London, England.
- /38/ Kurihara M., Katoh A., Kawahara M., (1986), Analysis on fatigue crack growth rates under a wide range of stress ratios, Jour. of Pressure Vessel Technology, 209- 213.
- /39/ Rhodes D., Radon J. C., Culver L. E., (1981), Analysis of combined static and fatigue crack growth data, Fatg. of Eng. Mat. and Structures 4, 49-63.
- /40/ Klöckner- Werke AG, Osnabrück, Schmelzanalyse der Schmelze Nr. 416073/41
- /41/ Krupp- Stahlwerke- Südwestfalen AG, Schmelzanalyse der Schmelze Nr. 294771
- /42/ DIN 17441, (1985), Technische Lieferbedingungen für nichtrostende Stähle, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin.
- /43/ Stahl- Eisen- Werkstoffdatenblatt 640, (1975), 1. Ausgabe, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf.
- /44/ Oppel G., (1964), Die zerstörungsfreie Ermittlung von Eigenspannungen mittels Härtemessungen an der Oberfläche von metallischen Bauteilen, Materialprüfung 6, 1, 6- 10.
- /45/ Hofer G., Bender N., (1978), Eigenspannungsmessungen an Plattierungen nach dem erweiterten Ring- Kern- Verfahren, VDI- Berichte 313, 463- 468.
- /46/ Czuck G., Mattheck C., Munz D., Stamm H., (1985), Crack growth under cyclic thermal shock loading , Nuclear Engineering and Design 84, 189-199.
- /47/ Hewlett Packard, (1980), System Operating and Programming Manual Hewlett Packard Model 3054 A, A Automatic Data Acquisition System, Part No. 03054- 94502, 1- 25.

- /48/ Döker H., (1980), Der Einfluß verschiedener Umgebungsmen auf das Reißausbreitungsverhalten der Titanlegierungen TiAl6V4 und TiAlMo1V1 bei konstanter Belastung und Ermüdungsbelastung, Deutsche Forschungs- und Versuchsanstalt für Luft- und Raumfahrt, DFVLR- FB 80-08.
- /49/ Rolfe S.T., Barsom J.M., (1977), Fracture and fatigue control in structures, Prentice Hall, 317- 344.
- /50/ Van der Sluys W., Emanuelson R., (1986), Cyclic crack growth behavior of RPV- steels in light water reactor environments, Jour. Eng. Mater. and Technol. 108, 26- 30.
- /51/ Tomkins B., (1977), The role of crack tip opening in corrosion fatigue for the ductile ferritic steel- water system, in The Influence of Environment on Fatigue, Mech. Eng. Public. Limited for The Instit. of Mech. Eng., London und New York.
- /52/ Pedron J.P., Diboine A., Pineau A., (1984), Fatigue crack growth rate behaviour of stainless steel claddings in air and under vacuum at 300°C, Fatg. of Eng. Mat. and Structures 7, 2, 137- 143.
- /53/ Yuzawich P.M., Hughes C.W., (1978), An improved technique for removal of oxide scale from fractured surfaces of ferrous materials, Practical Metallography 15, 184- 195.
- /54/ Kemppainen M., Törronen K., (1982), An evaluation of oxide removal from corrosion fatigue fracture surfaces, Tech. Research Center of Finland, UTT- MET B- 43.
- /55/ Rintamaa R., Kemppainen M., (1985), A fractographic study of cracks produced by cyclic thermal loading in 20 Mn Mo Ni 5 5 and X6 Cr Ni 18 11 steels in water environment, Tech. Research Center of Finland, UTT- MET C- 61.
- /56/ Czuck G., Stamm H., Munz D., (1985), Experimental investigations and calculation of crack propagation from surface flaws under thermal shock

- loading conditions, Transactions of the 8th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology in Brussels, Belgium, Vol. F1/G, 395- 400.
- /57/ Wenzel M., (1983), Berechnung des Rißwachstums in einer zyklisch-thermisch beanspruchten Platte, Diplomarbeit am Institut für Zuverlässigkeit und Schadenkunde im Maschinenbau.
- /58/ ADINAT/ ADINA, (1981), A finite element program for automatic dynamic incremental nonlinear analysis, Report AE 81- 2/ Report AE 81- 1, Adina Eng. Inc. Watertown Mass. USA.
- /59/ Hibitt, Karlsson, Sorensen, (1984), ABAQUS Theory and Users Manual, Providence, RI.
- /60/ Rice J.R., (1972), Some remarks on elastic crack tip stress fields, Int. Jour. Sol. Structures 8, 751- 758.
- /61/ Mattheck C., Morawietz P., Munz D., (1983), Stress intensity factor at the surface and at the deepest point of a semi- elliptical surface crack in plates under stress gradients, Int. Jour. of Fracture 23, 201-212.
- /62/ Petroski H.J., Achenbach J.D., (1978), Computation of the weight function from a stress intensity factor, Eng. Fract. Mechs. 10, 257- 266.
- /63/ Cruse T.A., Besuner P.M., (1975), Residual life prediction for surface cracks in complex structural details, J. of Aircraft 12, 369- 375.
- /64/ Müller H. M., Müller S., Munz D., Neumann J., (1986), Extension of surface cracks during cyclic loading, ASTM- STP 905, 625- 643.
- /65/ Caspers M., Mattheck C., Munz D., (1986), Fatigue crack propagation in cylindrical bars, Z. Werkstofftechnik 17, 327- 333.
- /66/ Görner F., Mattheck C., Munz D., (1983), Change in geometry of surface cracks during alternating tension and bending, Z. Werkstofftechnik 14, 11- 18.

- /67/ Bethge K., Munz D., Stamm H., (1988), Growth of semi- elliptical surface cracks in ferritic steel plates under cyclic thermal shock loading, *Fatg. and Fract. of Eng. Mat. and Structures* 11, 467- 482.
- /68/ Corum J. M., Greenstreet W. L., Liu K. C., Pugh C. E., Swindeman R. W., (1974), Interim guidelines for detailed inelastic analysis of high- temperature reactor system components, Report ORNL- 5014, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, Tennessee, USA.
- /69/ Stamm H., Munz D., (1983), Einfluß überelastischer Beanspruchung auf den Spannungsintensitätsfaktor im Fall thermischer Ermüdung, *KfK- Bericht 3590*, Kernforschungszentrum Karlsruhe.
- /70/ Irwin G. R., (1964), Structural aspects of brittle fracture, *Appl. Mat. Res.*, 65.
- /71/ ASTM- E 647- 78T, (1978), Tentative test method for constant- load- amplitude fatigue crack growth rates above 10^{-8} m/cycle, Annual book of ASTM- Standards, Part 10, American society of testing and materials, Philadelphia Pa.
- /72/ Newman Jr. J.C., (1974), Stress analysis of compact specimen including effects of pia loading, *ASTM STP 560*, American society of testing and materials, 105- 121.
- /73/ Srawley J.E., (1976), Wide range stress- intensity factor expressions for ASTM- method E 399 standard fracture toughness specimens, *Int. Journ. of Fracture* 12, 475- 476.
- /74/ Srawley J.E., Gross B., (1972), Stress intensity factors for bend and compact specimens, *Eng. Fract. Mech.* 4, 587.
- /75/ Newman J.C., Raju I.S., (1981), An empirical stress- intensity factor equation for the surface crack, *Eng. Fract. Mechanics* 15, 1- 2, 185- 192.

9. Anhang

Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren

Bei der Berechnung von Spannungsintensitätsfaktoren der mechanisch beanspruchten Ermüdungsproben konnte beim Vorliegen von durchgehenden Rissen auf in der Literatur angegebene Beziehungen zurückgegriffen werden. Bei der Behandlung halbelliptischer Oberflächenrisse wurden jedoch gemäß Cruse und Besuner /63/ gewichtet gemittelte K- Faktoren bestimmt, die bereits von Müller et. al. /64/ und Caspers et. al. /65/ erfolgreich zur Rißwachstumsvorhersage benutzt wurden.

Spannungsintensitätsfaktor für die Kompaktprobe (C(T))

Die Spannungsintensitätsfaktoren für die Kompaktprobe wurden nach der in ASTM- E 647 /71/ angegebenen Lösung von Newman /72/ und Srawley /73/

$$K = \frac{F}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{(2+a)}{(1-a)^{3/2}} \cdot (0.886 + 4.64a - 13.32a^2 + 14.72a^3 - 5.6a^4)$$

mit $\alpha = a/W$ und $\alpha \geq 0.2$ berechnet.

Spannungsintensitätsfaktor für die Vierpunktbiegeprobe mit durchgehendem Riß (VPB)

Zur Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren für die VPB wurde die von Srawley und Gross /74/ angegebene Lösung verwendet

$$K = \frac{F}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{S_1 - S_2}{W} \cdot \frac{\sqrt{\alpha} (2.9831 - 1.2579\alpha + 5.2601\alpha^2 - 5.034\alpha^3 + 2.025\alpha^4)}{(1-\alpha)^{3/2} \cdot (1+\alpha)^2}$$

mit $\alpha = a/W$ und $0 < \alpha < 1$.

Spannungsintensitätsfaktor für halbelliptische Oberflächenrisse in Biegeplatten

Ausgehend von der Annahme, daß bei halbelliptischen Oberflächenrisse nicht allein der lokale Spannungsintensitätsfaktor verantwortlich ist für das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten, sondern eher die Verteilung des Spannungsintensitätsfaktor entlang der gesamten Rißfront das Ausbreitungsverhalten solcher Risse beeinflusst, wurde von Cruse und Besuner eine Mittelung vorgeschlagen, mit der die gewichtet gemittelten Spannungsintensitätsfaktoren \bar{K}_A und \bar{K}_C an den Punkten A und C eines halbelliptischen Oberflächenrisses bestimmt werden können:

$$\bar{K}_A^2 = \frac{1}{\Delta S_A} \cdot \int_{\Delta S_A} K^2(\gamma) \cdot d \left[\Delta S_A(\gamma) \right]$$

$$\bar{K}_C^2 = \frac{1}{\Delta S_C} \cdot \int_{\Delta S_C} K^2(\gamma) \cdot d \left[\Delta S_C(\gamma) \right]$$

ΔS_A und ΔS_C sind die Flächenzuwächse in Abb. 82 die bei Festhalten des einen Freiheitsgrades in Richtung des zweiten Freiheitsgrades entstehen. Sie sind für den halbelliptischen Oberflächenriß gegeben zu:

$$\Delta S_C = \frac{\pi}{2} a \Delta c$$

$$\Delta S_A = \frac{\pi}{2} c \Delta a$$

Für $K(\gamma)$ wird hier die von Newman und Raju /75/ angegebene Lösung für die biegebeanspruchte Platte in Abb. 100 benutzt:

$$K(\gamma) = H_0 \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \cdot F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{b}, \gamma\right)$$

$$H = H_1 + (H_2 - H_1) \cdot \sin^p(\gamma)$$

$$p = 0.2 + \frac{a}{c} + 0.6 \frac{a}{t}$$

$$H_1 = 1 - 0.34 \frac{a}{t} - 0.11 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) \cdot \left(\frac{a}{t}\right)$$

$$H_2 = 1 + G_1 \cdot \frac{a}{t} - G_2 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2$$

$$G_2 = 0.55 - 1.05 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^{0.75} + 0.47 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^{1.5}$$

$$G_1 = -1.22 - 0.12 \frac{a}{c}$$

$$F = (M_1 + M_2 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^2 + M_3 \cdot \left(\frac{a}{t}\right)^4) \cdot f_\gamma \cdot g \cdot f_w$$

$$M_1 = 1.13 - 0.09 \frac{a}{c}$$

$$M_2 = -0.54 + \frac{0.89}{0.2 + \left(\frac{a}{c}\right)}$$

$$M_3 = 0.5 - \frac{1.0}{0.65 + \left(\frac{a}{c}\right)} + 14 \left(1 - \frac{a}{c}\right)^{24}$$

$$g = 1 + \left(0.1 + 0.35 \left(\frac{a}{c}\right)^2\right) \cdot (1 - \sin \gamma)^2$$

$$f_\gamma = \left(\left(\frac{a}{c}\right)^2 \cdot \cos^2 \gamma + \sin^2 \gamma\right)^{\frac{1}{4}}$$

$$f_w = \left(\sec\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{c}{b} \cdot \sqrt{\frac{a}{t}}\right)\right)^{\frac{1}{2}}$$

mit $0 < \frac{a}{c} \leq 1.0$, $0 \leq \frac{a}{t} < 1$, $\frac{c}{b} < 0.5$, $0 \leq \gamma \leq \pi$

10. Abbildungen

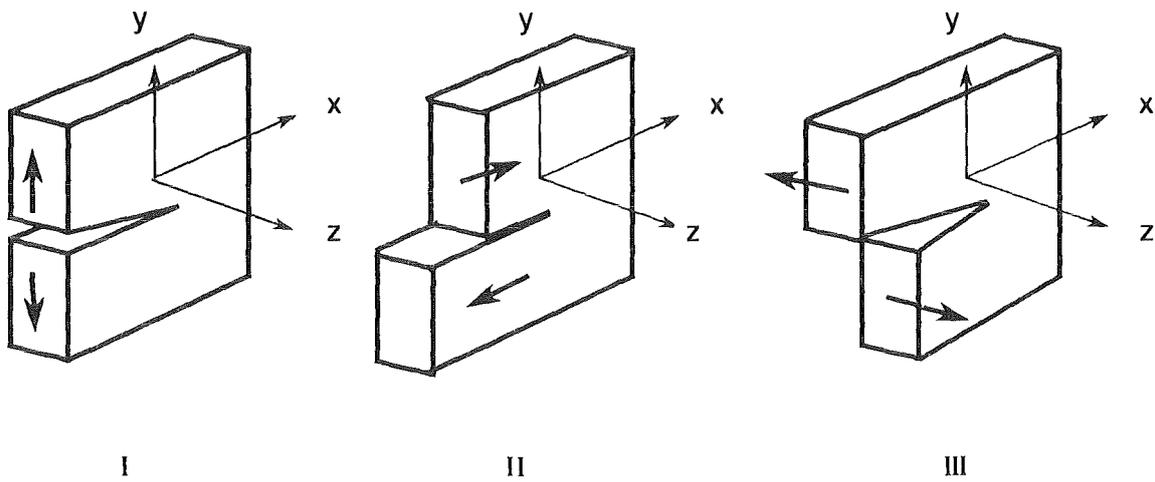


Abb. 1: Darstellung der drei Grundbelastungsfälle der Bruchmechanik

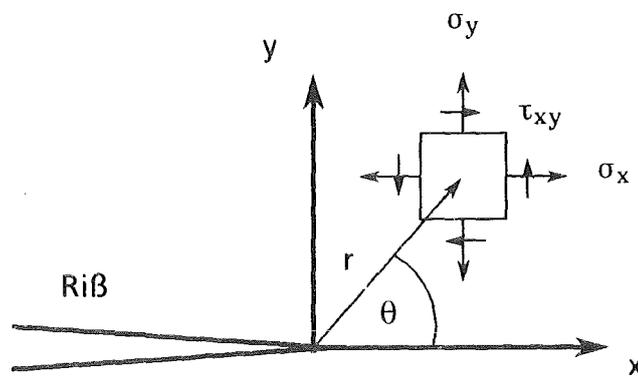


Abb. 2: Spannungskomponenten am RiB

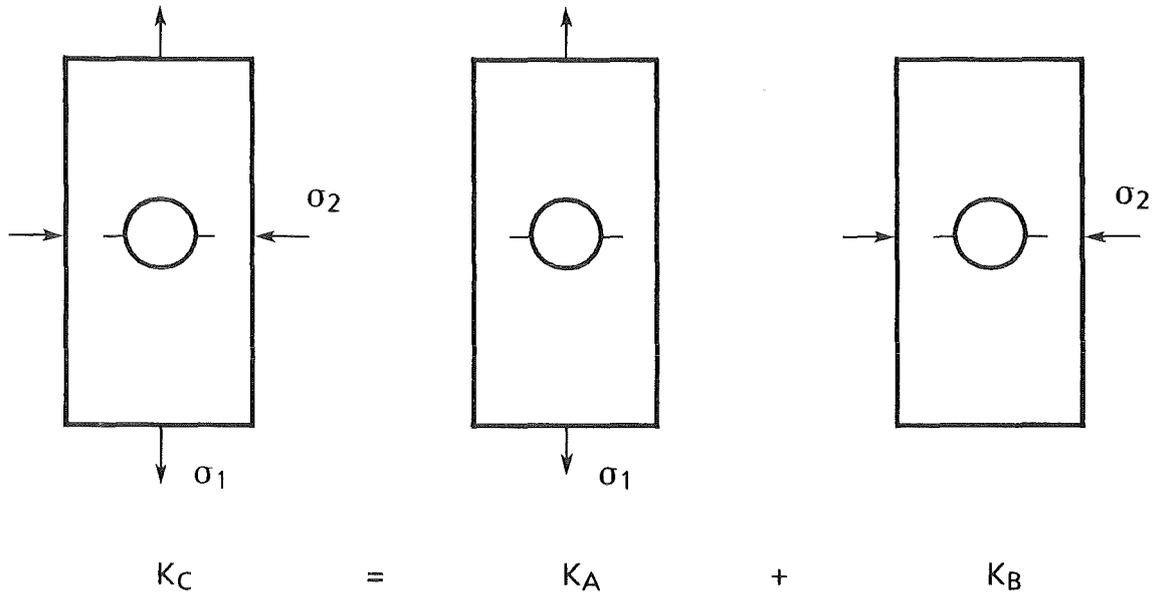


Abb. 3: Veranschaulichung des Superpositionsprinzips

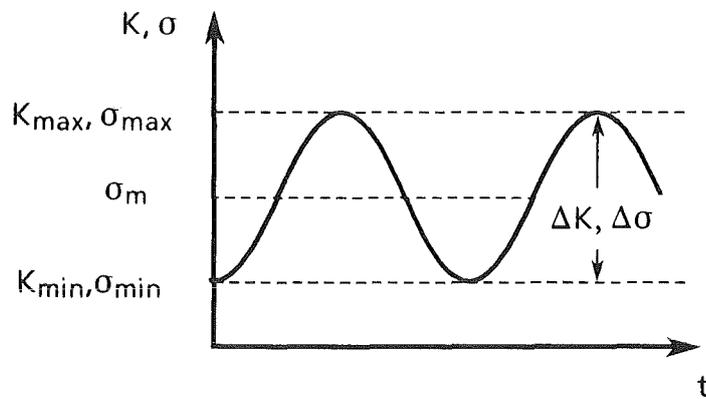


Abb. 4: Darstellung der Belastungsgrößen bei schwingender Beanspruchung

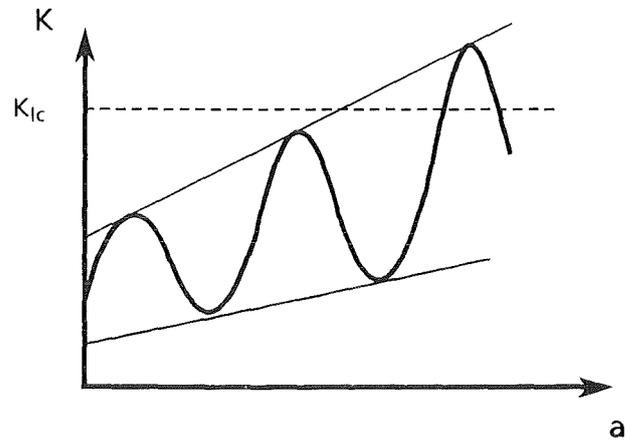


Abb. 5: Verlauf des zyklischen SIF bei Rißverlängerung

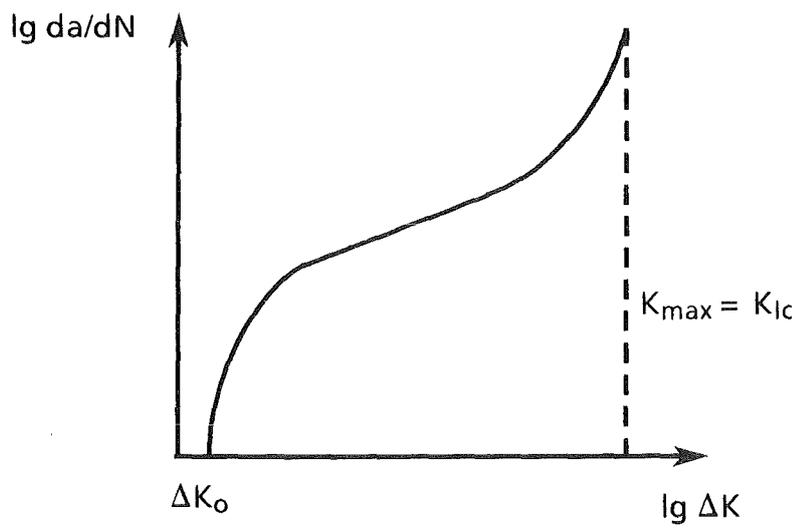


Abb. 6: Ermüdungsrißausbreitungsdiagramm

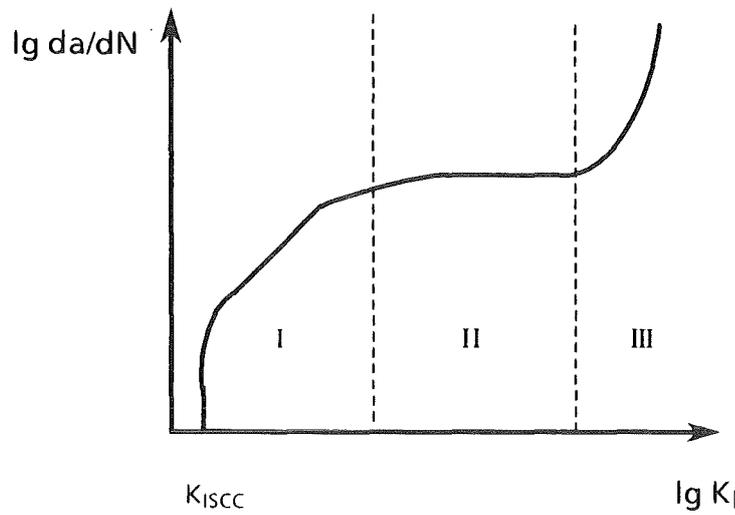


Abb. 7: Rißgeschwindigkeitsdiagramm für Spannungsrißkorrosion

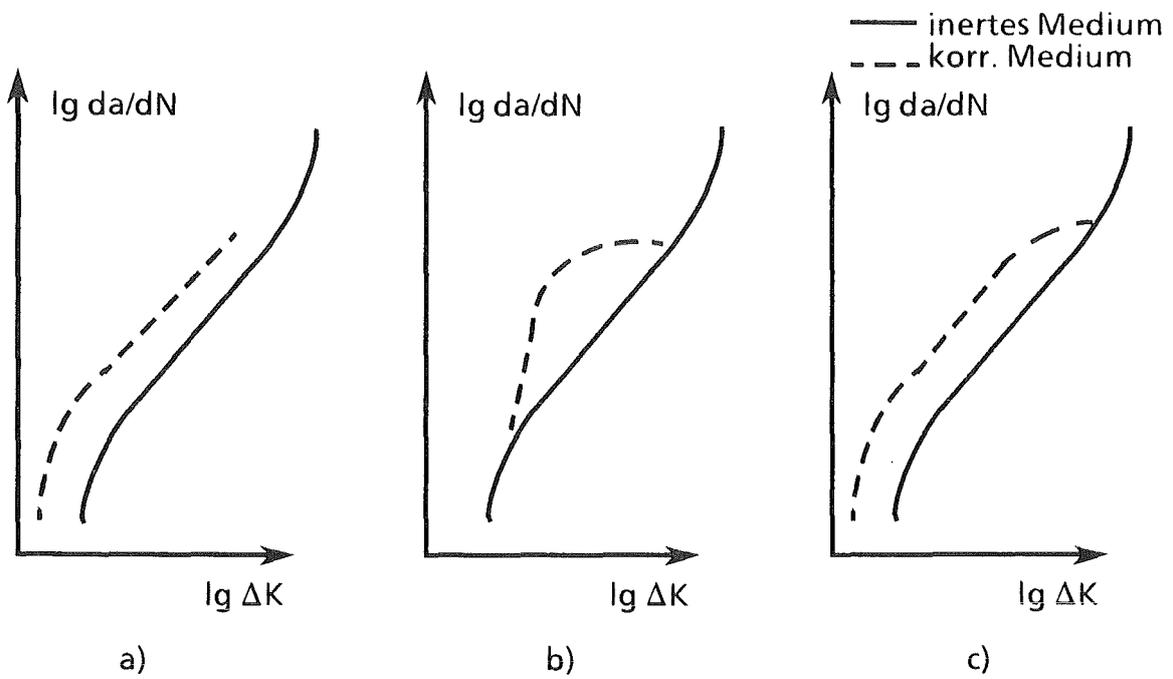


Abb. 8: Typischer Verlauf der Ermüdungsrißausbreitungdiagramme bei Einwirkung umgebender Medien

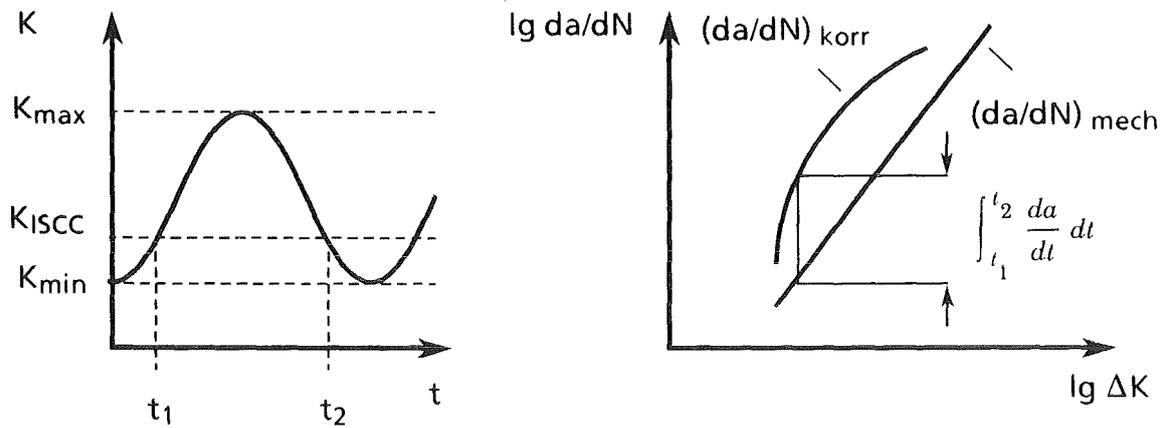


Abb. 9: Graphische Veranschaulichung des durch Schwingungsrißkorrosion verursachten Anstiegs der Rißwachstumsrate beim Superpositionsmodell

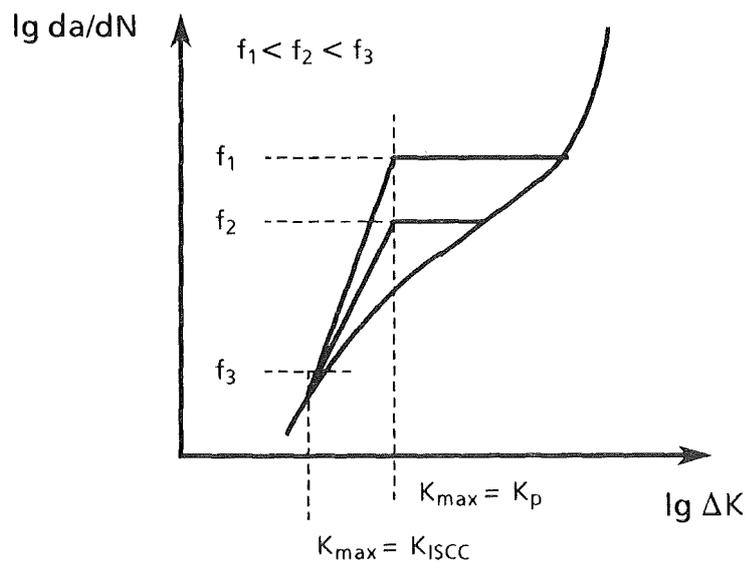


Abb. 10: Einfluß der Frequenz auf die Ermüdungsrißausbreitung beim Modell der konkurrierenden Schadensvorgänge

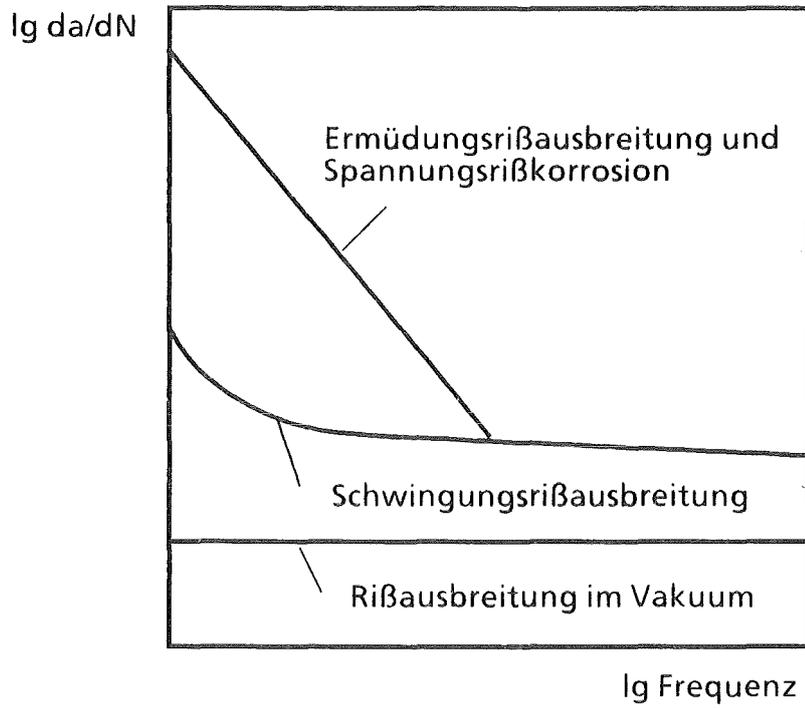


Abb. 11: Einfluß der Frequenz bei verschiedenen Rißausbreitungsmechanismen

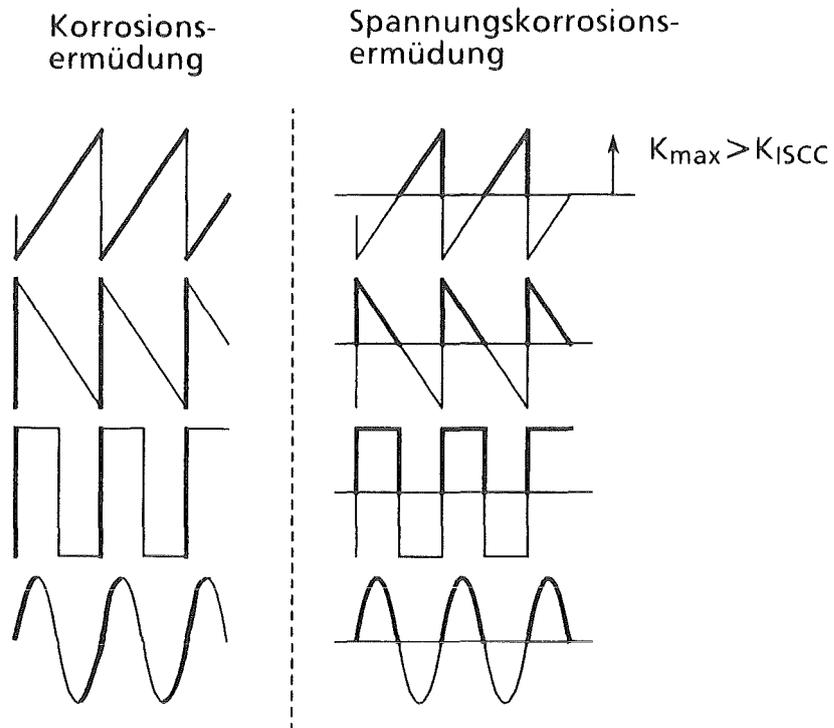


Abb. 12: Maßgeblicher Anteil der Belastungsfunktion für den entsprechenden Rißausbreitungsmechanismus

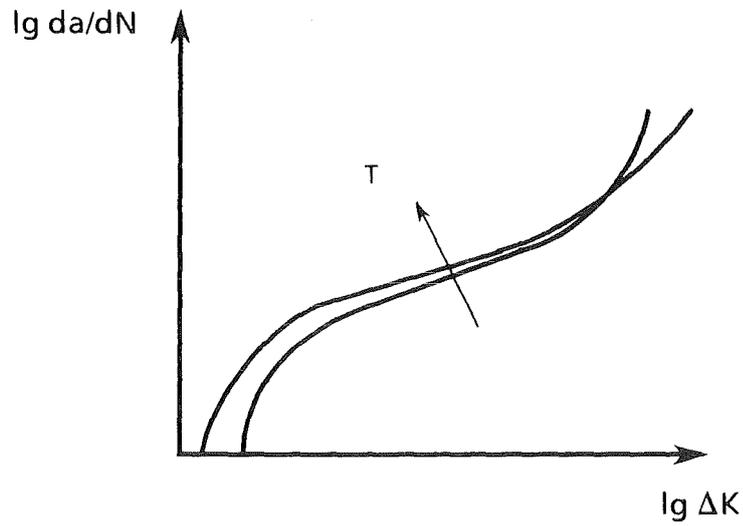


Abb. 13: Schematischer Einfluß der Temperatur auf die Ermüdungsrißgeschwindigkeit

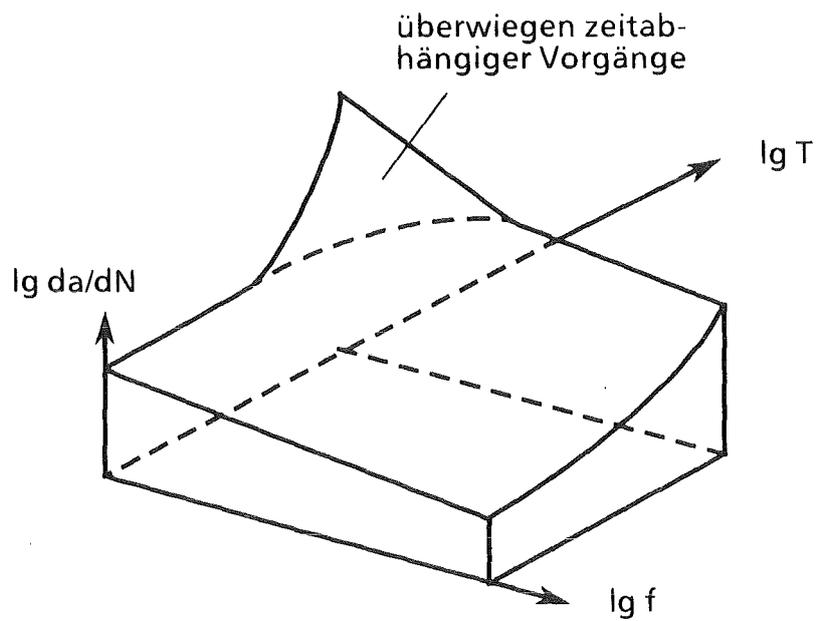


Abb. 14: Zusammenfassende schematische Darstellung des Einflusses von Temperatur und Frequenz auf die Rißwachstumsrate

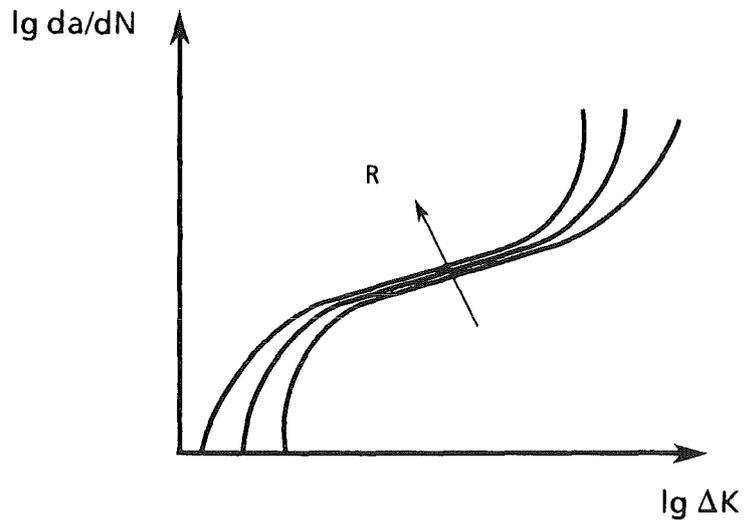


Abb. 15: Einfluß des Spannungsverhältnisses auf den Verlauf der Rißausbreitungskurve

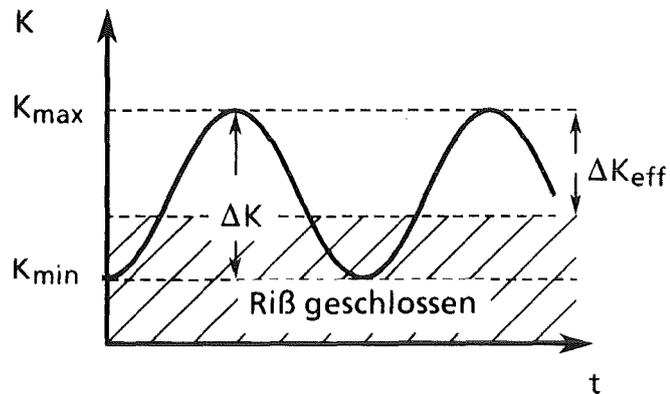


Abb. 16: Schematische Darstellung des Rißschließungseffekts

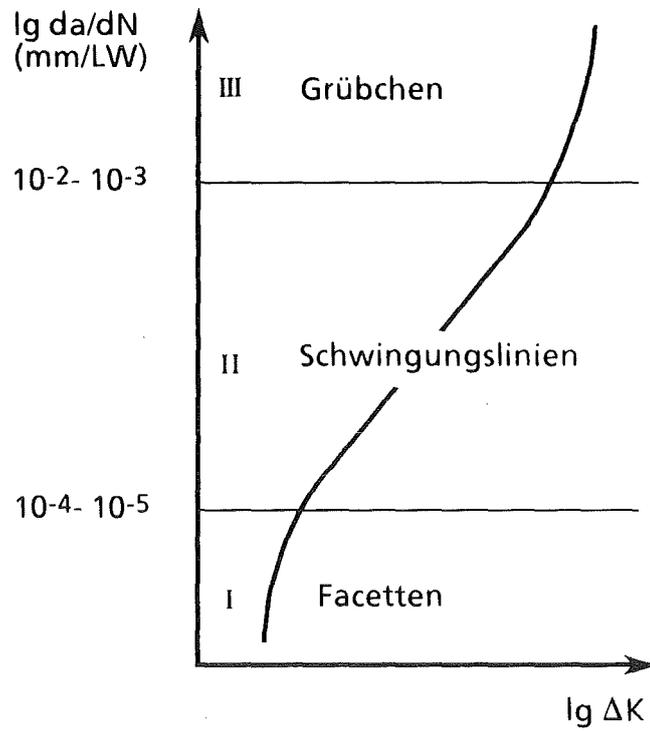


Abb. 17 : Einteilung der Rißausbreitungskurve nach dem mikroskopischen Bruchbild

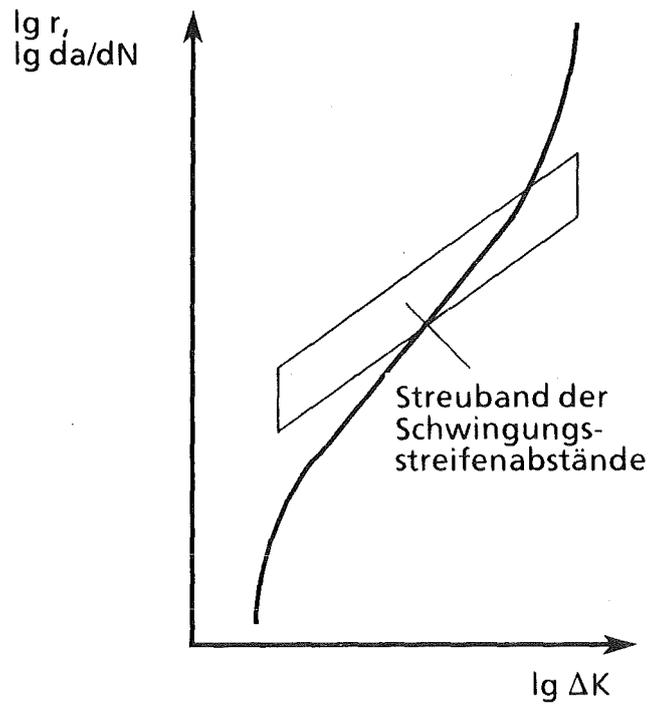
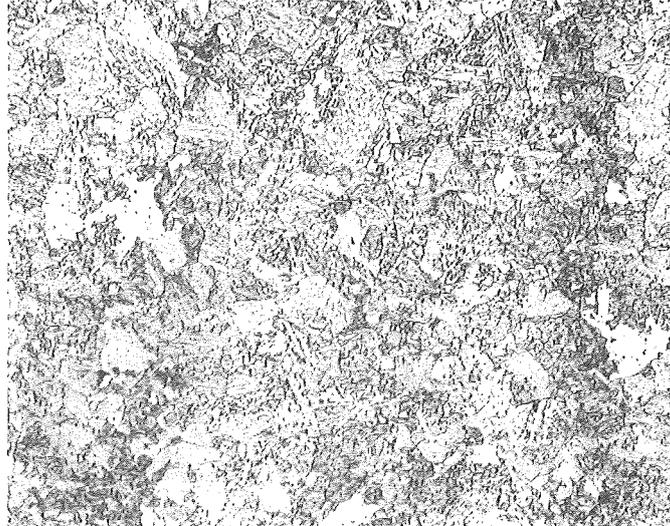
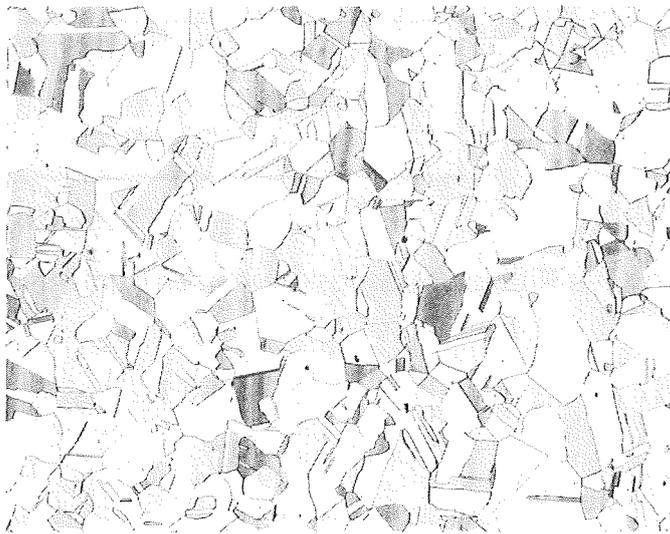


Abb. 18 : Vergleich der makroskopischen Rißwachstumsrate mit dem mikroskopischen Abstand von Schwingungslinien

a)



b)



c)

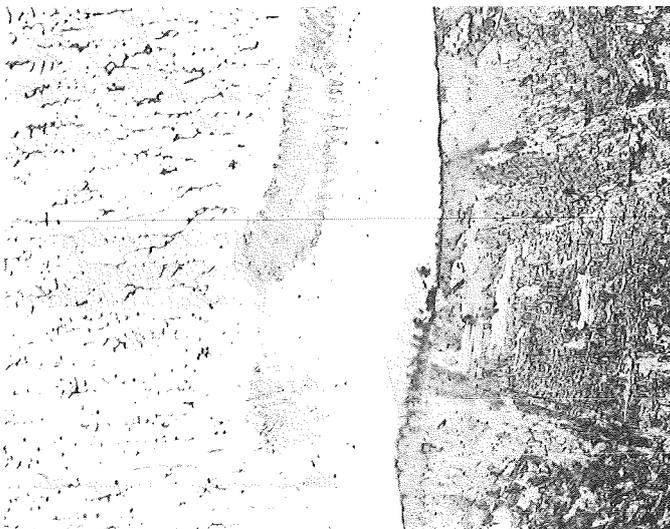


Abb. 19: Gefüeaufnahmen des a) ferritischen Stahls, b) austenitischen Stahls und des c) plattierten Werkstoffs

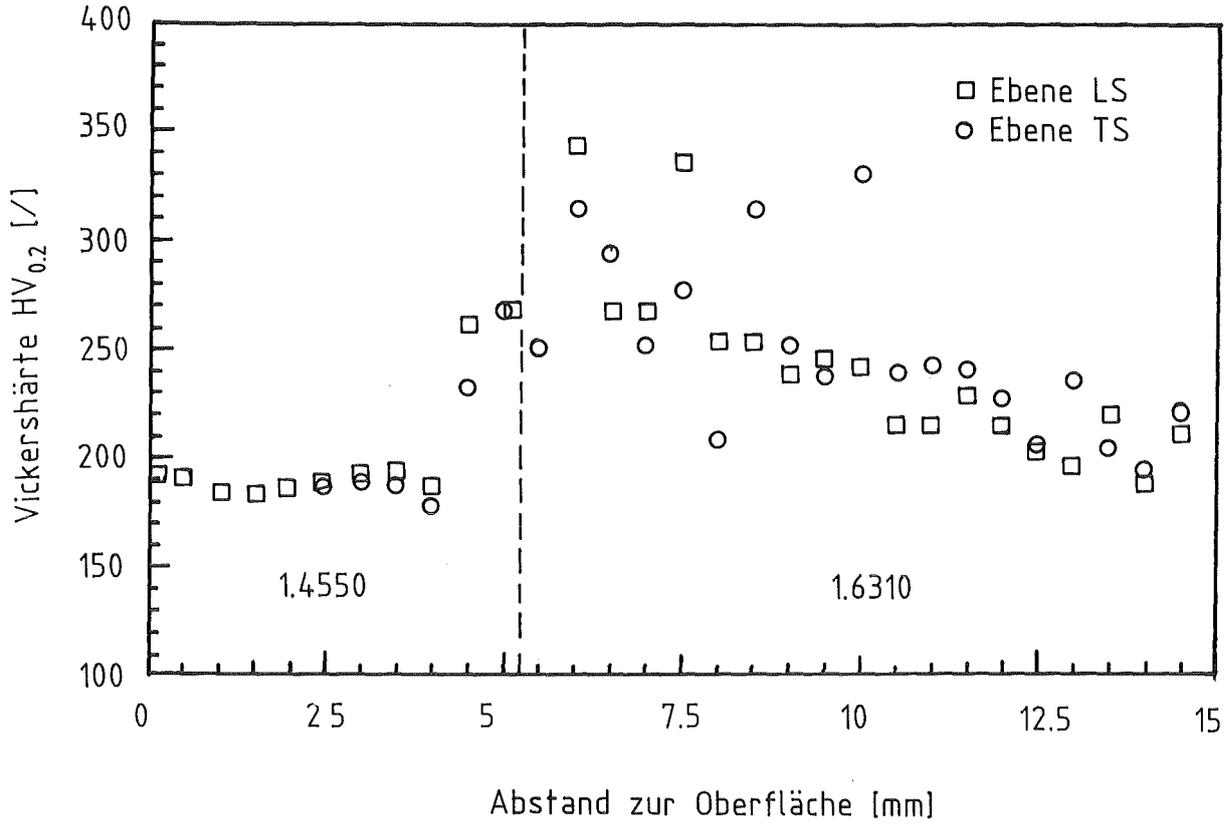


Abb. 20: Härteverteilung über dem Querschnitt des plattierten Werkstoffs

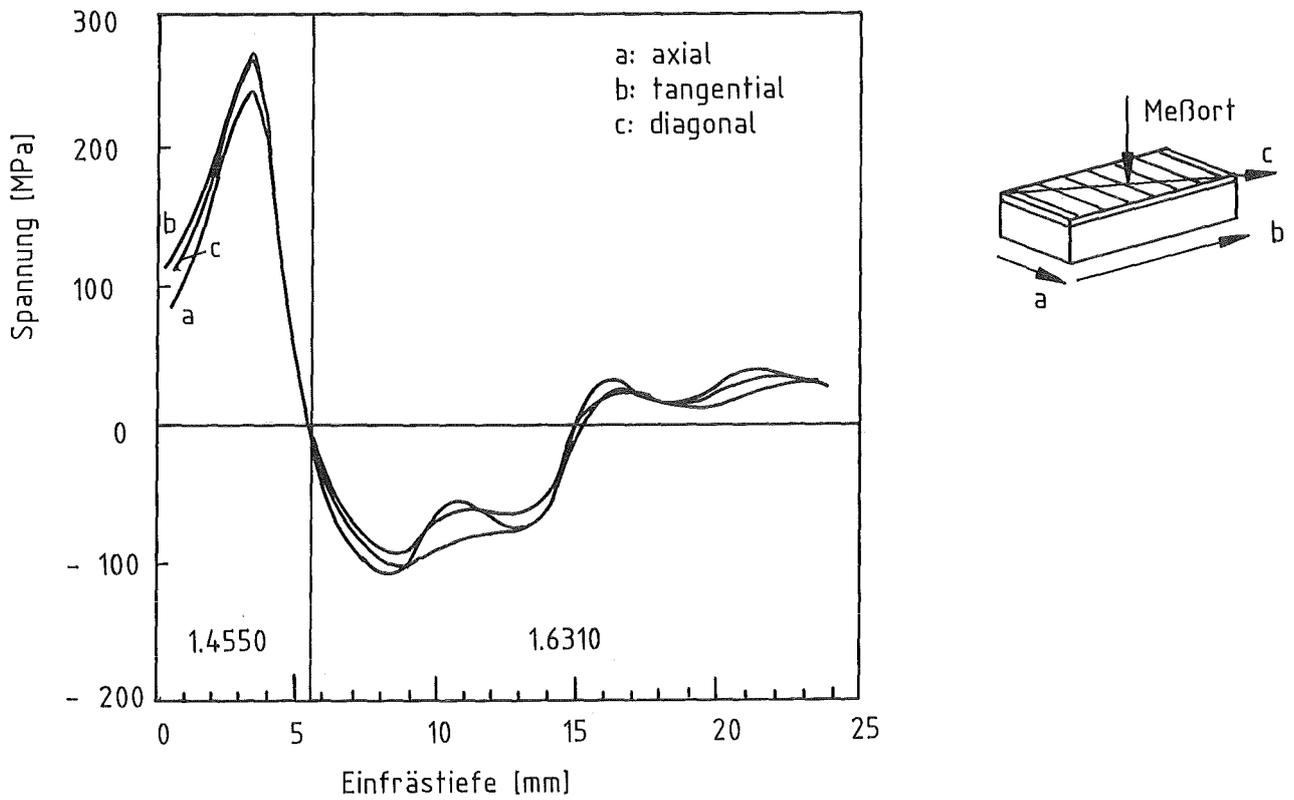


Abb. 21: Eigenspannungsverteilung über dem Querschnitt des plattierten Werkstoffs

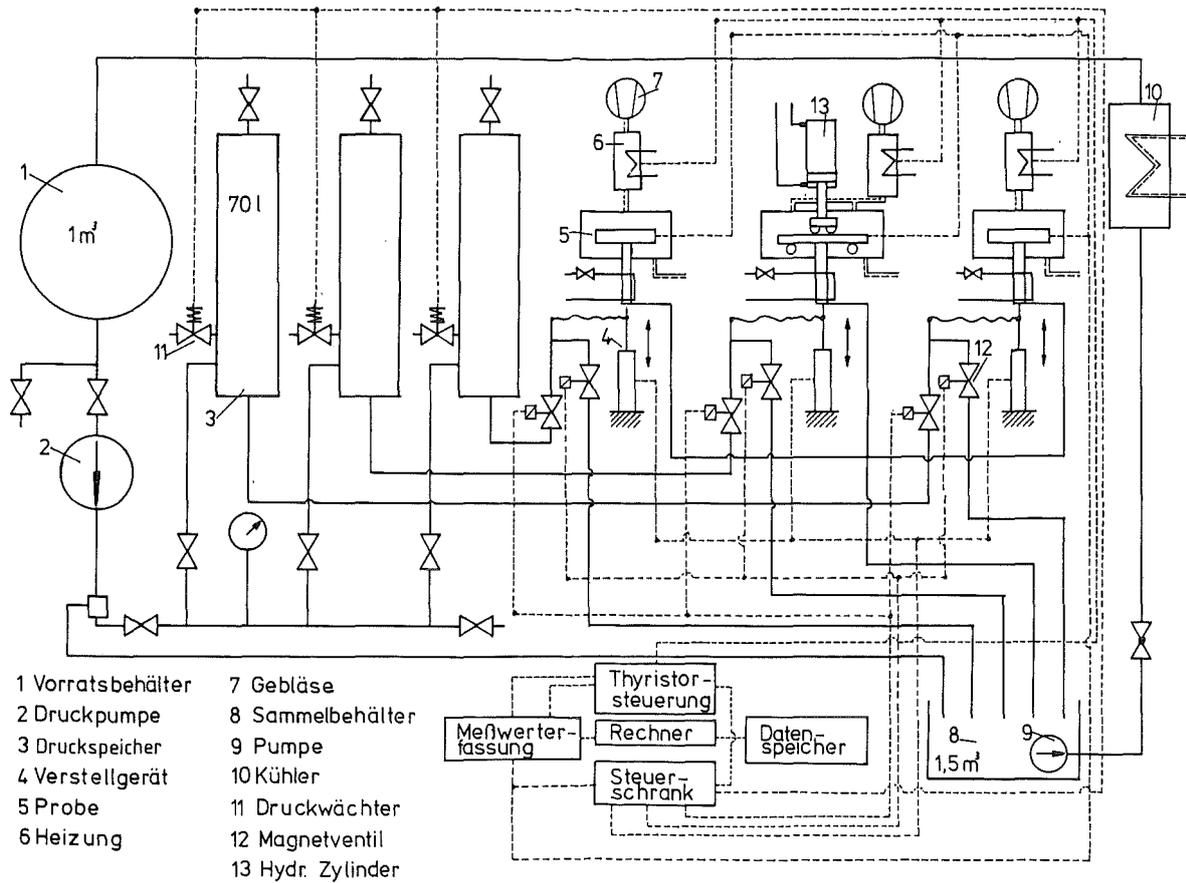


Abb. 22: Anlagenschema der Thermoermüdungsprüfstände

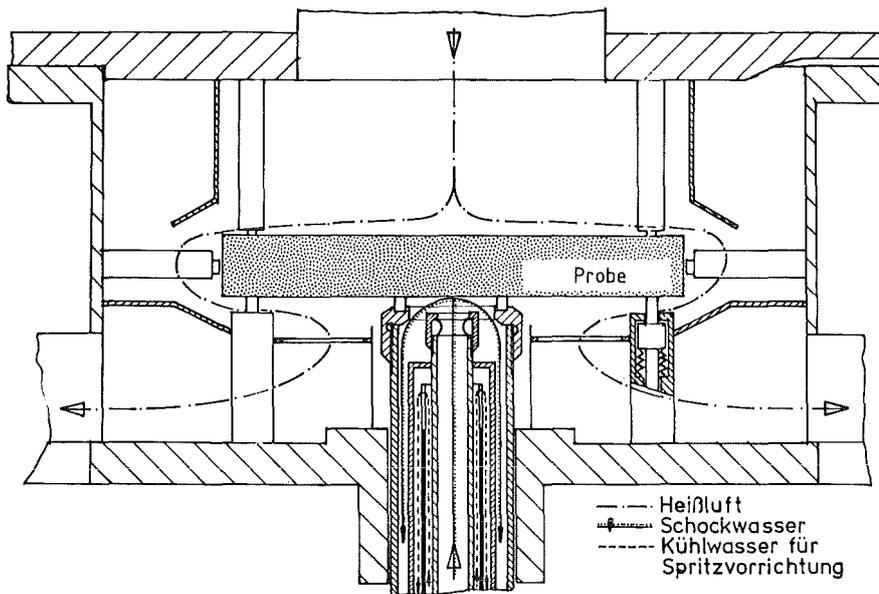


Abb. 23: Skizze der Anlage für thermozyklische Versuche

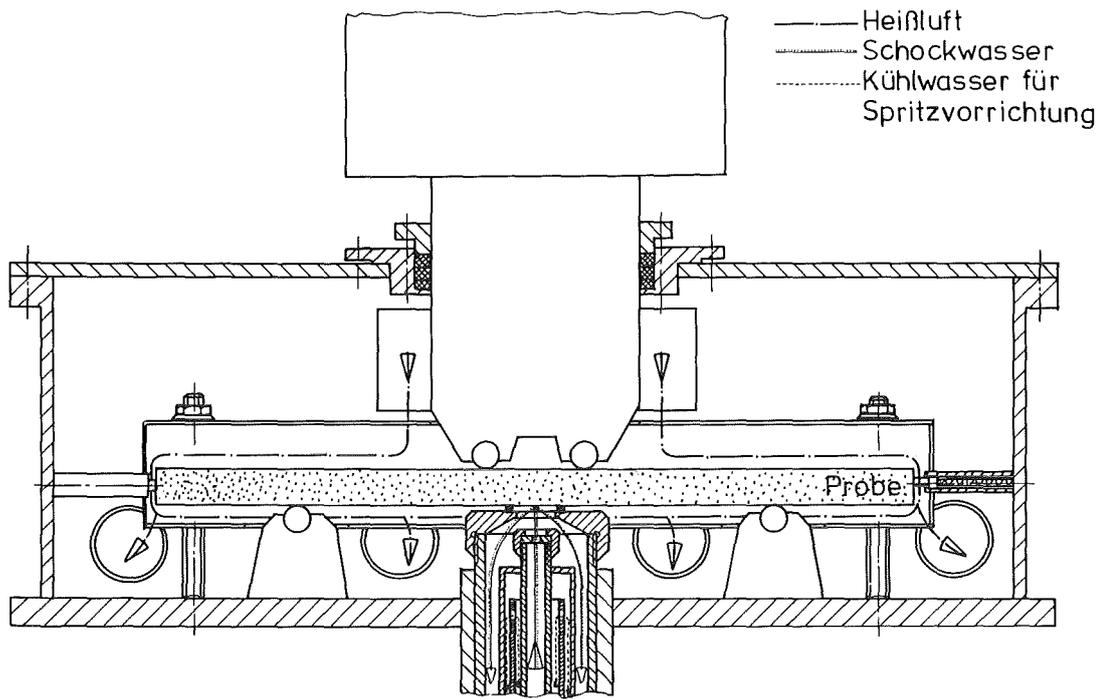


Abb. 24: Skizze der Anlage für thermomechanische Versuche

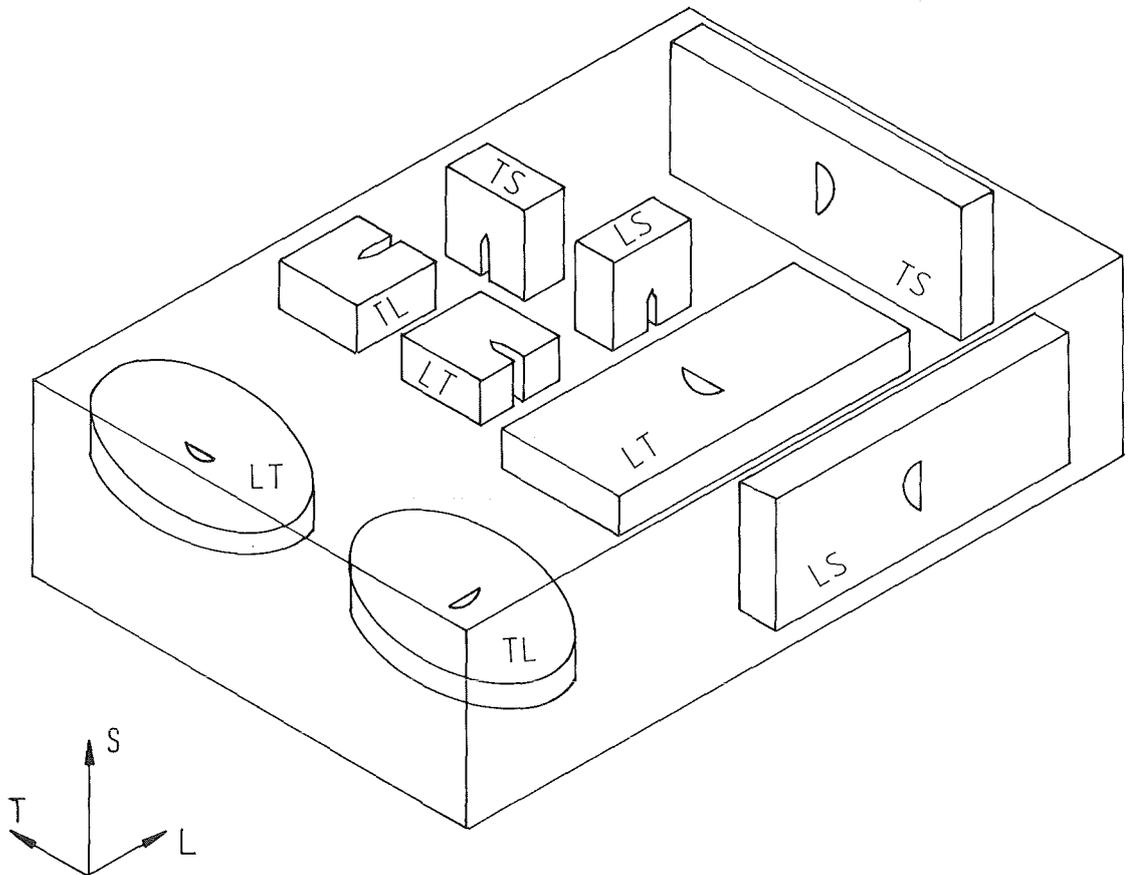


Abb. 25: Probenorientierung

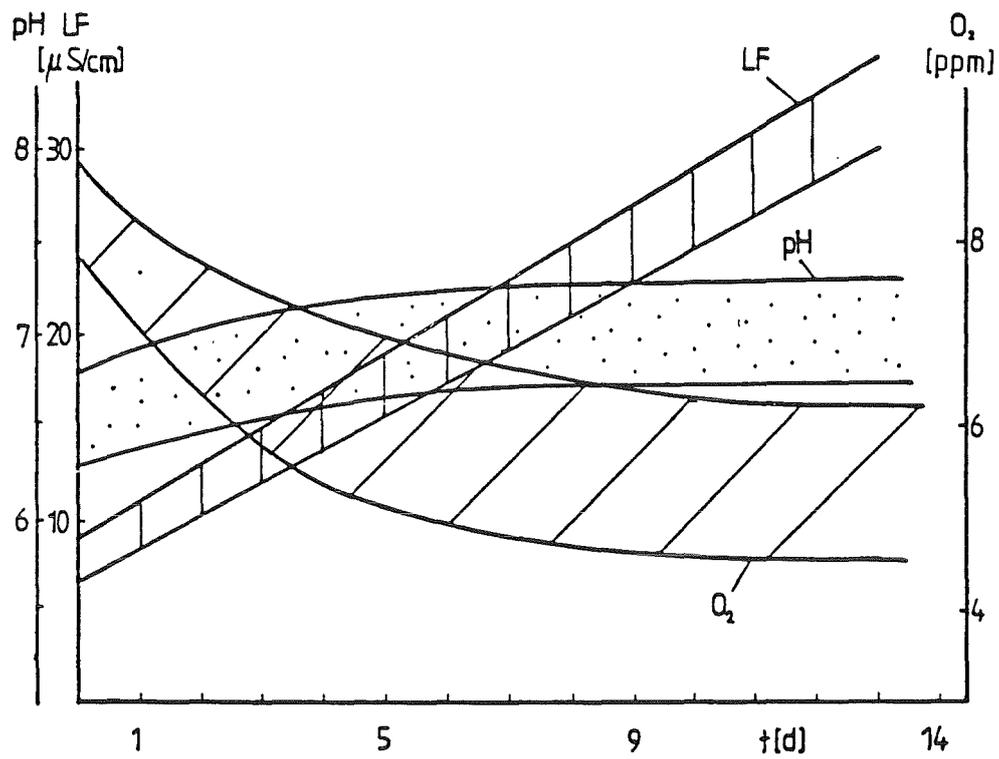


Abb. 26: Wasserqualität während der mechanischen Ermüdungsversuche (LF: Leitfähigkeit, O_2 : Sauerstoffgehalt, pH: pH- Wert)

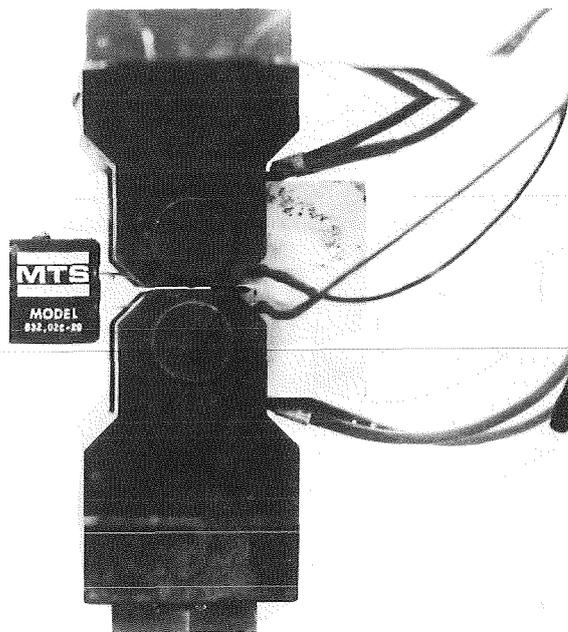


Abb. 27: Instrumentierte C(T)- Probe für mechanische Ermüdungsversuche

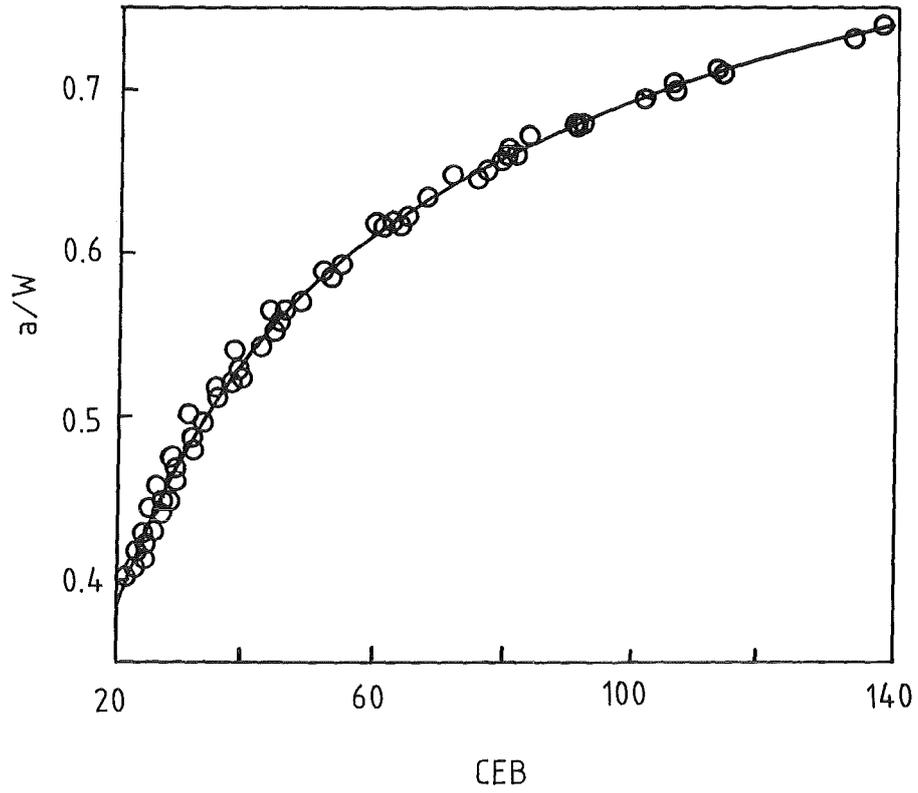


Abb. 28: Complianceeichkurve

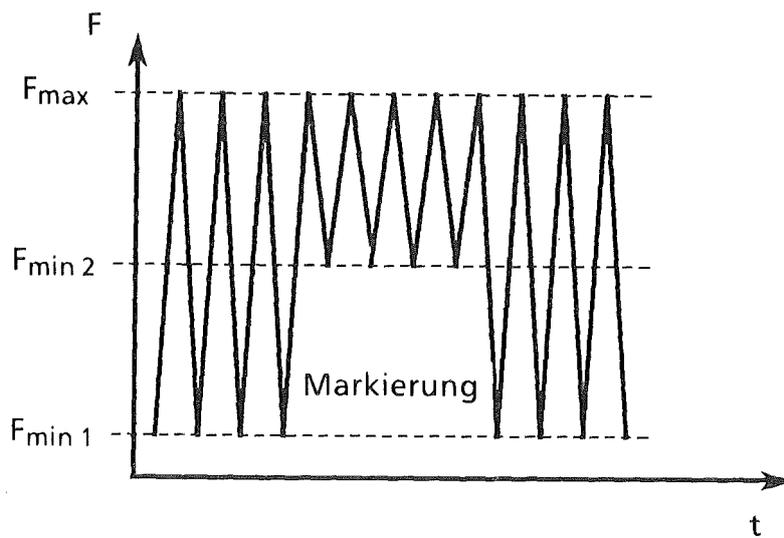


Abb. 29: Vorgehensweise bei der Markierungsmethode

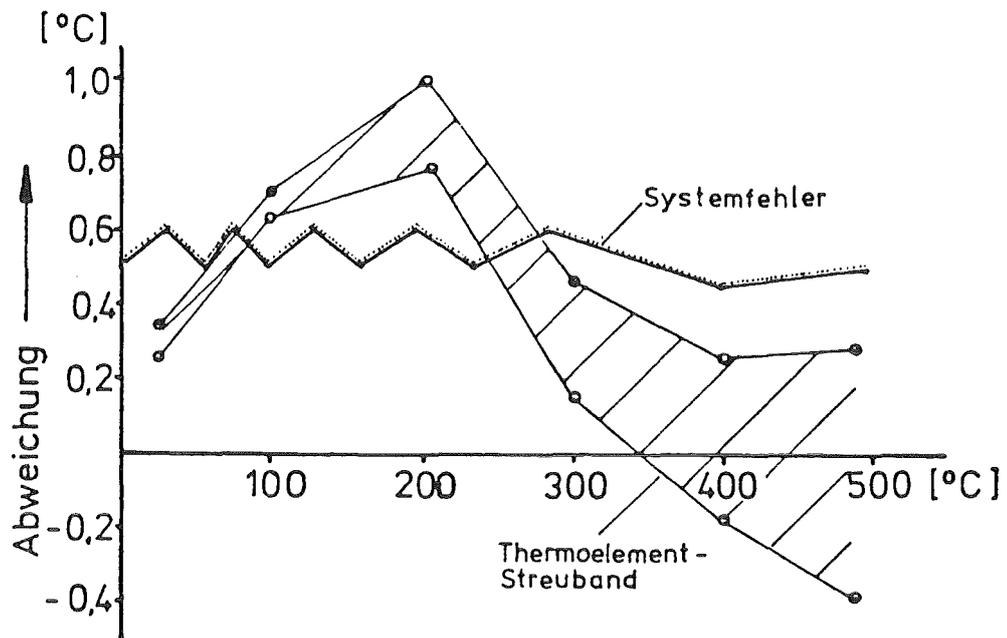


Abb. 30: Fehlerbetrachtung bei der Temperaturmessung

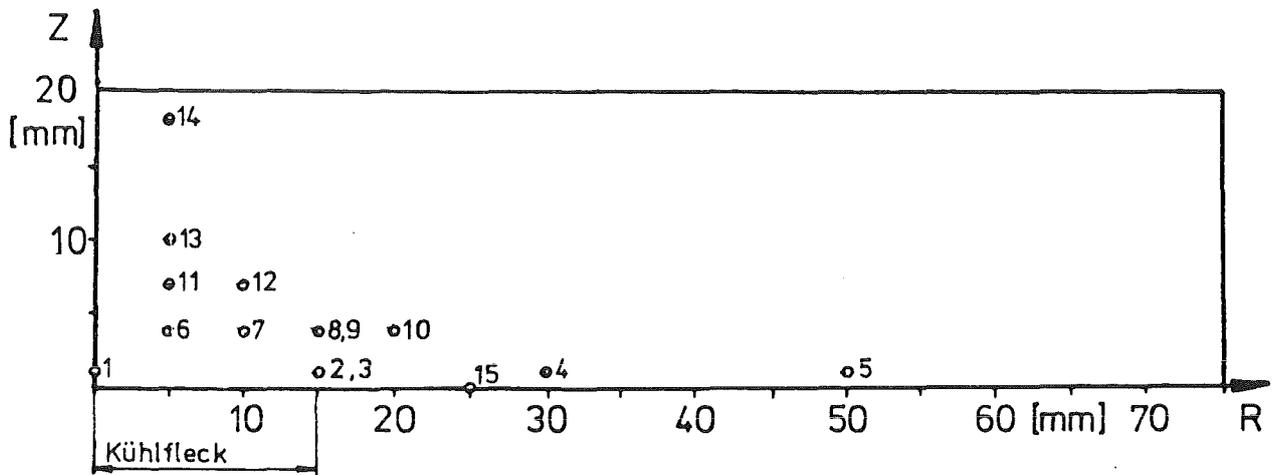


Abb. 31: Thermoelementpositionen in der ferritischen Referenzplatte

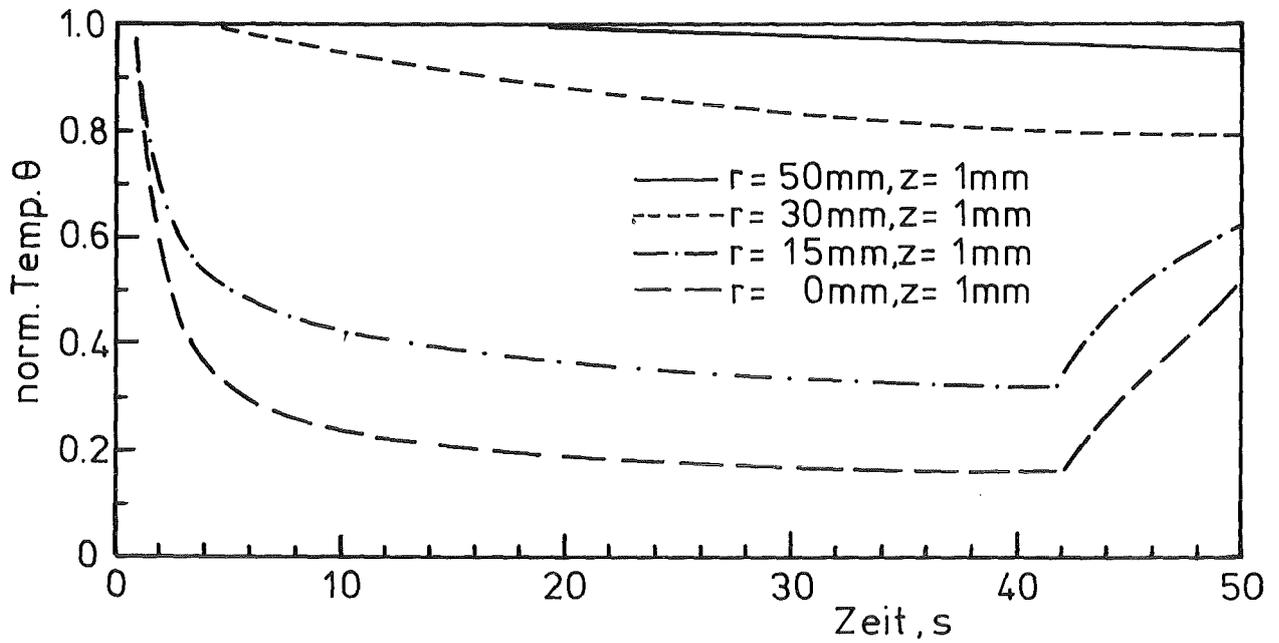


Abb. 32: Zeitlicher Verlauf der normierten Temperatur θ in der ferritischen Referenzplatte während der Kühlphase für verschiedene radiale Entfernungen vom Spritzfleckmittelpunkt ($T_A = 407^\circ\text{C}$, $T_W = 24.1^\circ\text{C}$)

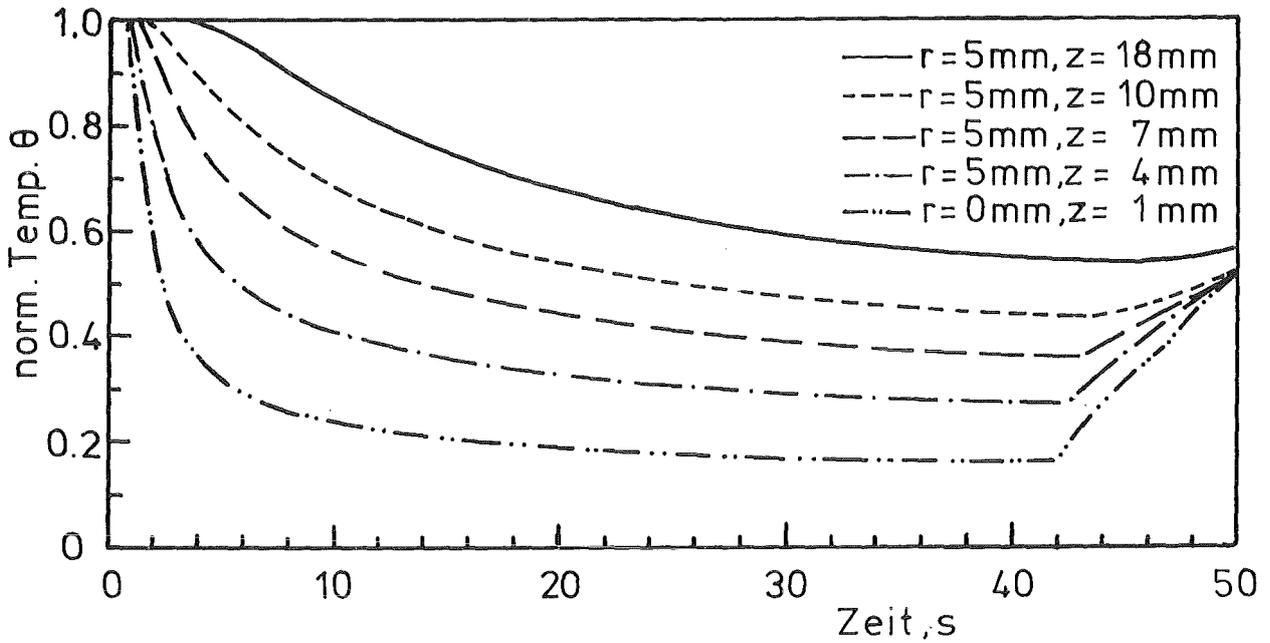


Abb. 33: Zeitlicher Verlauf der normierten Temperatur θ in der ferritischen Referenzplatte während der Kühlphase für verschiedene Abstände von der Spritzfleckoberfläche ($T_A = 407^\circ\text{C}$, $T_W = 24.1^\circ\text{C}$)

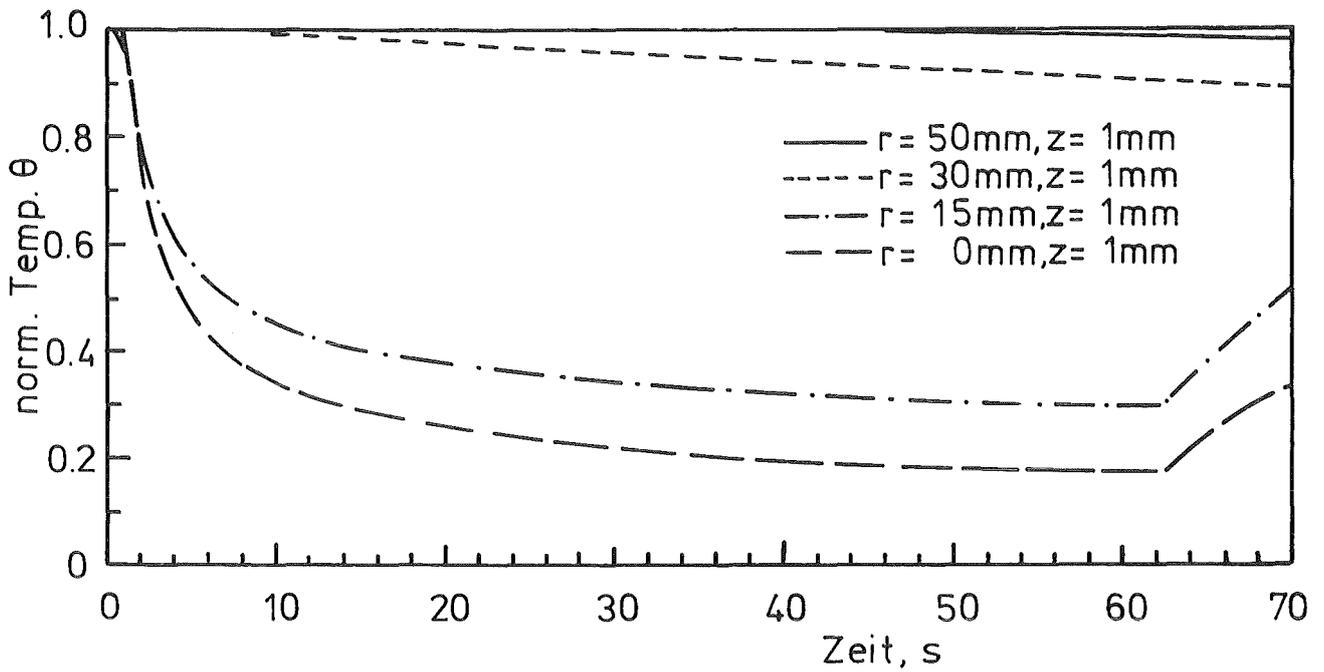


Abb. 34: Zeitlicher Verlauf der normierten Temperatur Θ in der austenitischen Referenzplatte während der Kühlphase für verschiedene radiale Entfernungen vom Spritzfleckmittelpunkt ($T_A = 410\text{ °C}$, $T_W = 21.5\text{ °C}$)

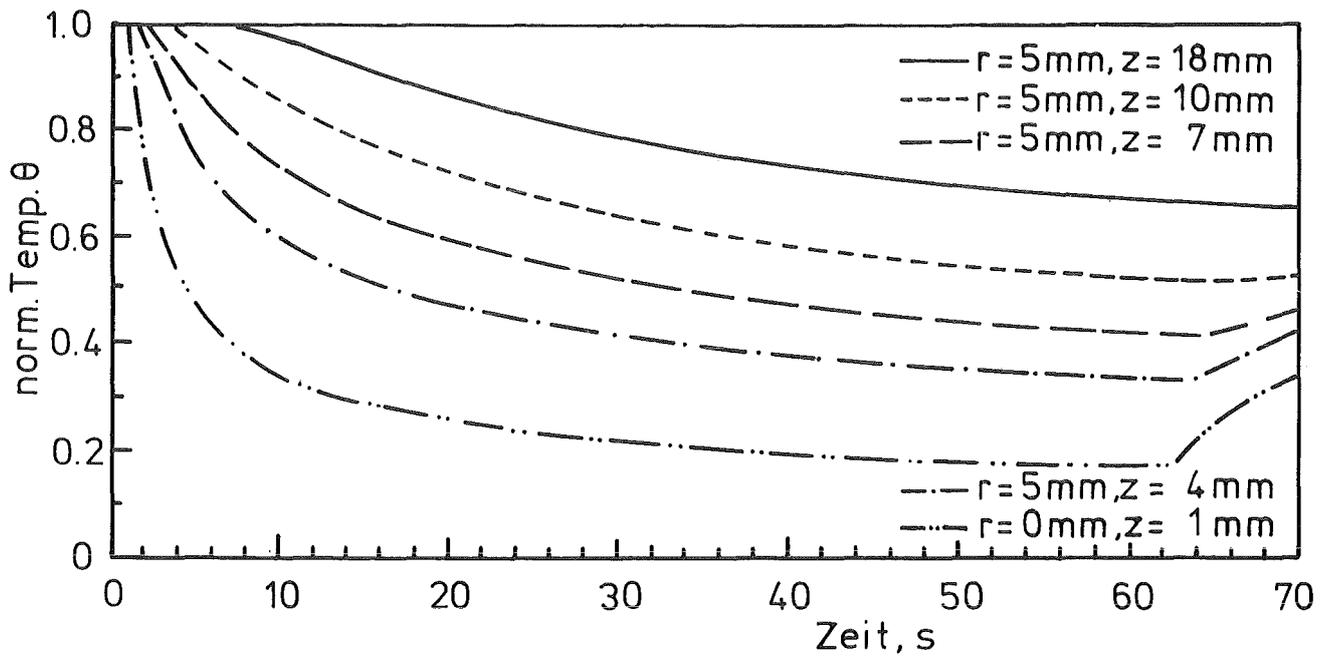


Abb. 35: Zeitlicher Verlauf der normierten Temperatur Θ in der austenitischen Referenzplatte während der Kühlphase für verschiedene Abstände von der Spritzfleckoberfläche ($T_A = 410\text{ °C}$, $T_W = 21.5\text{ °C}$)

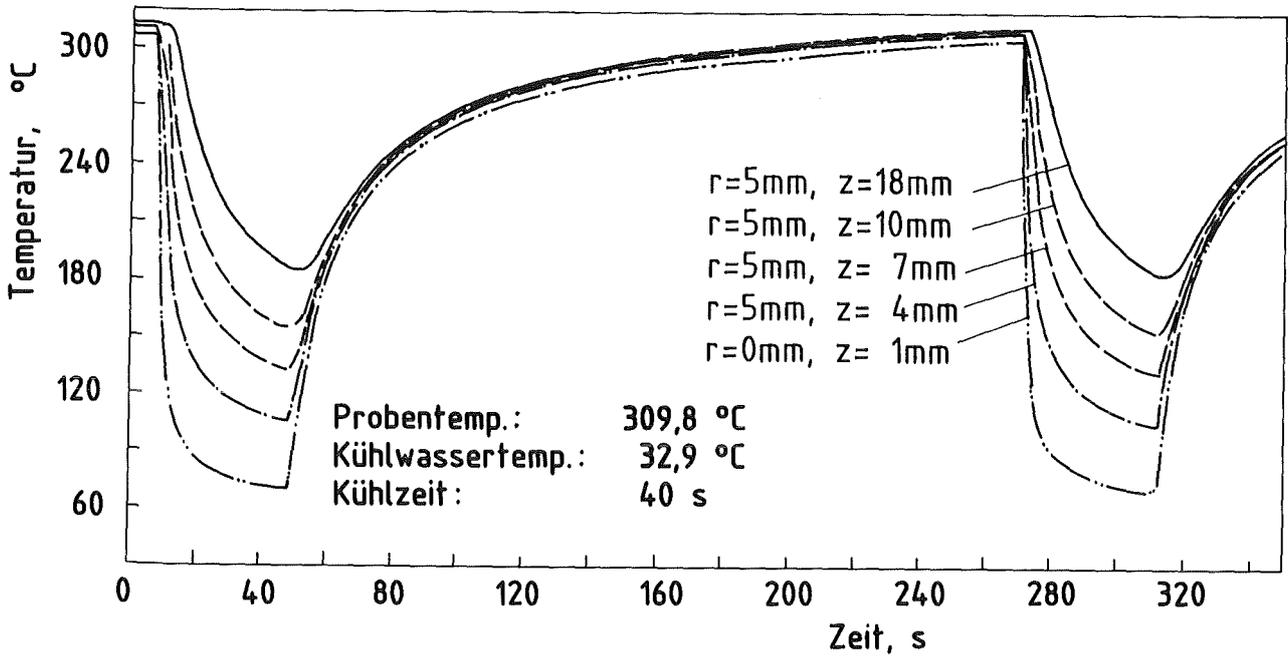
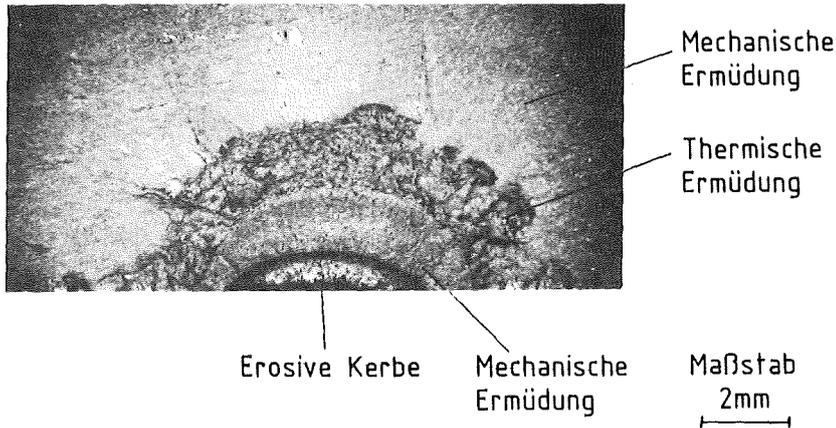
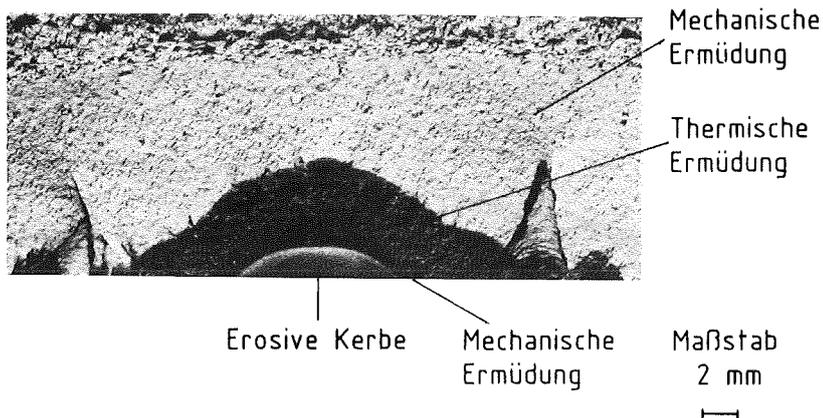


Abb. 36: Zeitlicher Temperaturverlauf in der ferritischen Referenzplatte für zwei aufeinanderfolgende Thermoermüdungszyklen



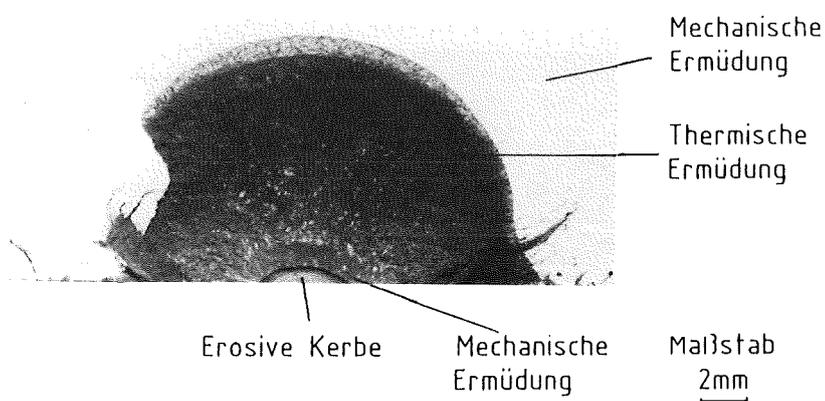
Probe:	2	Material:	20 Mn Mo Ni 5 5
Kühldauer:	15 s	Zyklenzahl:	20200
Ausgangstemp.:	313°C	Temperaturdifferenz ΔT :	275,8 °C

Abb. 37 : Bruchbild einer ferritischen thermisch beanspruchten Ermüdungsprobe



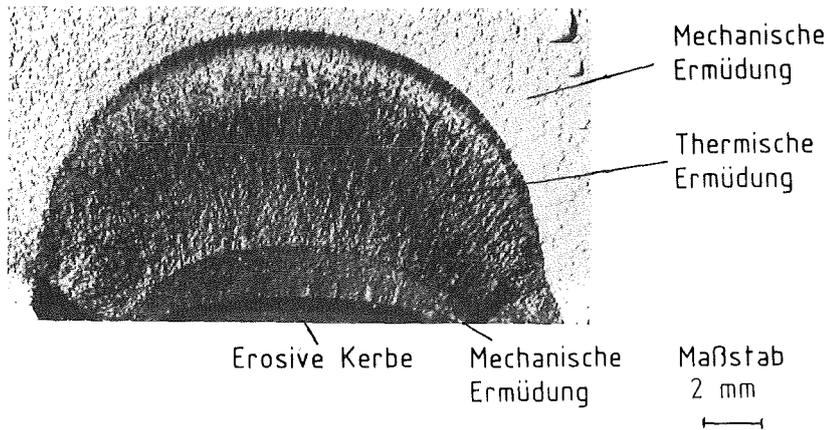
Probe:	11	Material:	20 Mn Mo Ni 5 5
Kühldauer:	5 s	Zyklenzahl:	25454
Ausgangstemp.: 302°C		Temperaturdifferenz ΔT :	281°C
mechanische Biegevorspannung:		469 MPa	

Abb. 38 : Bruchbild einer ferritischen thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsprobe



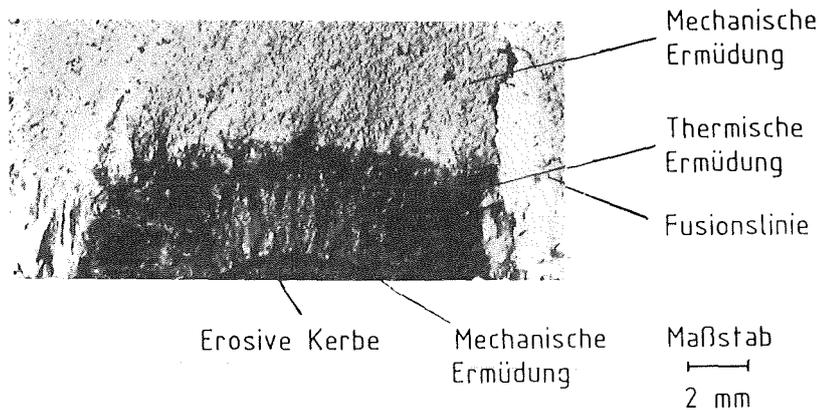
Probe:	3	Material:	X 6 Cr Ni 18 11
Kühldauer:	5 s	Zyklenzahl:	13256
Ausgangstemp.: 410°C		Temperaturdifferenz ΔT :	393°C

Abb. 39 : Bruchbild einer austenitischen thermisch beanspruchten Ermüdungsprobe



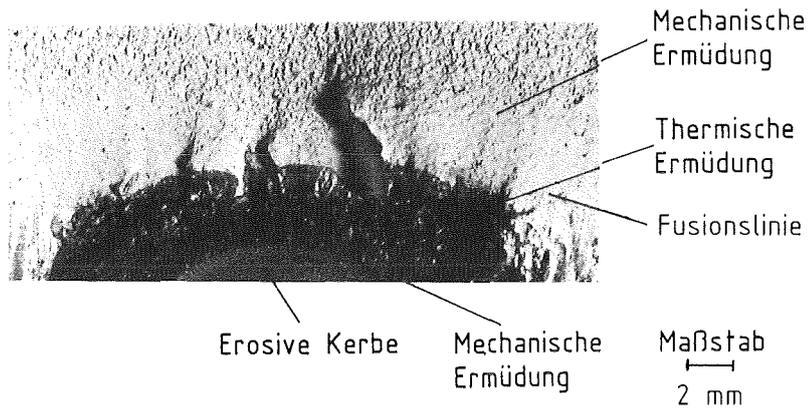
Probe:	10	Material:	X6 Cr Ni 18 11
Kühldauer:	5 s	Zyklenzahl:	4308
Ausgangstemp.:	405°C	Temperaturdifferenz ΔT :	380°C
mechanische Biegevorspannung:			156 MPa

Abb. 40 : Bruchbild einer austenitischen thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsprobe



Probe:	1	Material:	20 MnMoNi 55/ X6CrNiNb 18 10
Kühldauer:	5s	Zyklenzahl:	10041
Ausgangstemp.:	408°C	Temperaturdifferenz ΔT :	376°C

Abb. 41 : Bruchbild einer plattierten thermisch beanspruchten Ermüdungsprobe



Probe:	2	Material:	20 MnMoNi 5 5 / X6 CrNiNb 18 10
Kühldauer:	5s	Zyklenzahl:	9174
Ausgangstemp.:	407°C	Temperaturdifferenz ΔT :	373°C
mechanische Biegevorspannung:		375MPa	

Abb. 42 : Bruchbild einer plattierten thermomechanisch beanspruchten Ermüdungsprobe

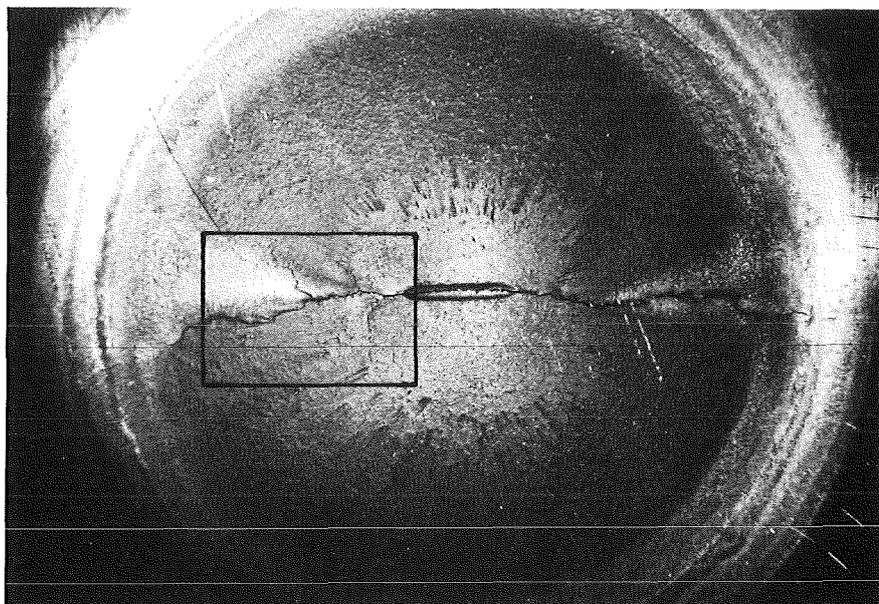


Abb. 43 : a) Rißverzweigung im Spritzfleckbereich der austenitischen Probe 4



Abb. 43 : b) Vergrößerung der Abb. 43a

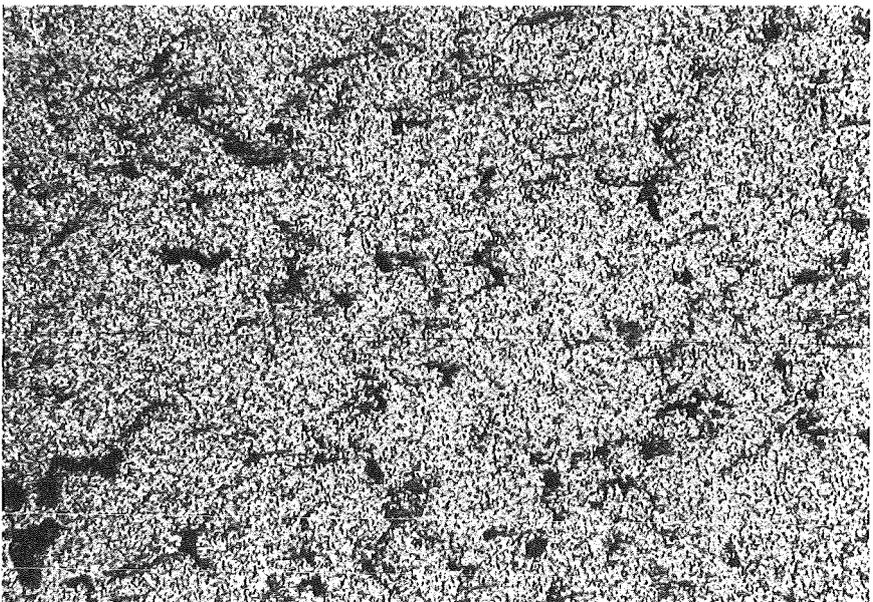


Abb. 44 : Anrißbildung im austenitischen Stahl unter thermozyklischer Belastung

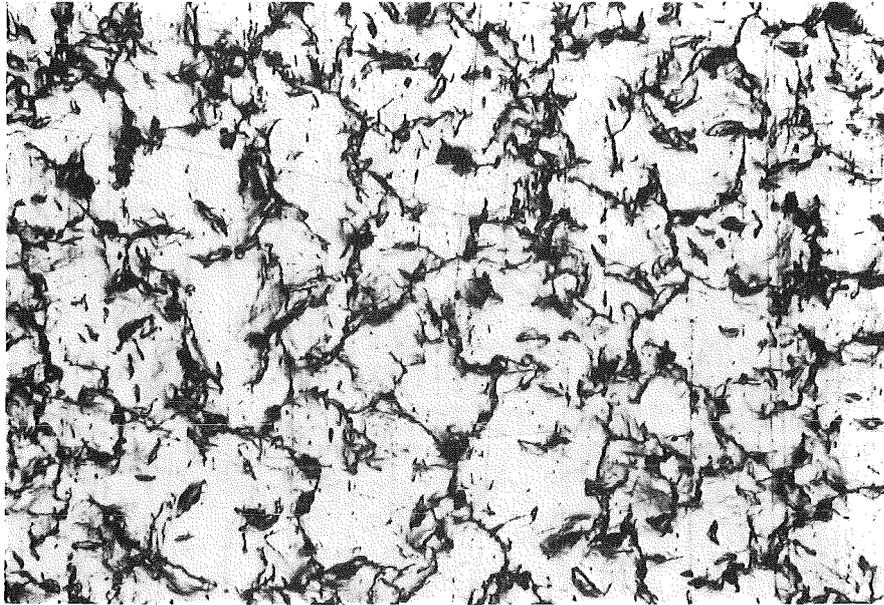


Abb. 45 : Ausbildung eines Netzes von Anrissen im Kühlfleckbereich der austenitischen Thermoermüdungsprobe

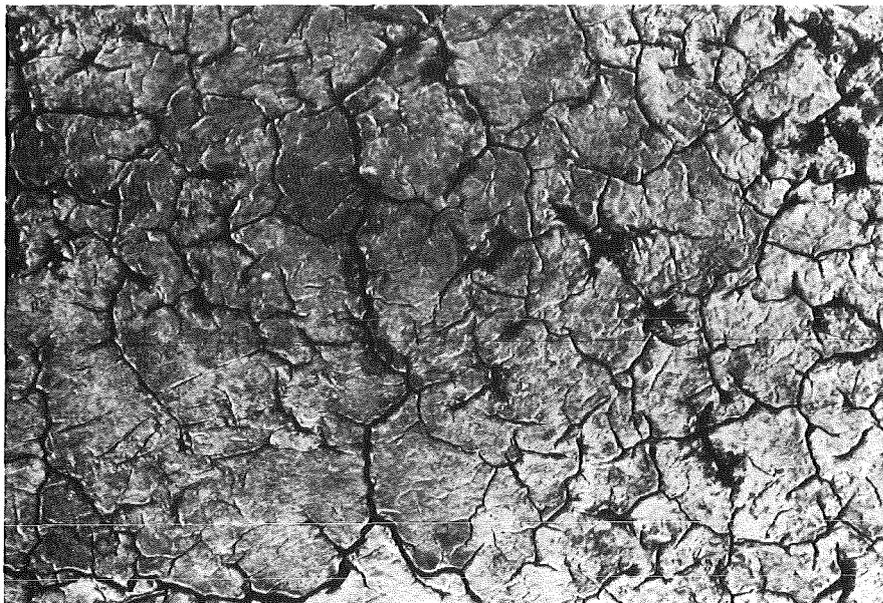


Abb. 46 : Ausbildung eines Netzes von Anrissen im Kühlfleckbereich der ferritischen Thermoermüdungsprobe

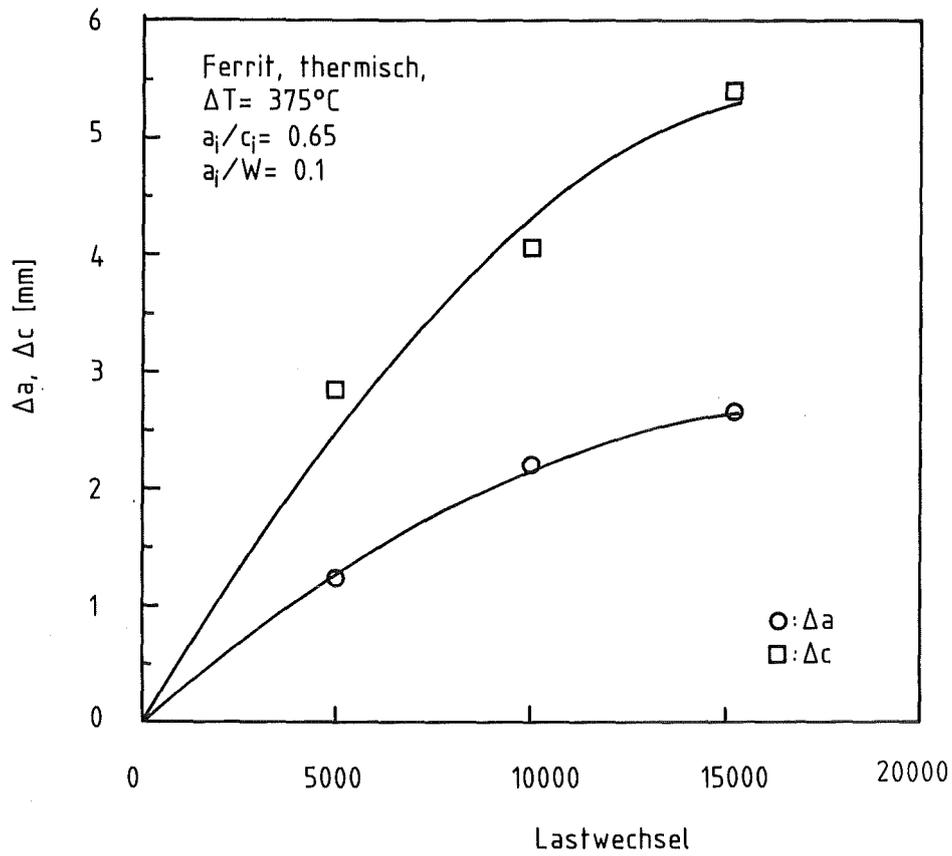


Abb. 47 : Rißverlängerungen an der Oberfläche und am tiefsten Punkt der halbelliptischen Rißgeometrie ferritischer Thermoermüdungsproben

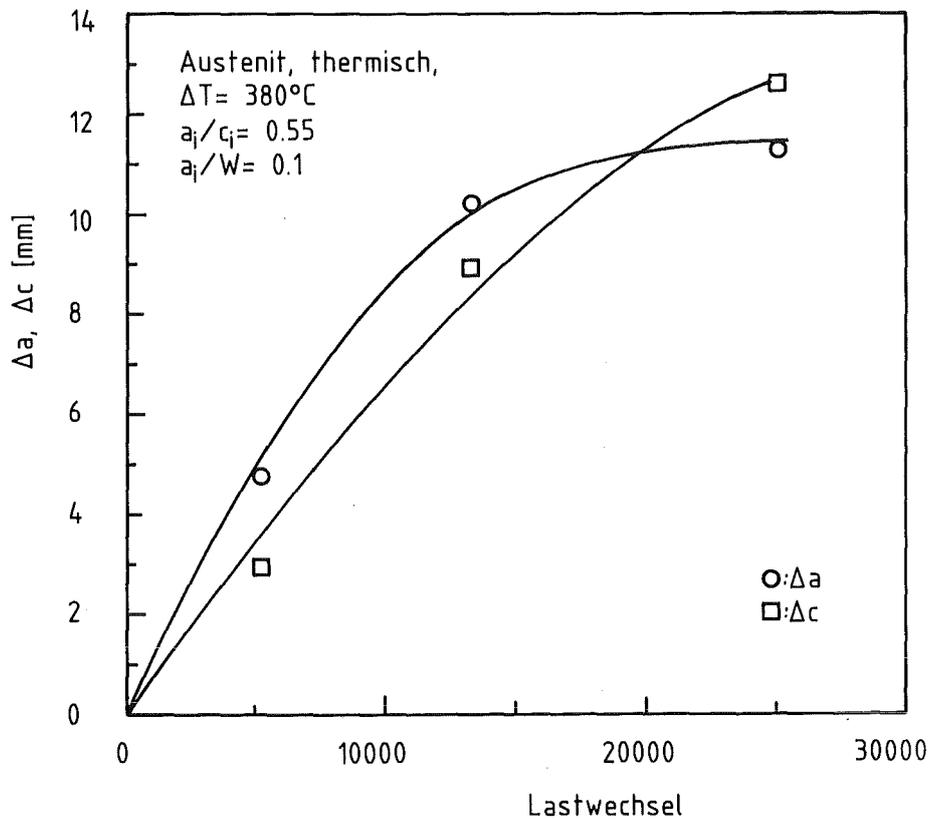


Abb. 48 : Rißverlängerungen an der Oberfläche und am tiefsten Punkt der halbelliptischen Rißgeometrie austenitischer Thermoermüdungsproben

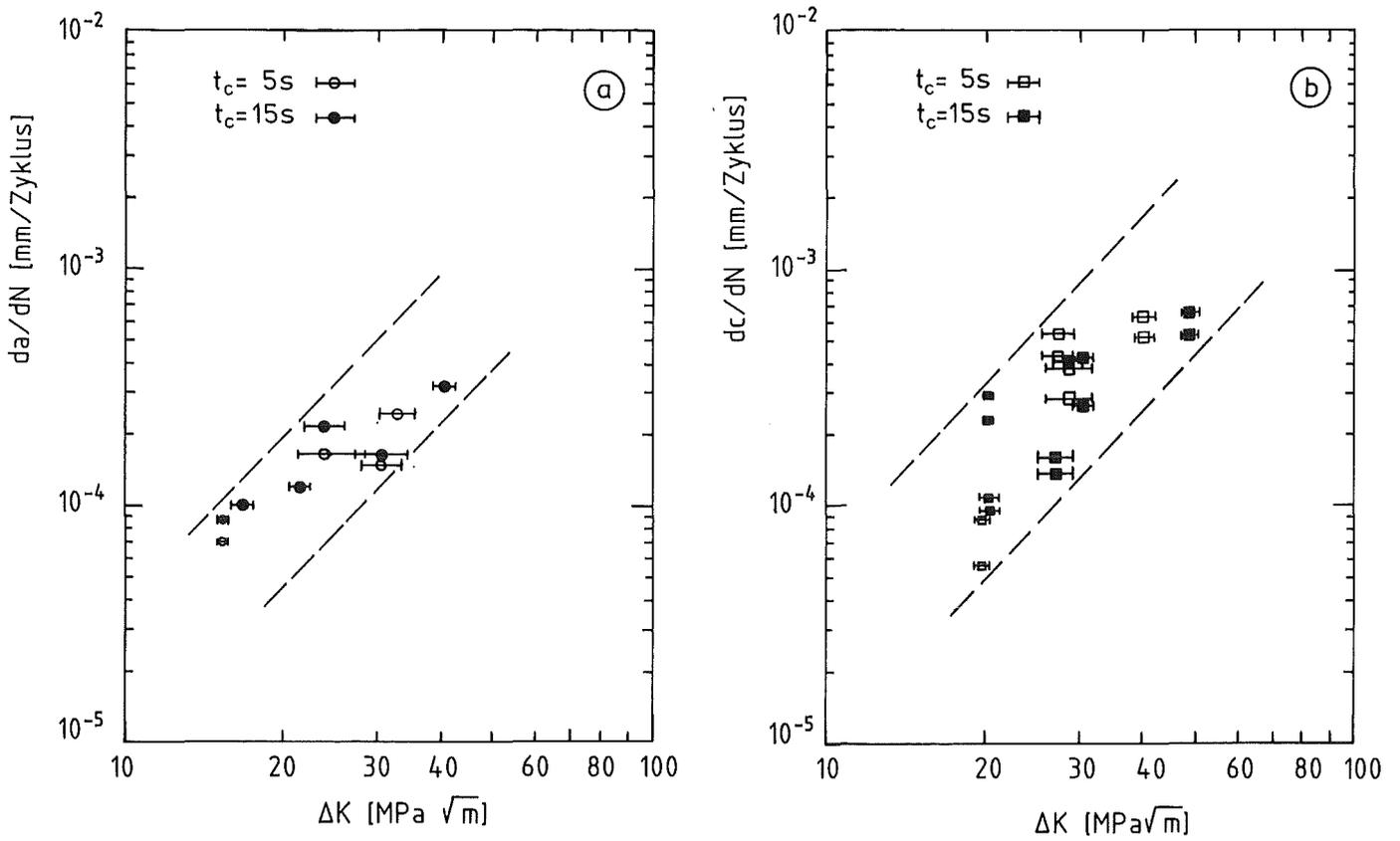


Abb. 49 : Rißwachstumsraten des ferritischen Stahls a) am tiefsten Punkt und b) an den Oberflächenpunkten der halbelliptischen Rißgeometrie unter thermischer Belastung

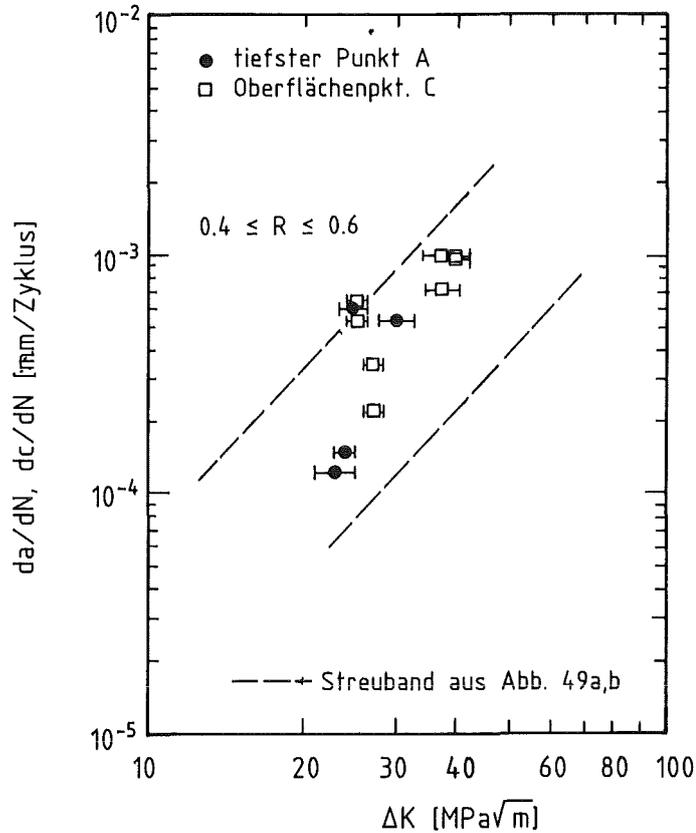


Abb. 50 : Rißwachstumsraten des ferritischen Stahls am tiefsten Punkt und an den Oberflächenpunkten der halbelliptischen Rißgeometrie unter thermo-mechanischer Belastung

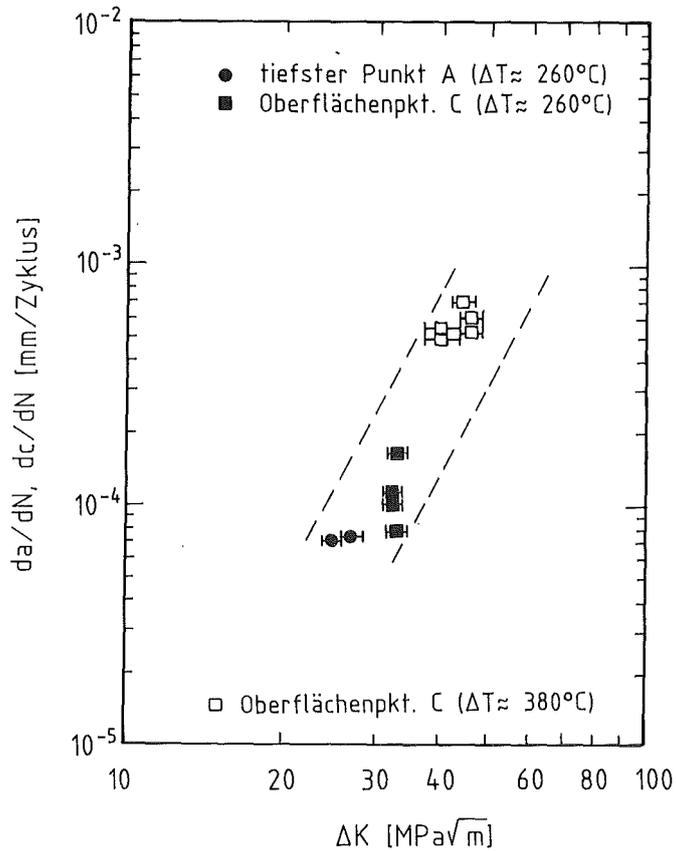


Abb. 51 : Rißwachstumsraten des austenitischen Stahls am tiefsten Punkt und an den Oberflächenpunkten der halbelliptischen Rißgeometrie unter thermischer Belastung

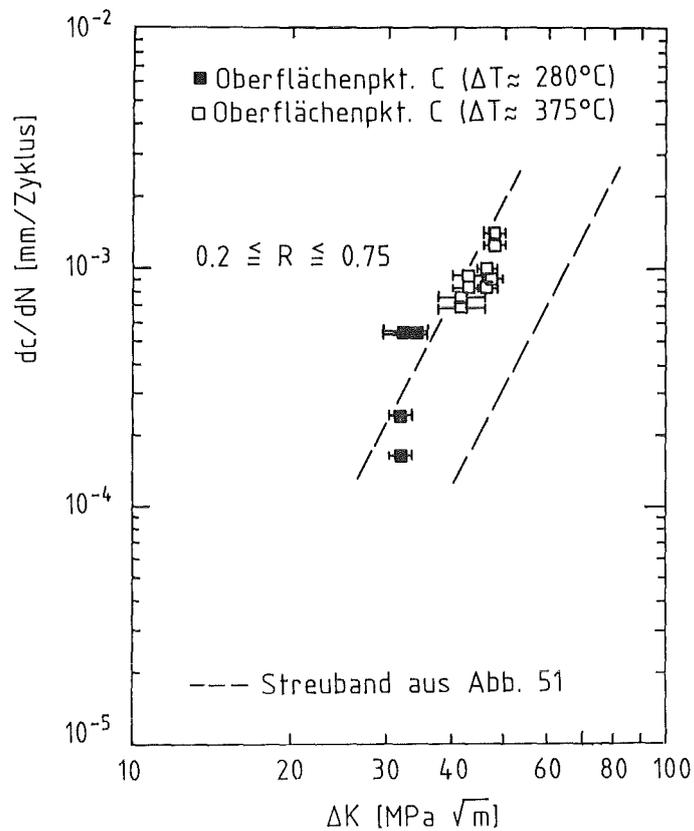


Abb. 52 : Rißwachstumsraten des austenitischen Stahls am tiefsten Punkt und an den Oberflächenpunkten der halbelliptischen Rißgeometrie unter thermo-mechanischer Belastung

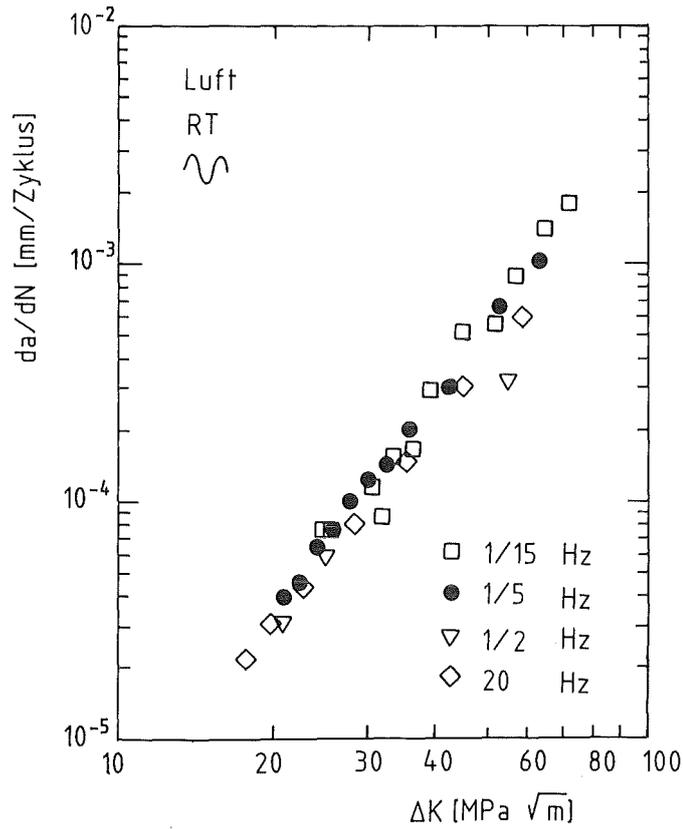


Abb. 53 : Einfluß der Frequenz auf die mechanische Rißwachstumsrate des ferritischen Stahls an Luft

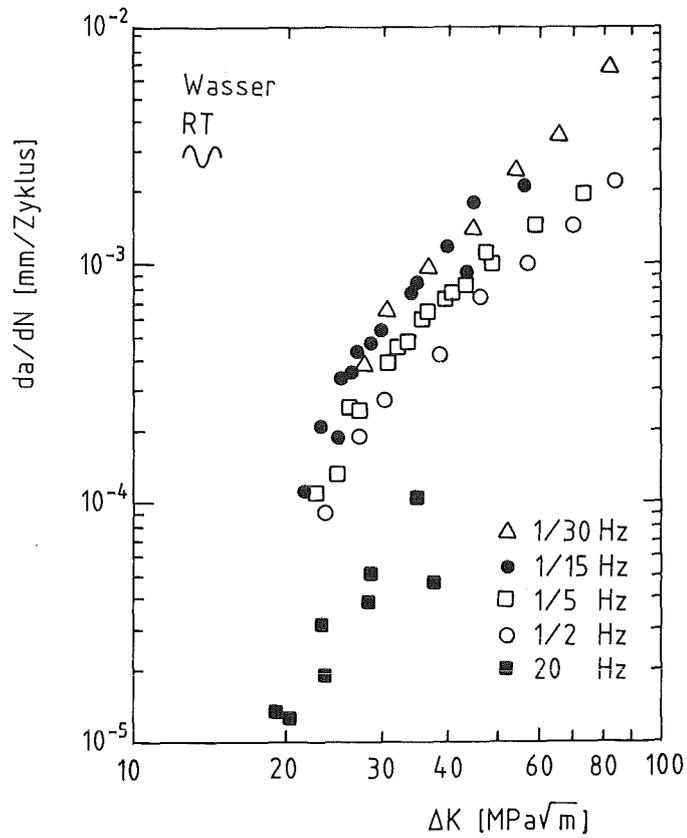


Abb. 54 : Einfluß der Frequenz auf die mechanische Rißwachstumsrate des ferritischen Stahls im Wasserbad

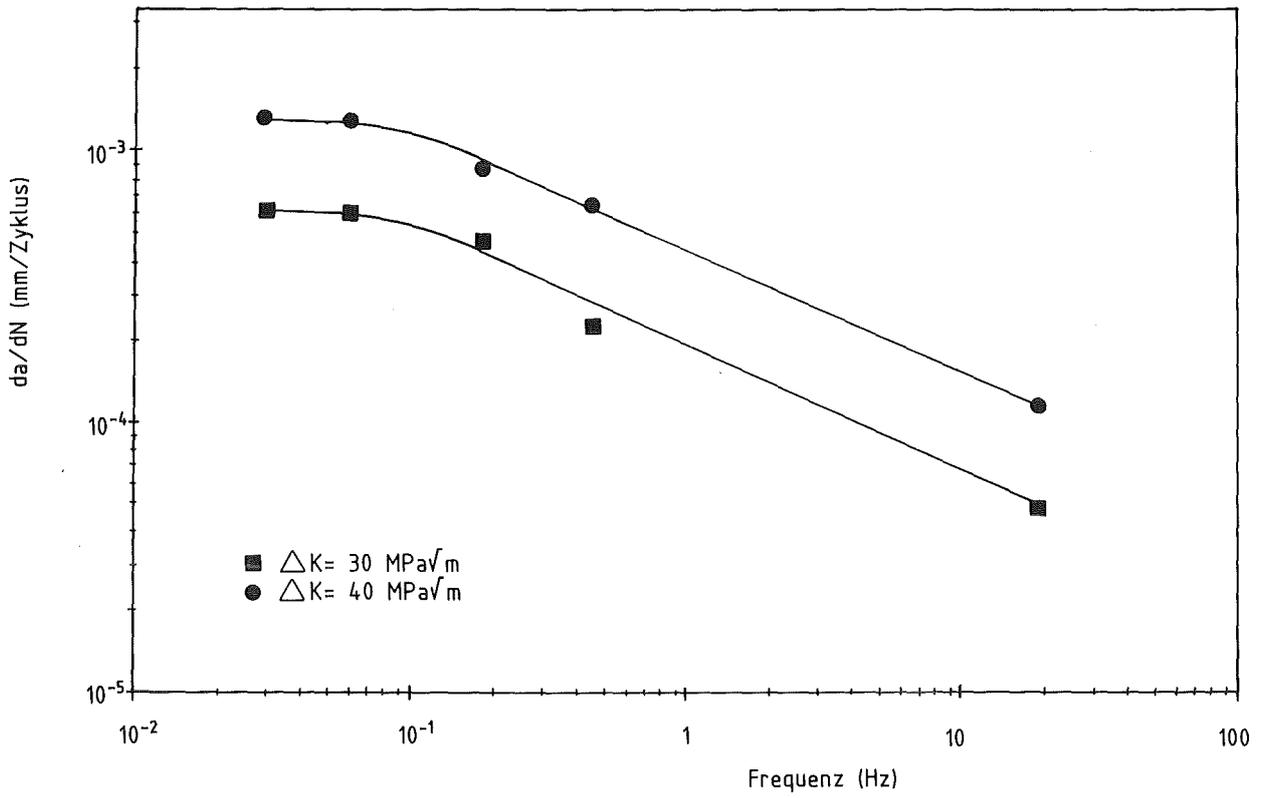


Abb. 55 : Darstellung der Rißwachstumsrate da/dN in Abhängigkeit der Frequenz

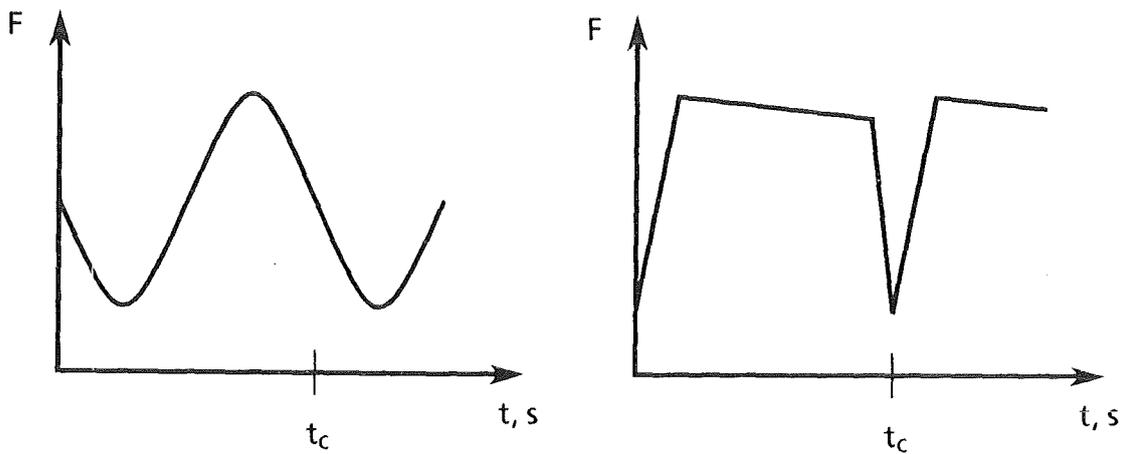


Abb. 56 : Vergleich des zeitlichen Verlaufs einer sinusförmigen und der modellierten trapezförmigen Belastungsfunktion

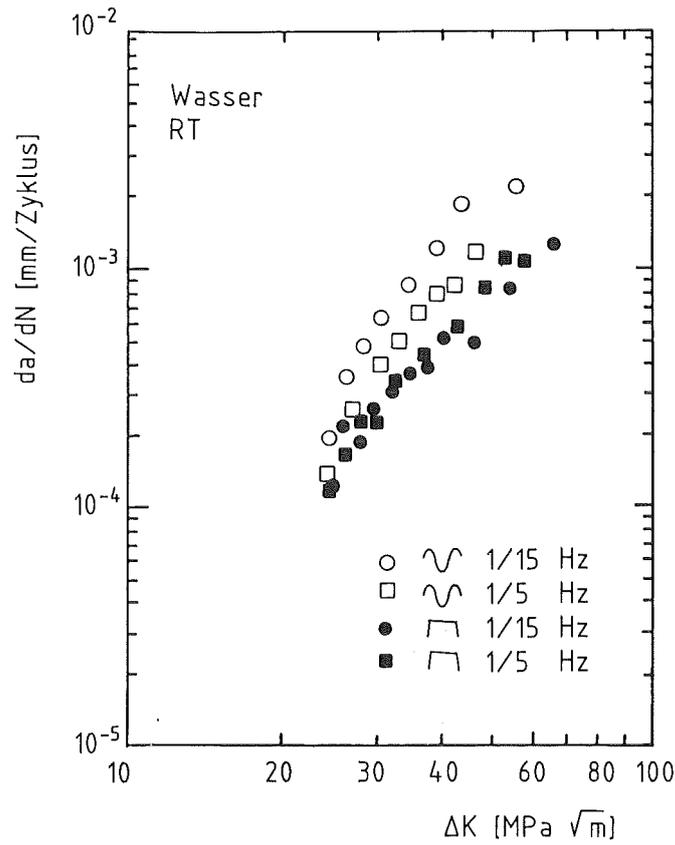


Abb. 57 : Einfluß der Belastungsfunktion auf die mechanische Rißwachstumsrate des ferritischen Stahls im Wasserbad

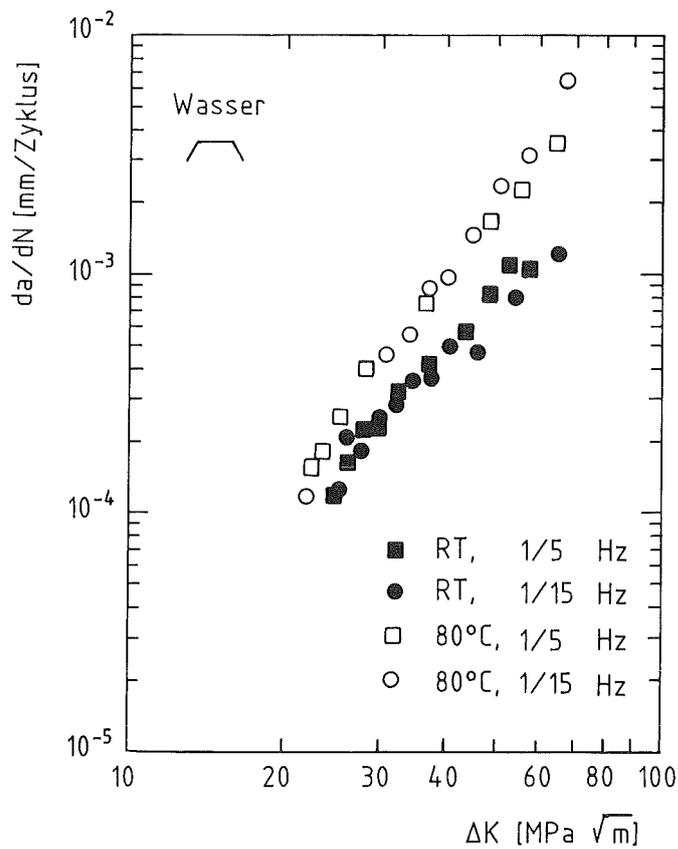


Abb. 58 : Einfluß der Temperatur auf die mechanische Rißwachstumsrate des ferritischen Stahls im Wasserbad

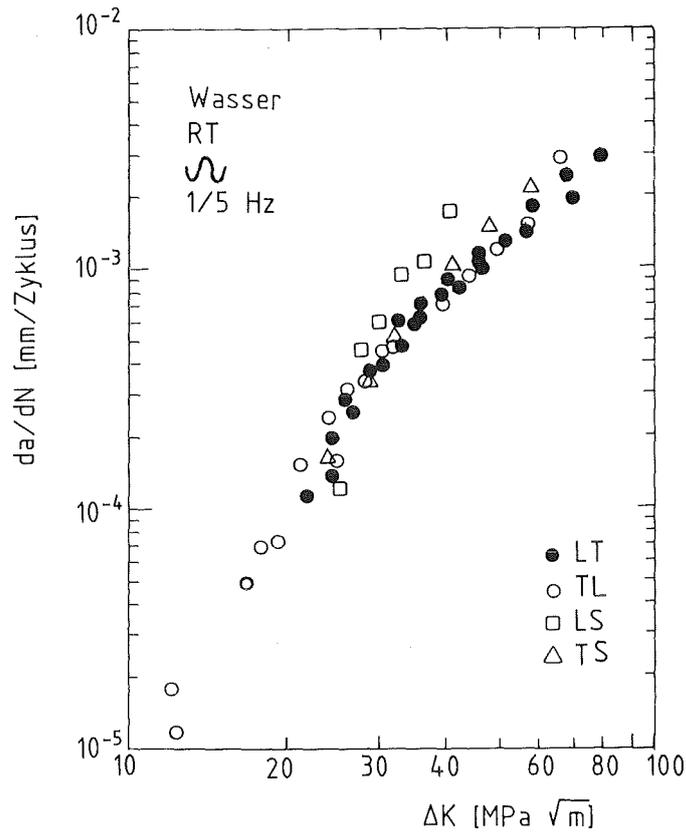


Abb. 59 : Einfluß der Rißorientierung bzgl. der Walzrichtung auf die mechanische Rißwachstumsrate des ferritischen Stahls im Wasserbad

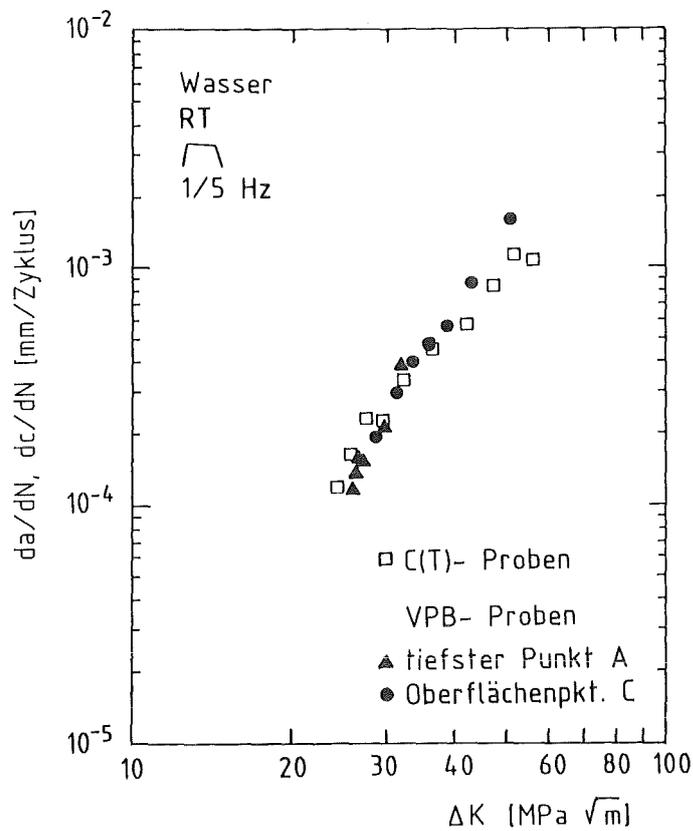


Abb. 60 : Vergleich der mechanischen Rißwachstumsraten des ferritischen Stahls an C(T)- Proben und VPB- Proben mit halbelliptischem Oberflächenriß

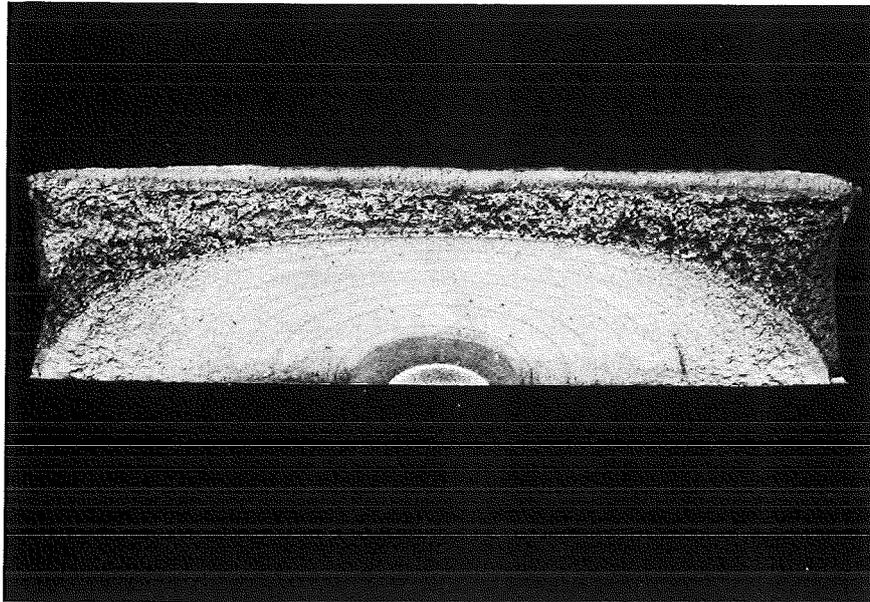


Abb. 61 : Markierungen auf der Bruchfläche einer mechanisch im Wasserbad ermüdeten ferritischen VPB- Probe mit halb elliptischem Oberflächenriß

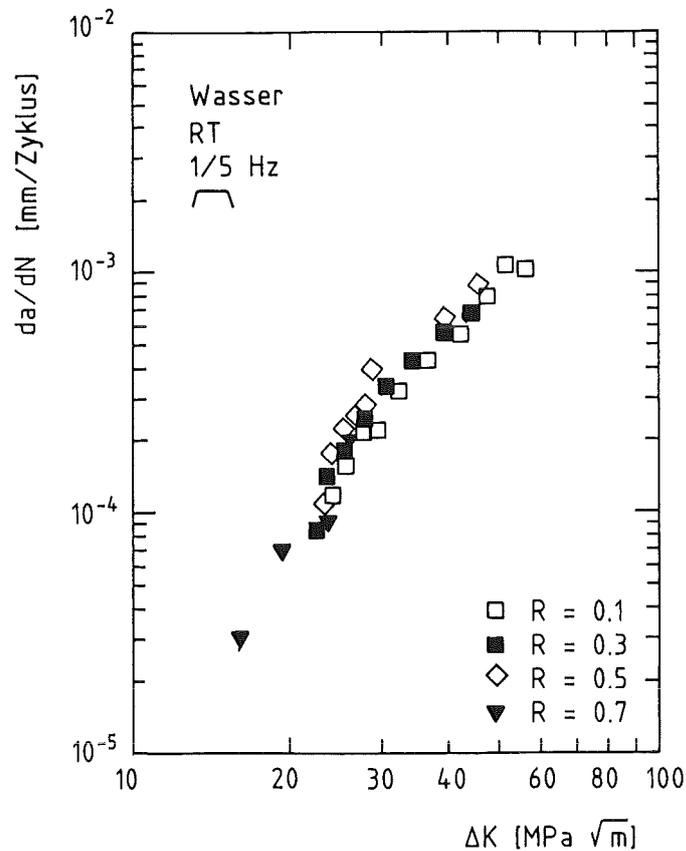


Abb. 62 : Einfluß des Spannungsverhältnisses auf die mechanische Rißwachstumsrate des ferritischen Stahls im Wasserbad

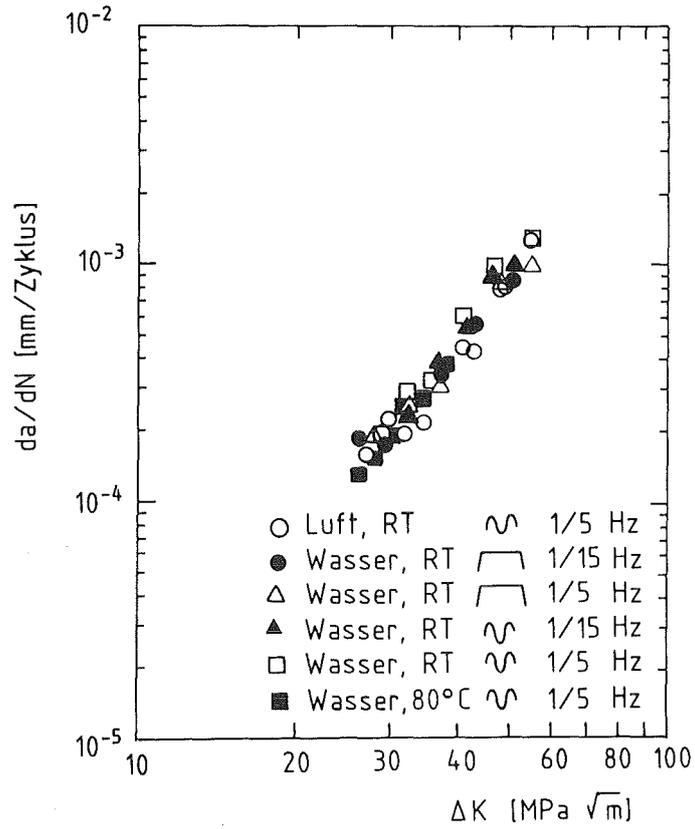


Abb. 63 : Einfluß des Umgebungsmediums, der Belastungsfunktion und der Temperatur auf die mechanische Rißwachstumsrate des austenitischen Stahls im Wasserbad

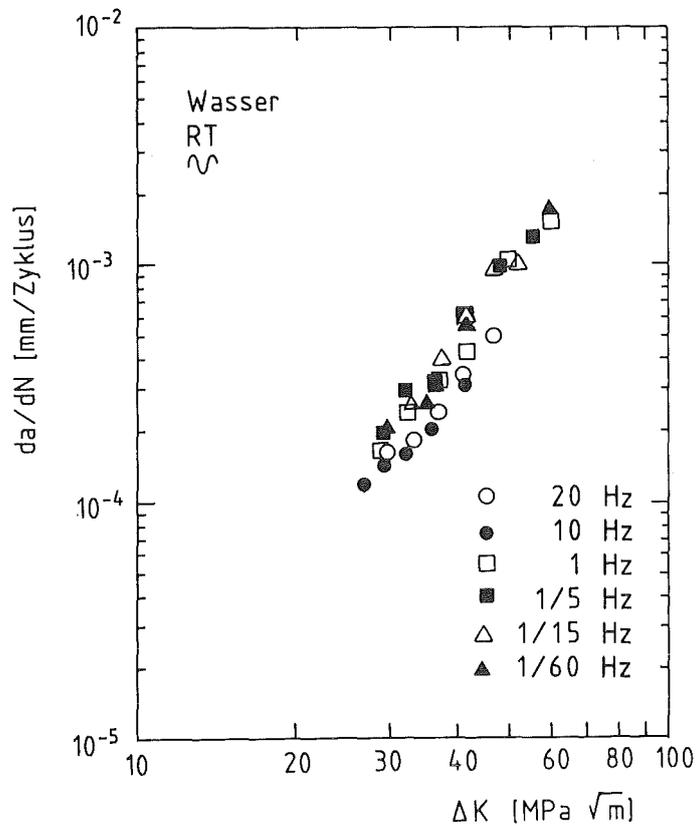


Abb. 64 : Einfluß der Frequenz auf die mechanische Rißwachstumsrate des austenitischen Stahls im Wasserbad

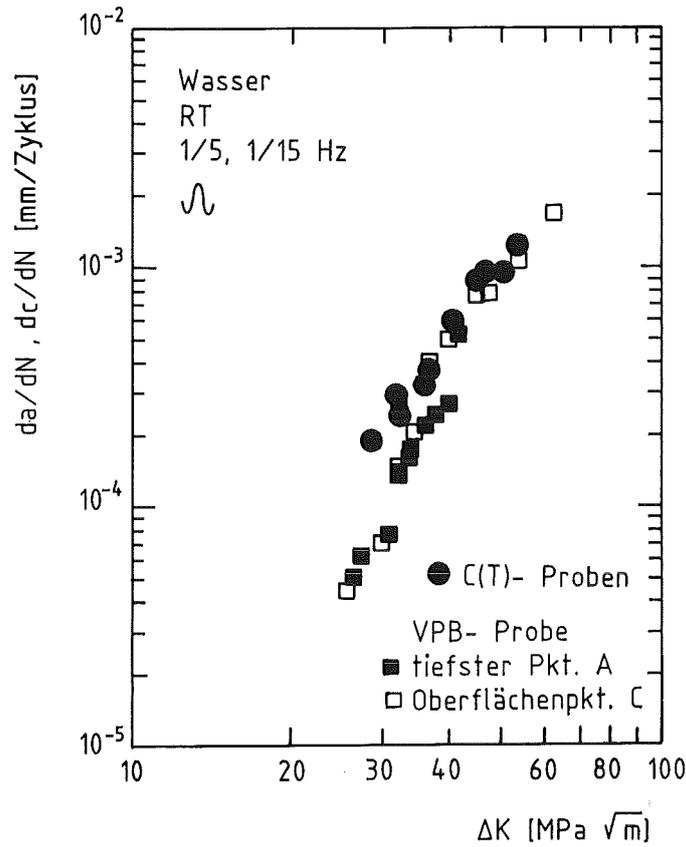


Abb. 65 : Vergleich der mechanischen Rißwachstumsraten des austenitischen Stahls an C(T)- Proben und VPB- Proben mit halbelliptischem Oberflächenriß

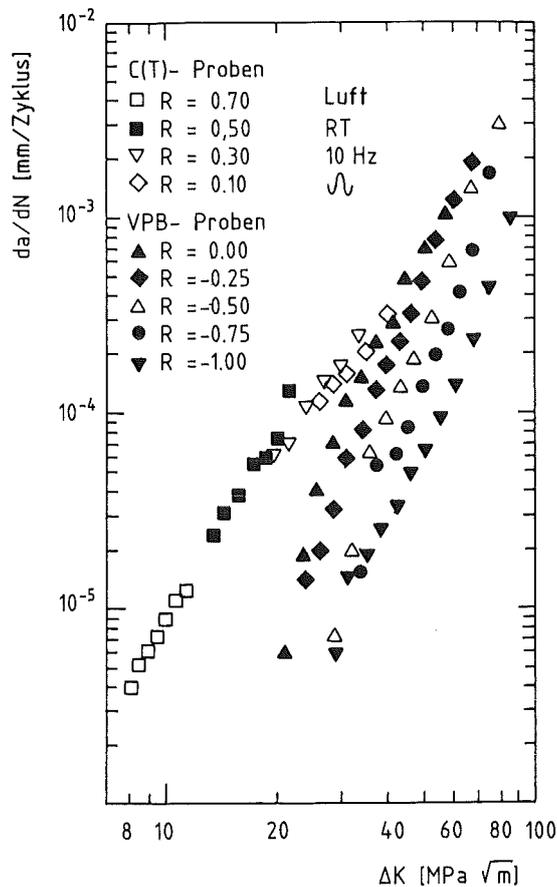


Abb. 66 : Einfluß positiver und negativer Spannungsverhältnisse auf die mechanische Rißwachstumsrate des austenitischen Stahls an Luft

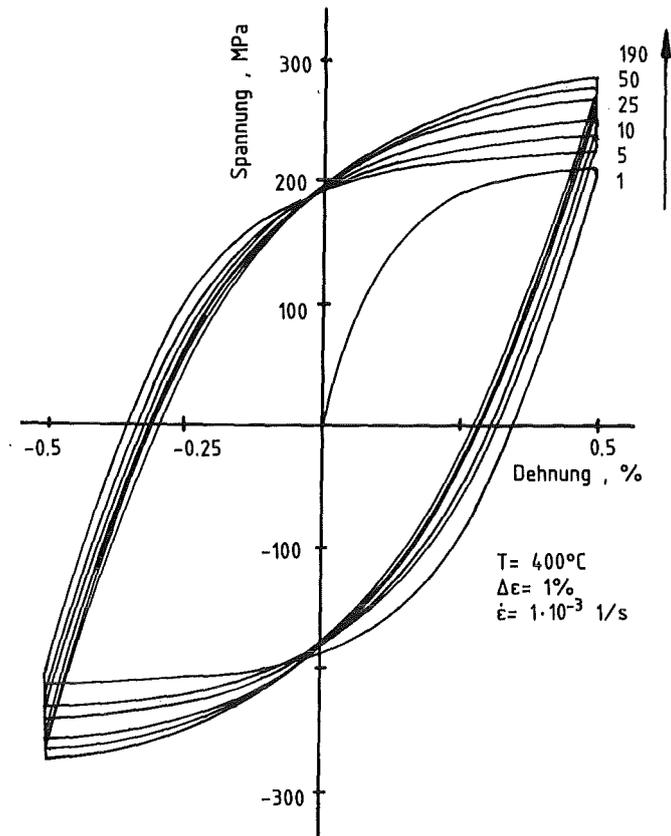


Abb. 67 : Verfestigendes Werkstoffverhalten des austenitischen Stahls unter zyklischer inelastischer mechanischer Beanspruchung bei $T = 400^{\circ}\text{C}$ und $\Delta\varepsilon = 1\%$

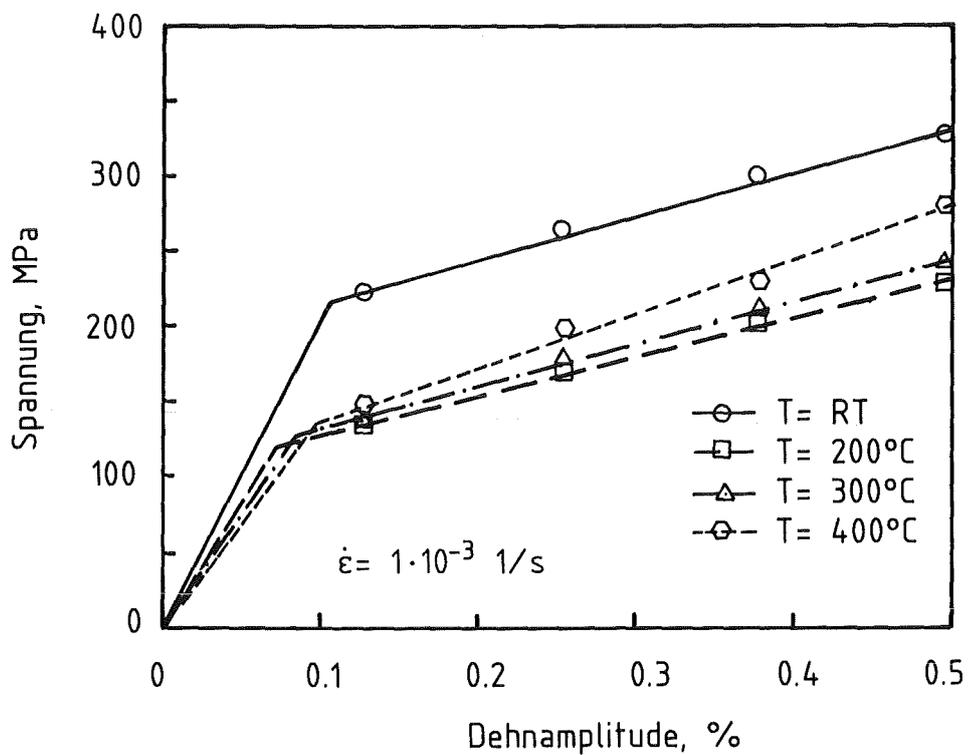


Abb. 68 : Bilineare Form der zyklischen Spannungs- Dehnungskurve des austenitischen Stahls

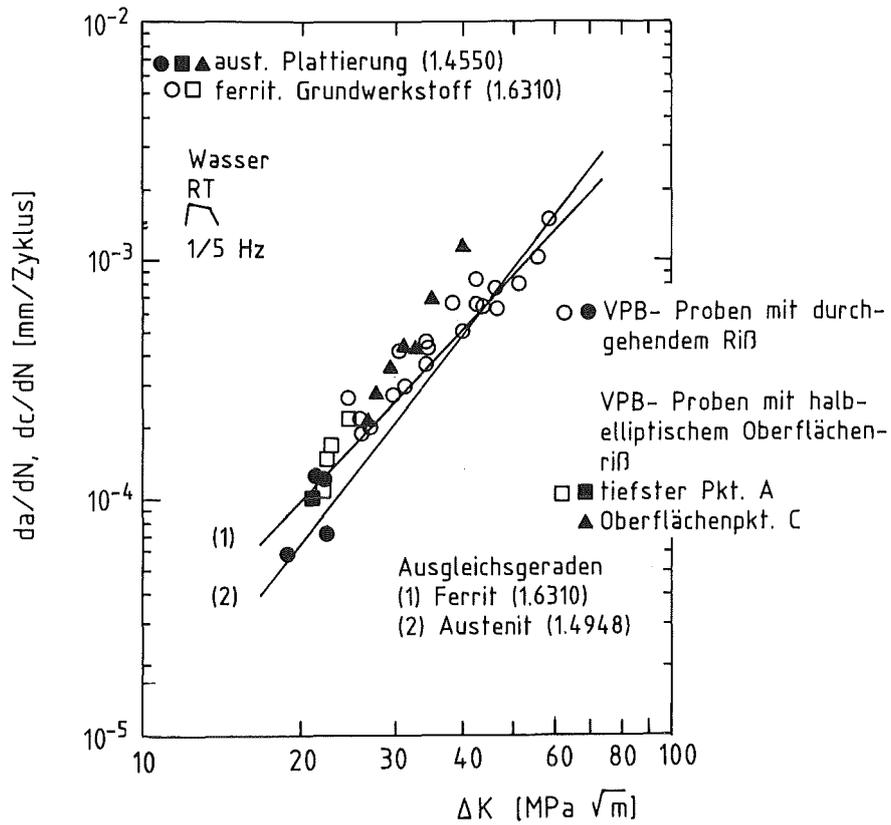


Abb. 69 : Vergleich der mechanischen Rißwachstumsraten des plattierten Werkstoffs an VPB- Proben mit durchgehendem Riß und VPB- Proben mit halbelliptischem Oberflächenriß mit den entsprechenden Ausgleichsgeraden des ferritschen und des austenitischen Stahls

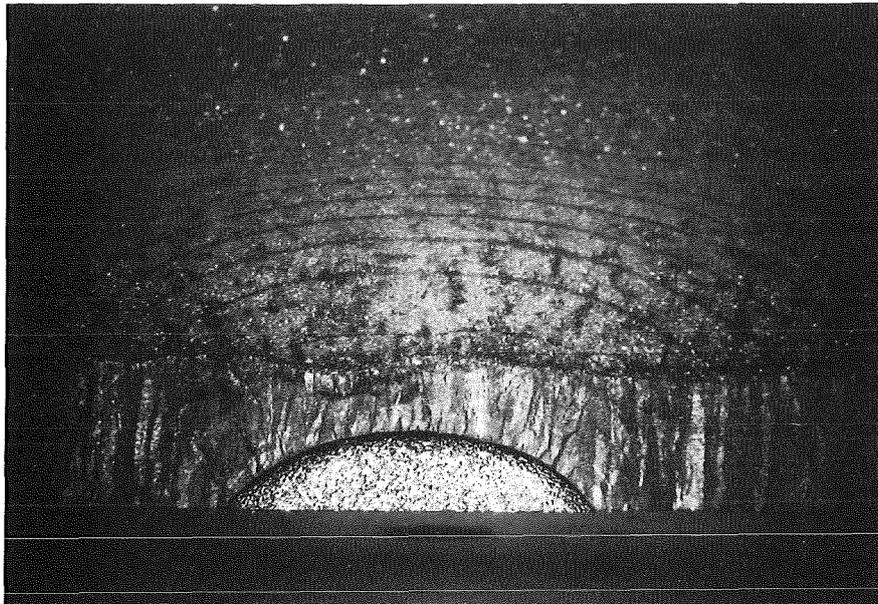
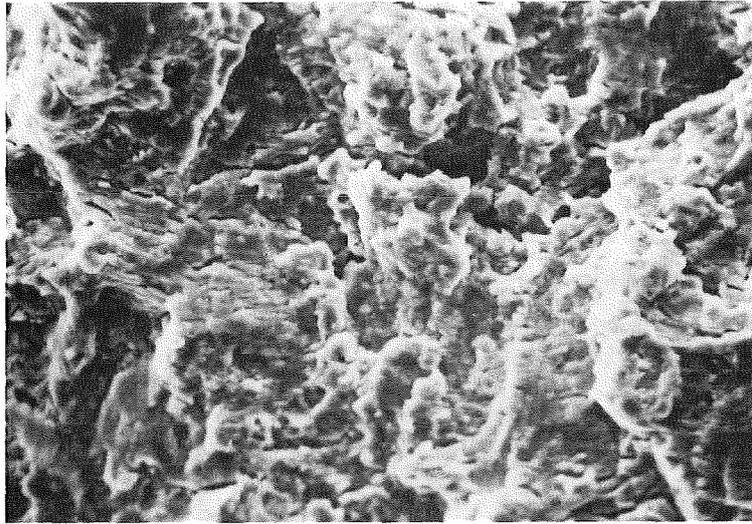
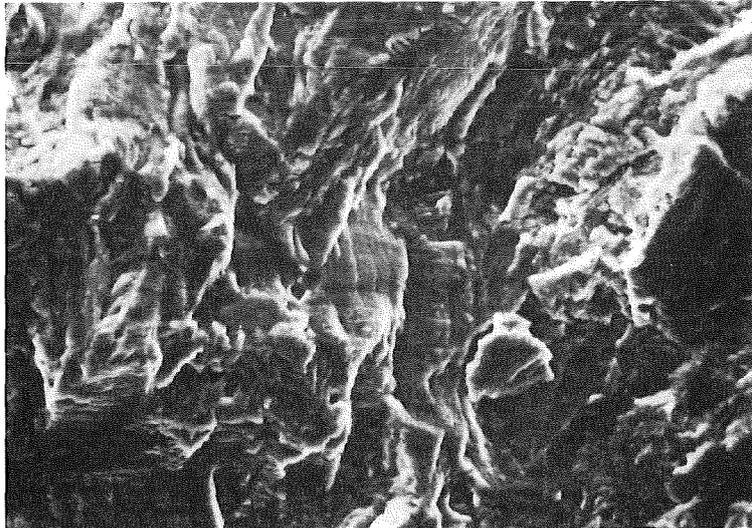


Abb. 70 : Markierungen auf der Bruchfläche einer mechanisch im Wasserbad ermüdeten VPB- Probe mit halbelliptischem Oberflächenriß des plattierten Werkstoffs

a)



b)



c)

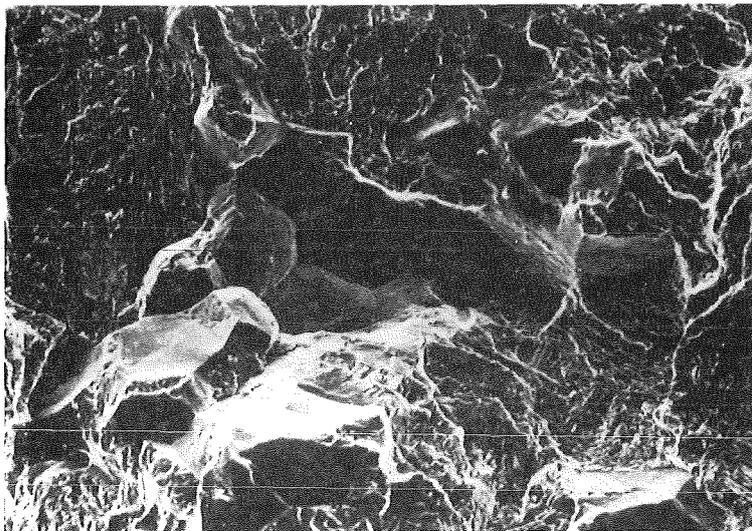
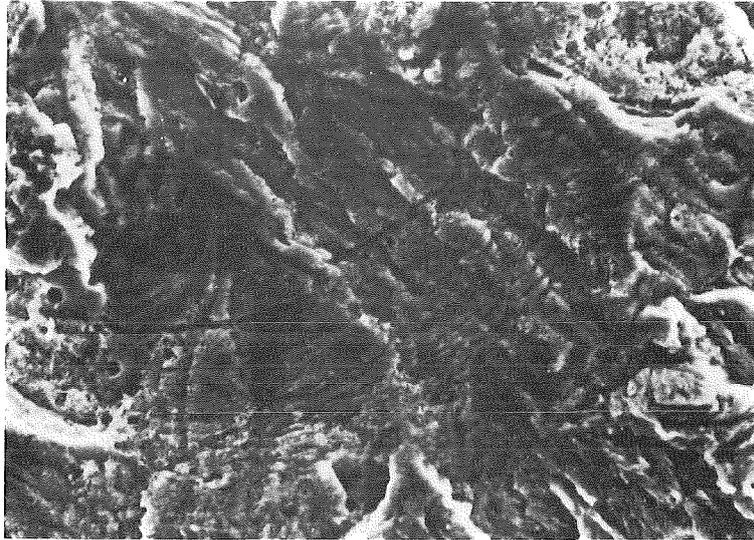


Abb. 71 : Bruchflächen im Wasserbad mechanisch ermüdeter Proben des a) Ferrits, b) Austenits und c) plattierten Werkstoffs

a)



b)

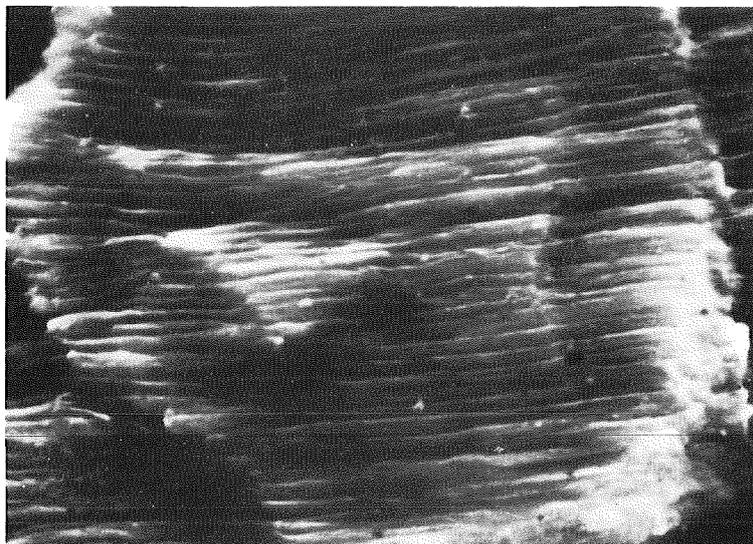


Abb. 72 : Duktiler Verlauf des Thermoermüdungsrissses mit typischer Schwingungstreifenbildung im a) Ferrit und b) Austenit

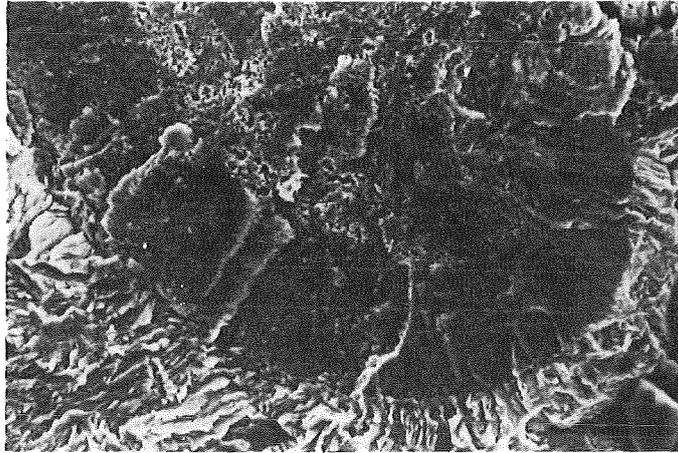
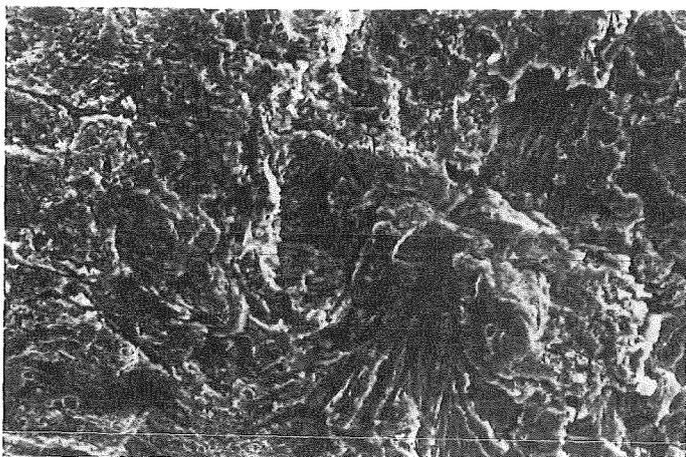
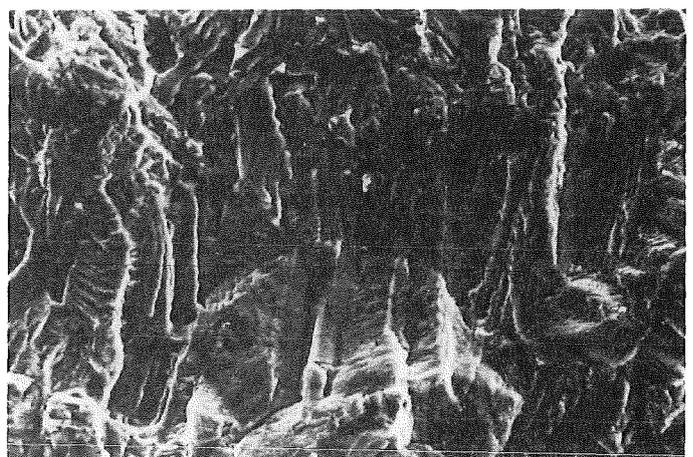


Abb. 73 : Lokal voreilender Bereich an der Rißspitze des ferritischen Thermoermüdungsrisse

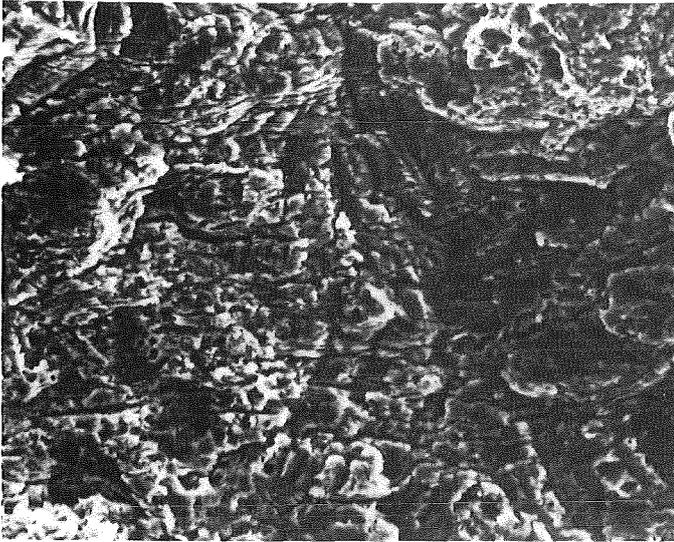


a)

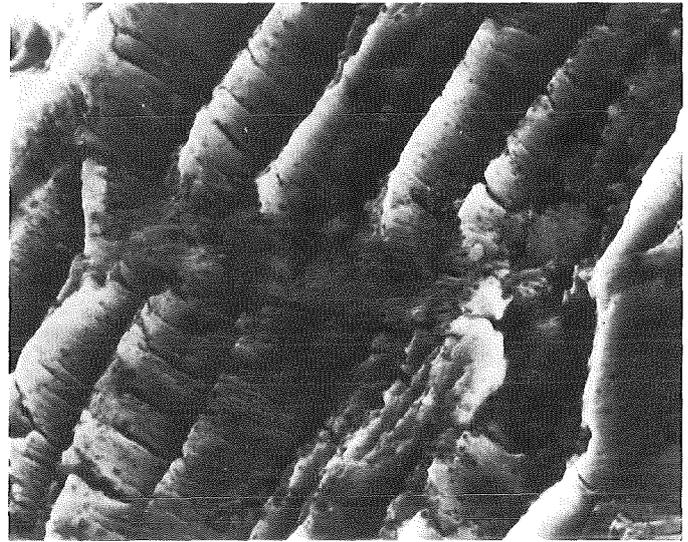


b)

Abb. 74 : Bereiche umgebungsbedingten zyklischen thermischen Rißwachstums im a) Ferrit und b) Austenit



a)



b)

Abb. 75 : Ausgeprägte Sekundärrißbildung in a) ferritischen und b) austenitischen Thermoermüdungsproben

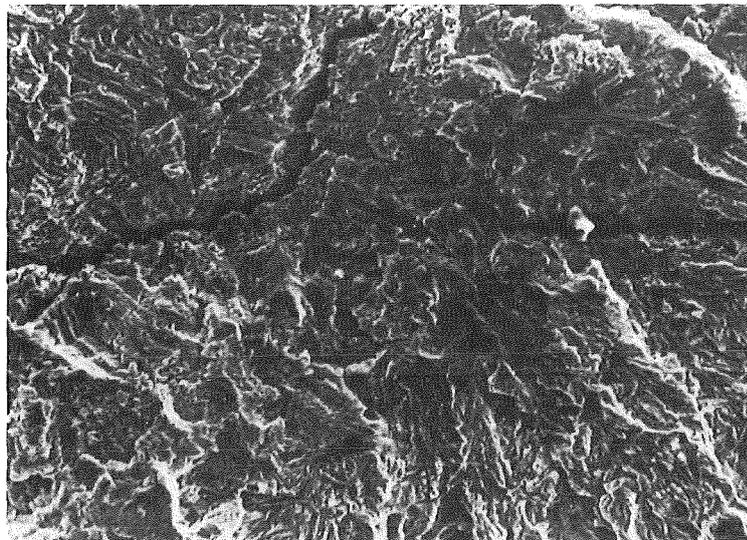


Abb. 76 : Rißverzweigung im Übergang vom mechanischen Anriß zum thermischen Rißfortschritt beim Ferrit

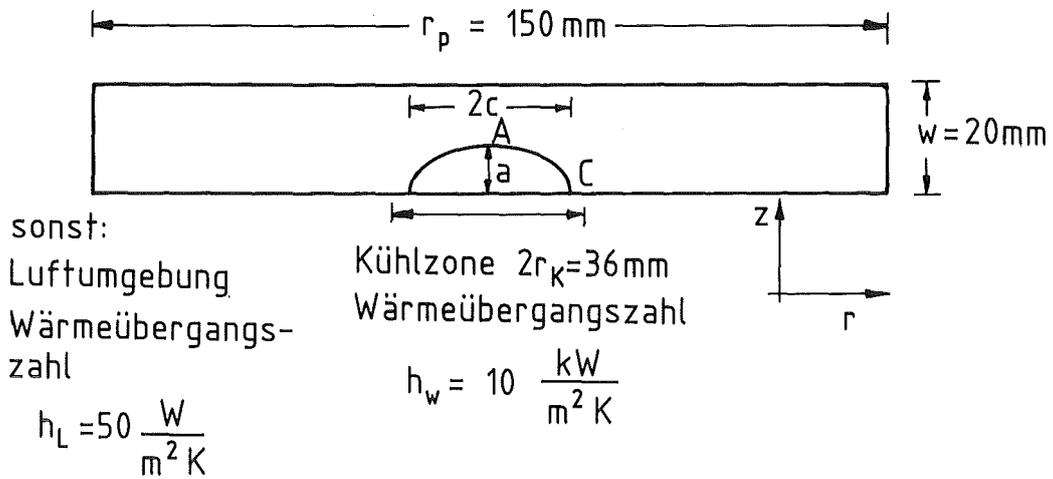


Abb. 77: Thermische Randbedingungen der austenitischen Platte

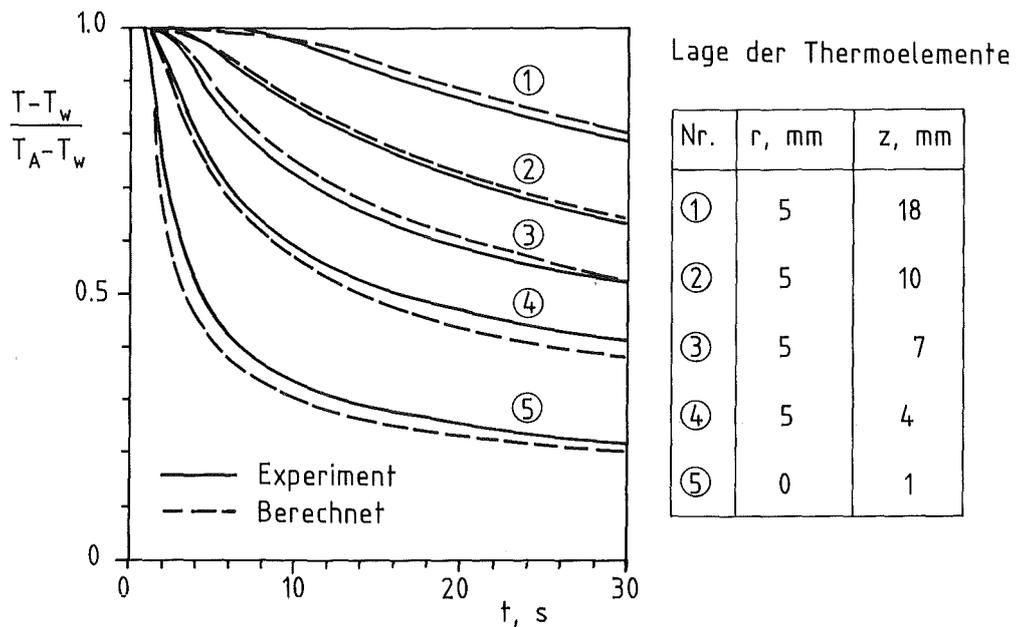
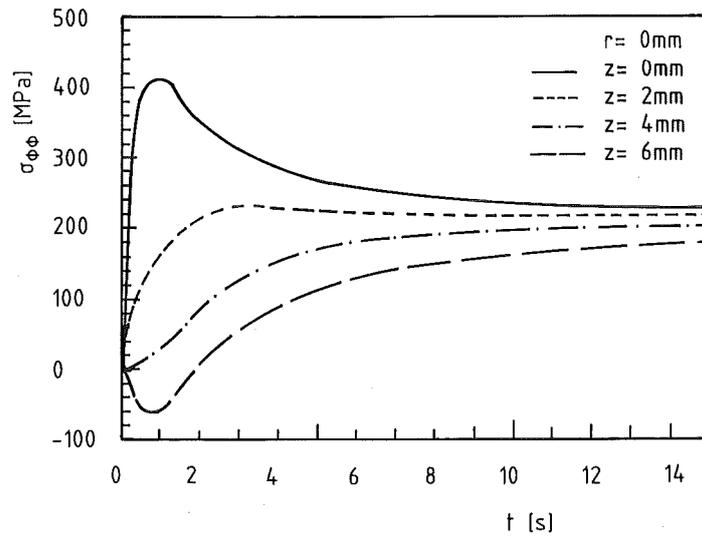
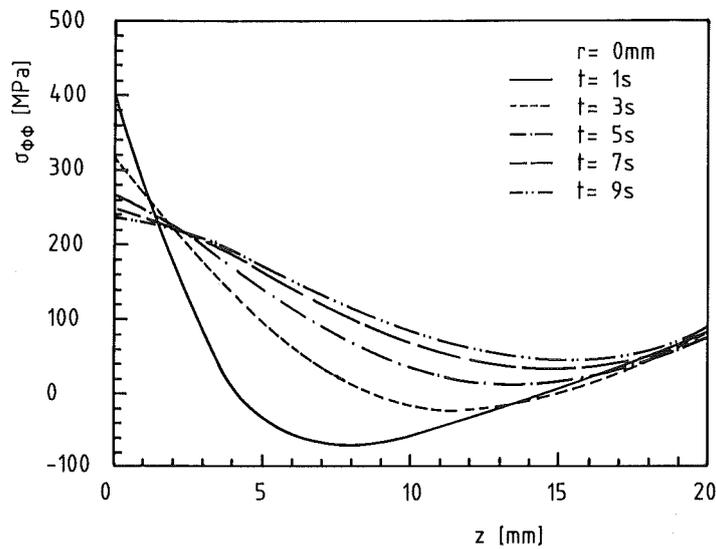


Abb. 78: Vergleich des berechneten mit dem gemessenen Temperaturverlauf in der austenitischen Referenzplatte

a)



b)



c)

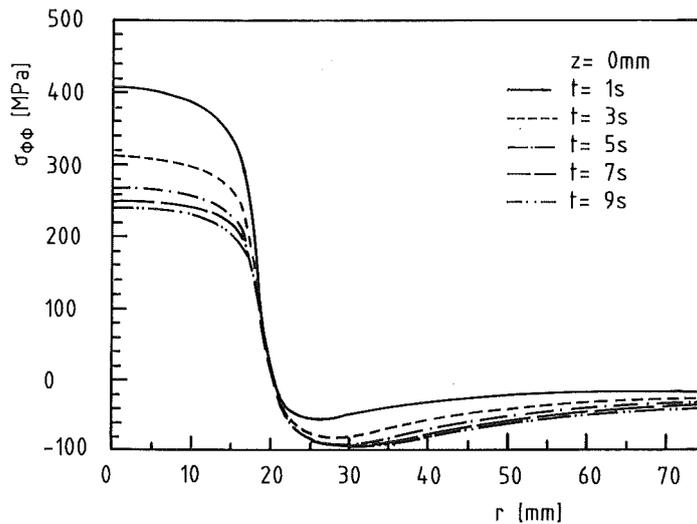


Abb. 79: Elastische Spannungsverteilung in der ferritischen Platte: a) Zeitlicher Verlauf der Spannung im Zentrum der Platte für verschiedene Abstände zur gekühlten Oberfläche b) Verlauf der Spannung im Zentrum der Platte über der Tiefenkoordinate für verschiedene Zeiten nach Einsetzen der Kühlung c) Radiale Spannungsverteilung an der gekühlten Oberfläche für verschiedene Zeiten nach Einsetzen der Kühlung (Probe 2, $\Delta T = 276^\circ\text{C}$)

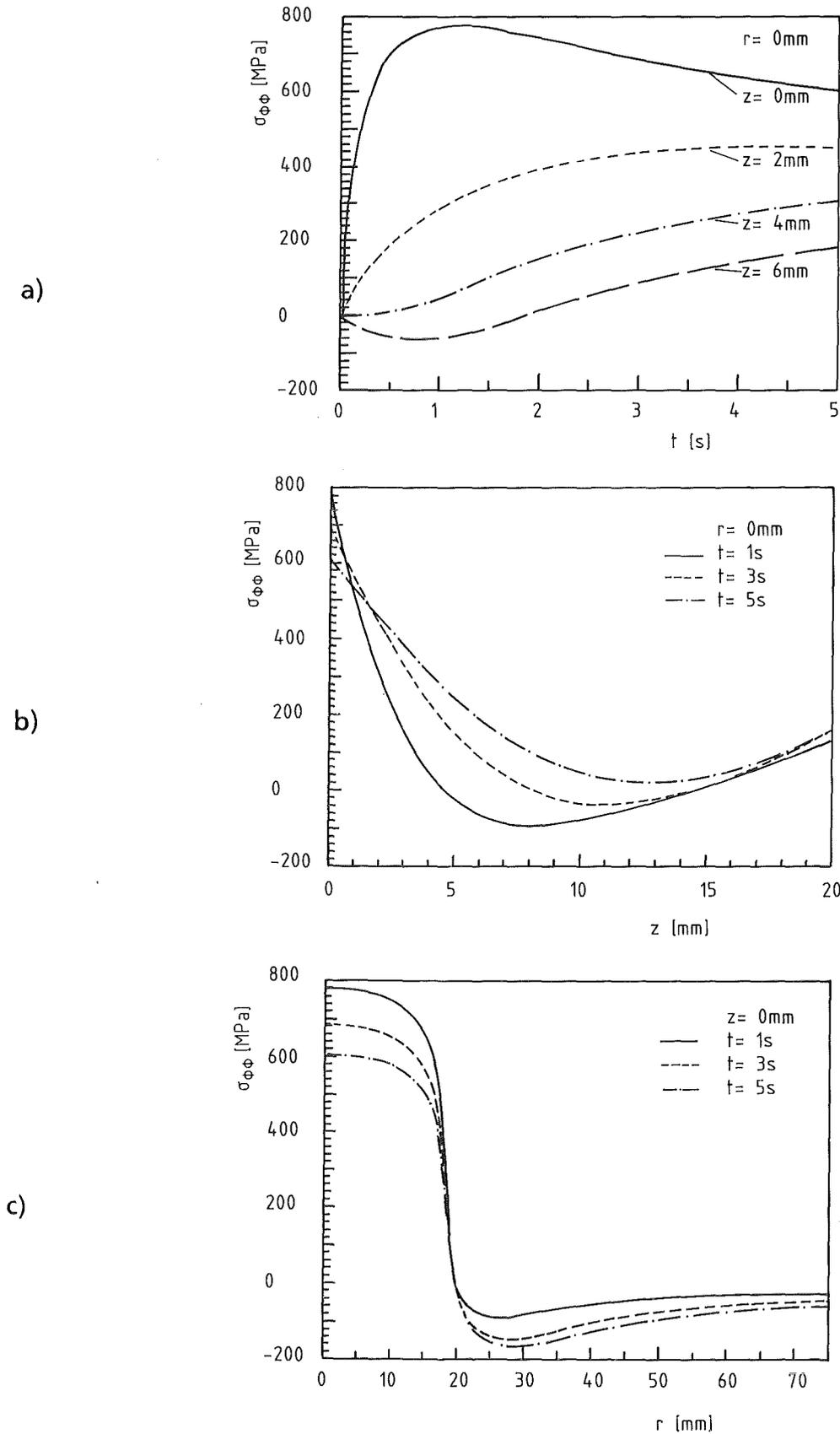


Abb. 80: Elastische Spannungsverteilung in der austenitischen Platte: a) Zeitlicher Verlauf der Spannung im Zentrum der Platte für verschiedene Abstände zur gekühlten Oberfläche b) Verlauf der Spannung im Zentrum der Platte über der Tiefenkoordinate für verschiedene Zeiten nach Einsetzen der Kühlung c) Radiale Spannungsverteilung an der gekühlten Oberfläche für verschiedene Zeiten nach Einsetzen der Kühlung (Probe 3, $\Delta T = 393^\circ\text{C}$)

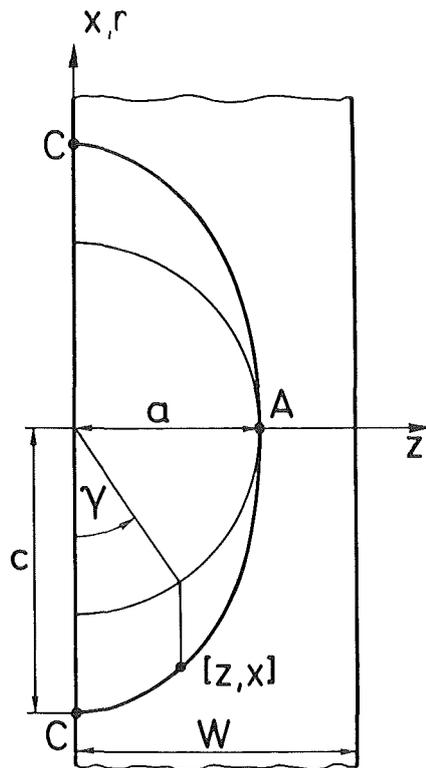


Abb. 81: Bezeichnungsweise am halbelliptischen Oberflächenriß

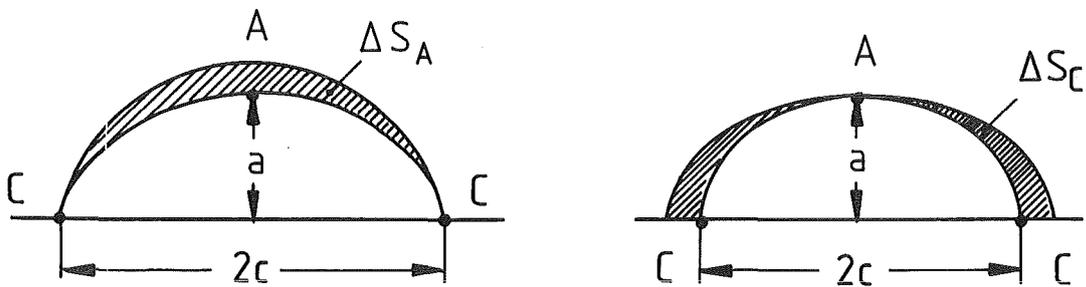


Abb. 82 : Graphische Darstellung der Flächenzuwächse ΔS_A und ΔS_C für die gewichtete Mittelung

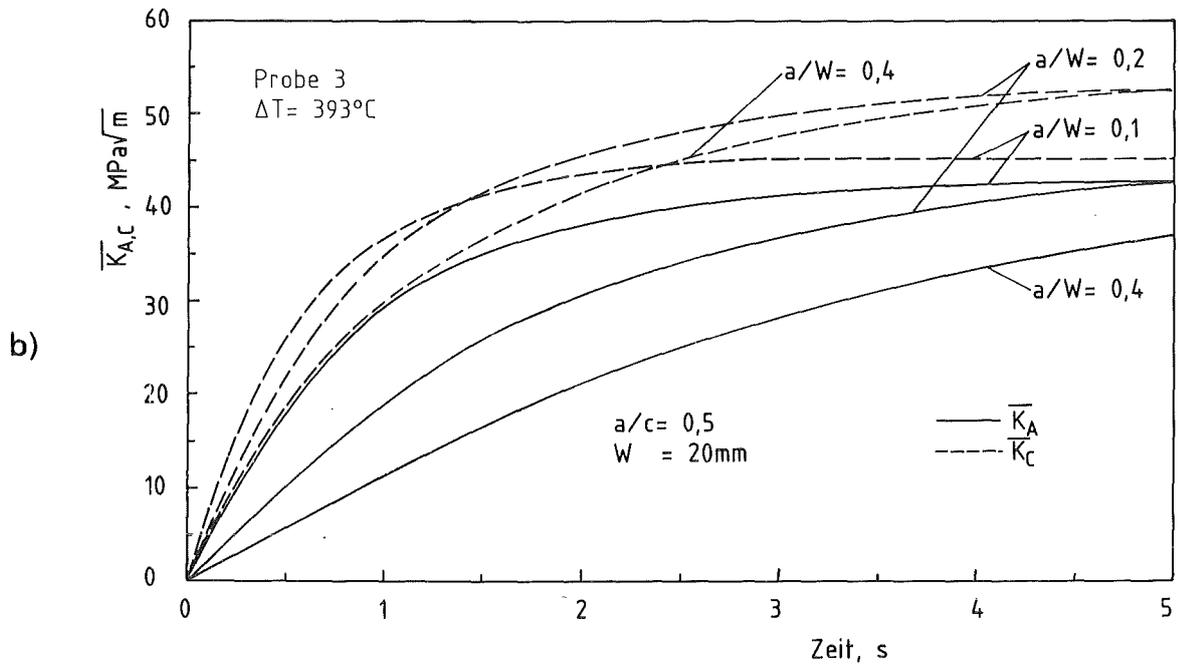
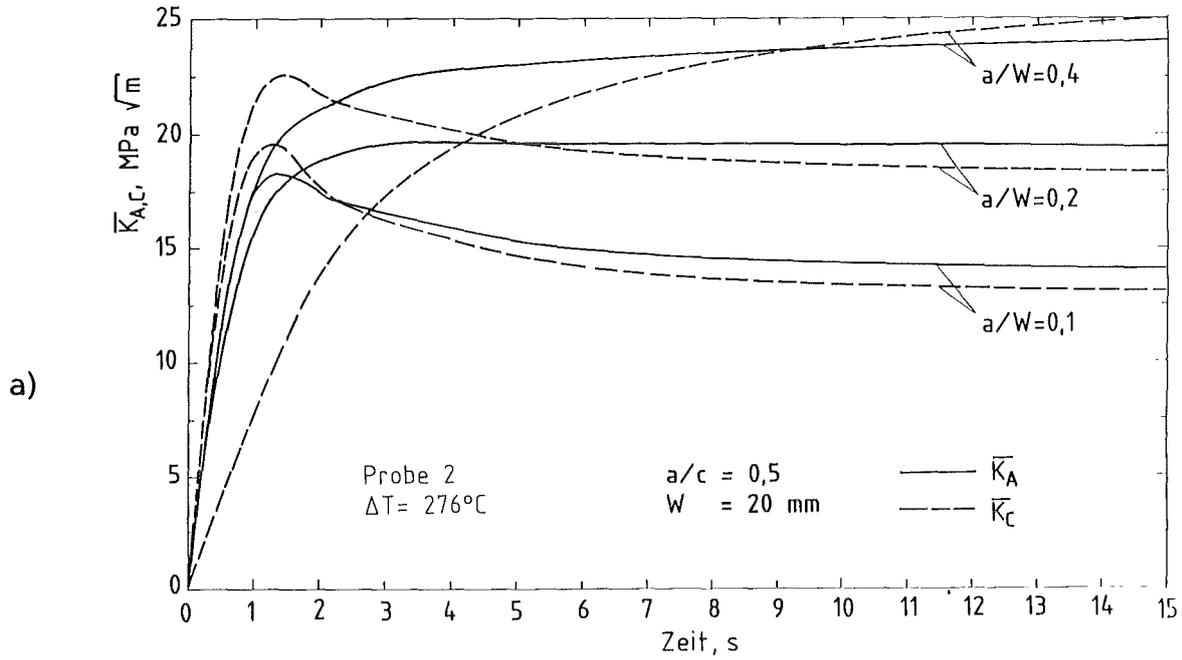


Abb. 83: Zeitlicher Verlauf des SIF \bar{K}_A und \bar{K}_C während der Kühlphase im a) ferritischen, b) austenitischen Werkstoff für verschiedene Rißiefen

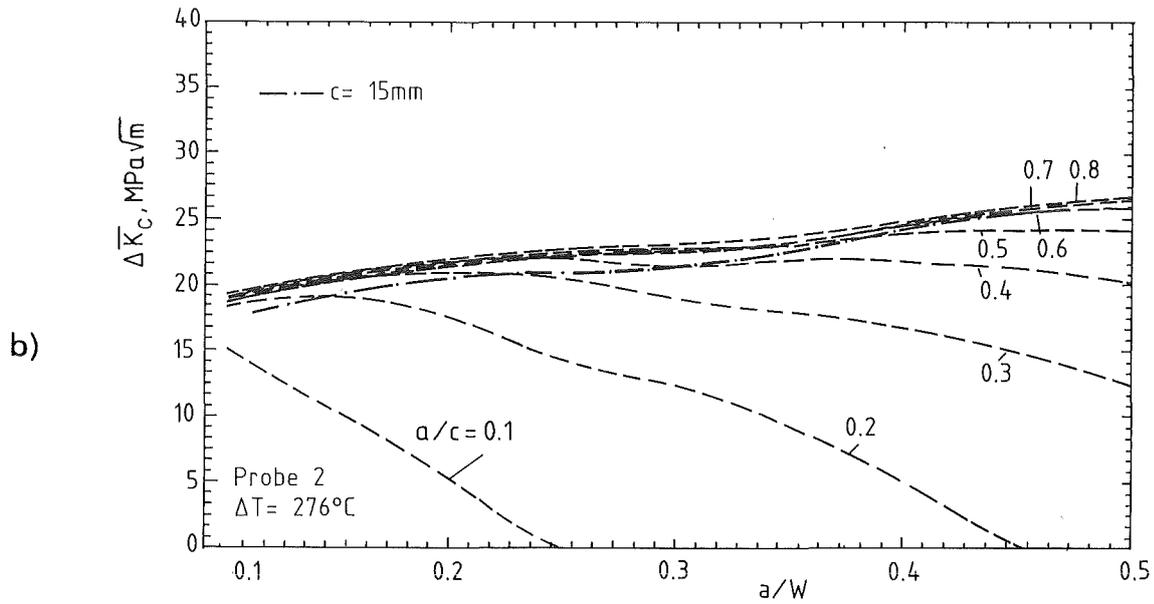
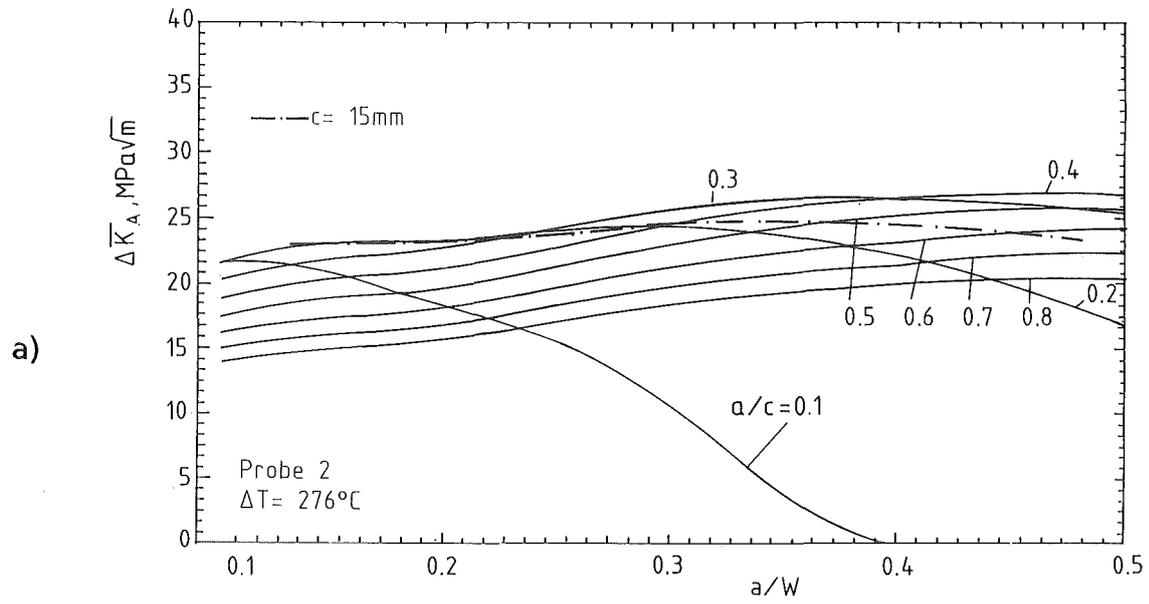


Abb. 84: Verlauf der Schwingbreite des SIF a) am tiefsten Punkt und b) an der Oberfläche der halb-elliptischen Rißgeometrie für verschiedene Halbachsenverhältnisse des ferritischen Stahls

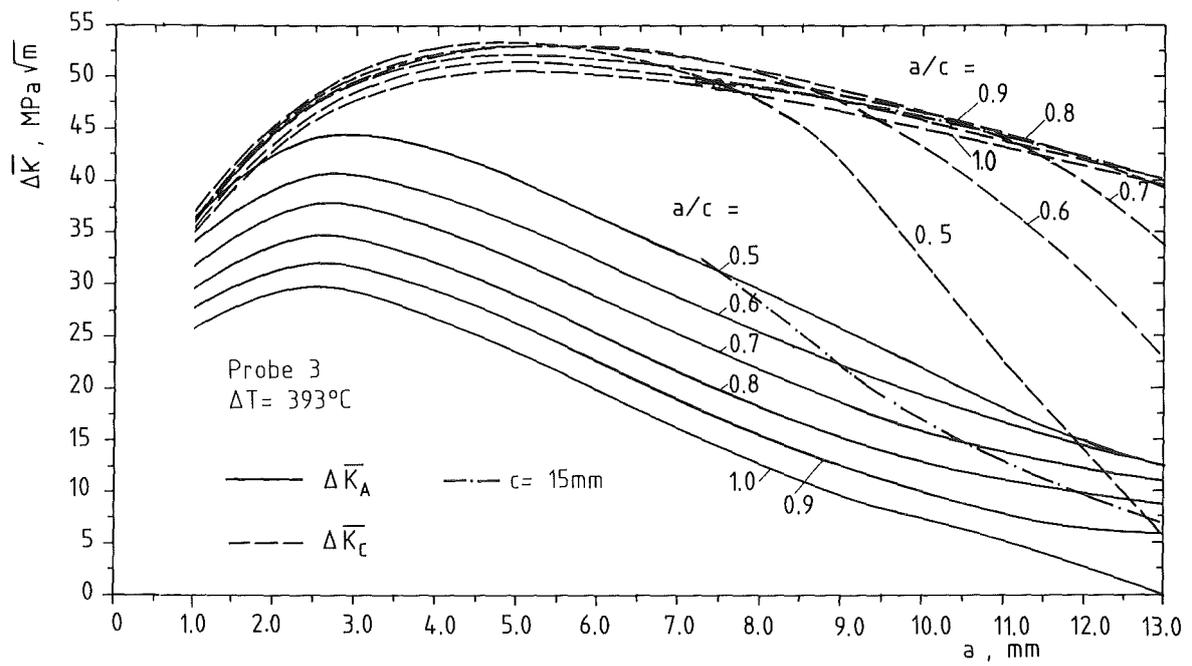


Abb. 85: Verlauf der Schwingbreite des SIF am tiefsten Punkt und an der Oberfläche der halb elliptischen Rißgeometrie für verschiedene Halbachsenverhältnisse des austenitischen Stahls

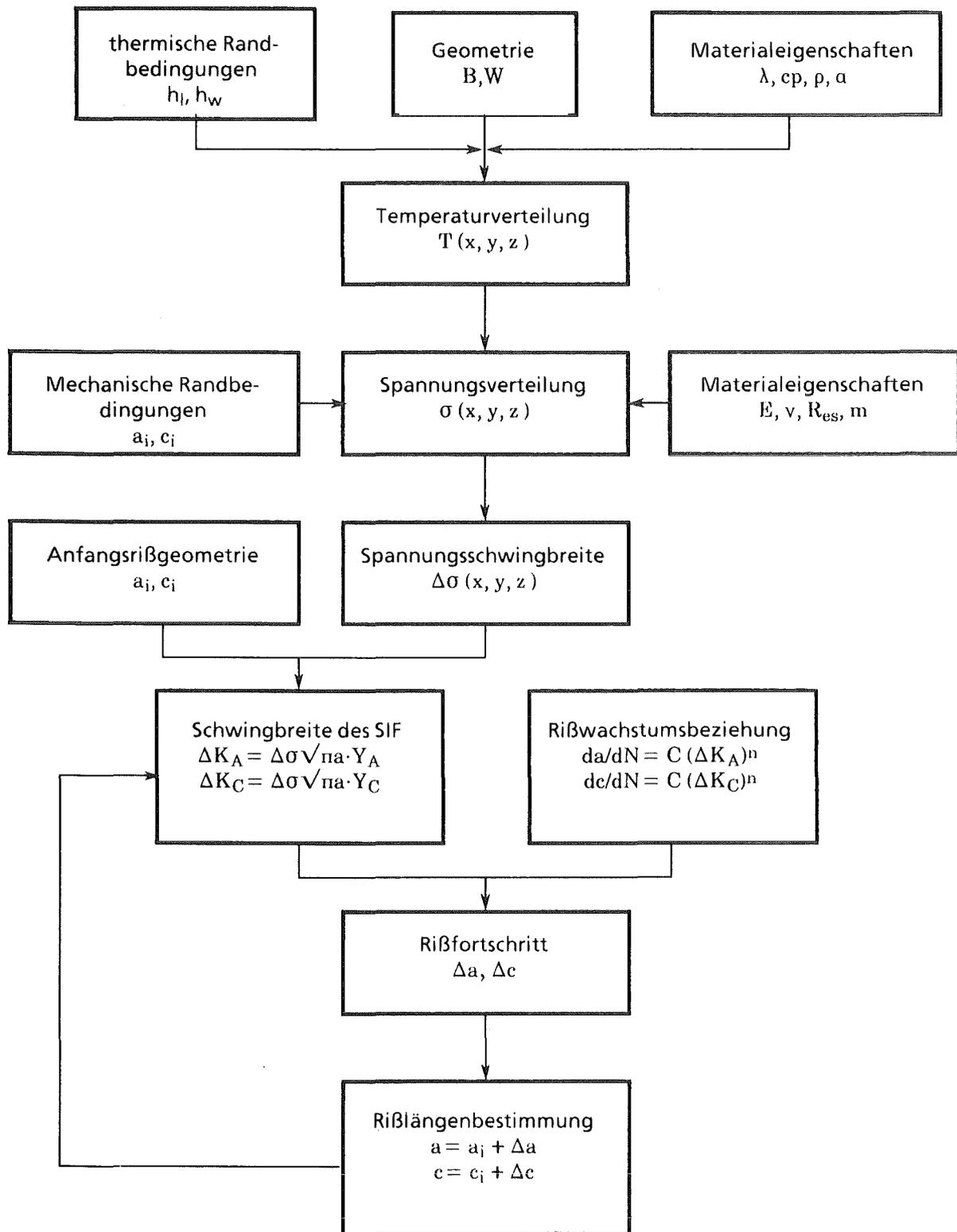


Abb. 86: Ablaufschema der Rißfortschrittsberechnung bei zyklischer thermischer Belastung

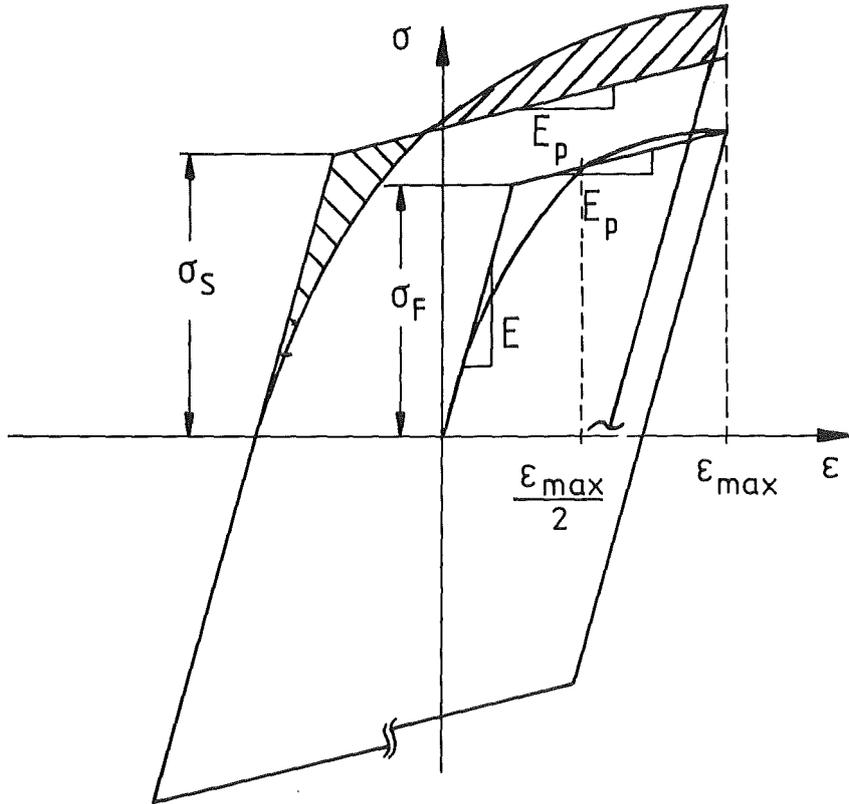


Abb. 87 : Bilineare Darstellung der Hysteresekurve nach dem ORNL- Modell

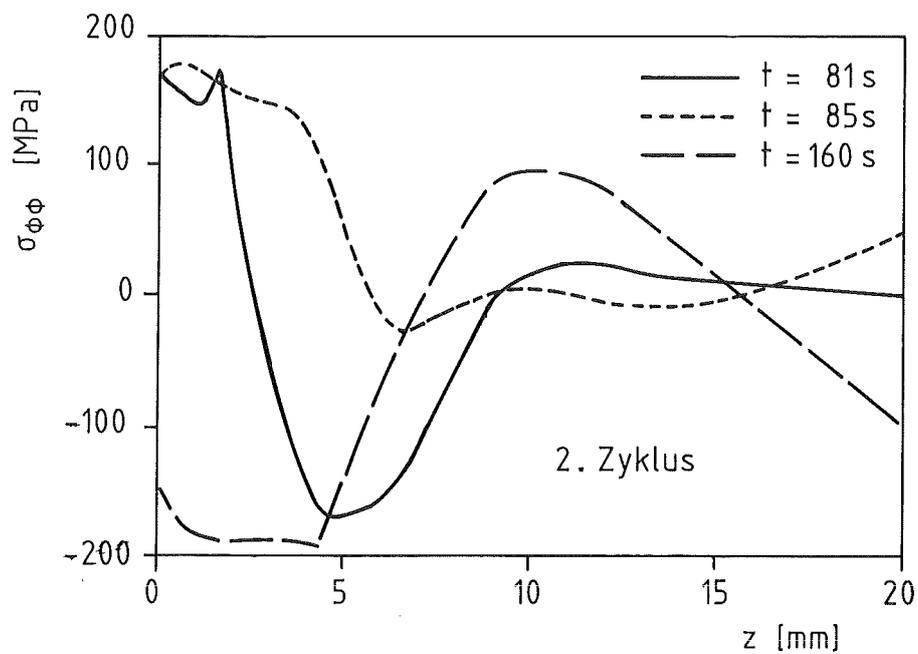
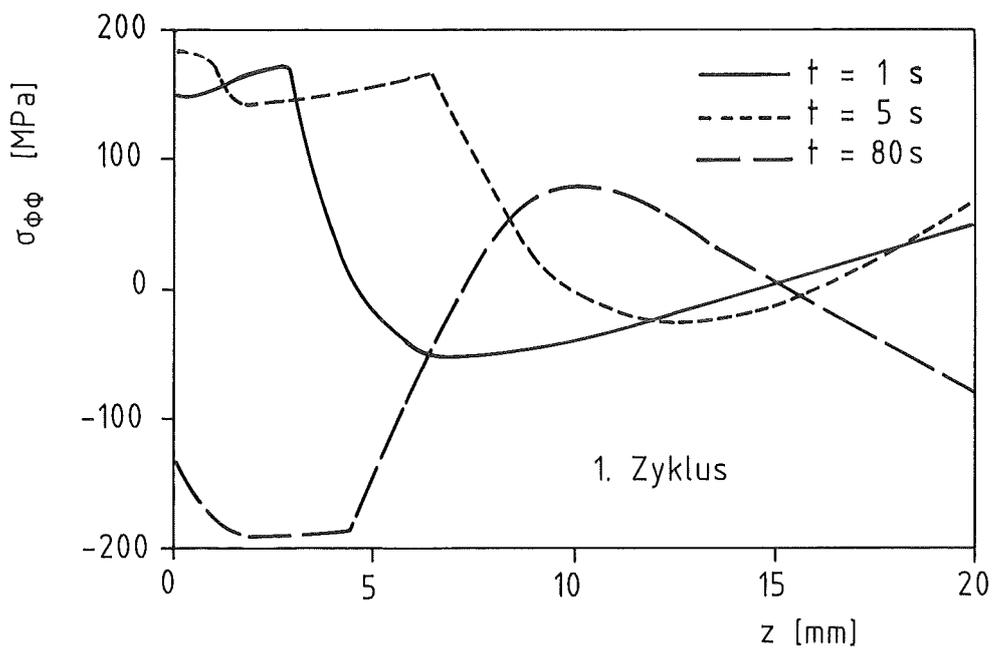


Abb. 88 : Verlauf der elastoplastisch berechneten Spannungskomponente $\sigma_{\phi\phi}$ im Zentrum der austenitischen Platte über der Tiefenkoordinate für verschiedene Zeiten der ersten beiden Belastungszyklen

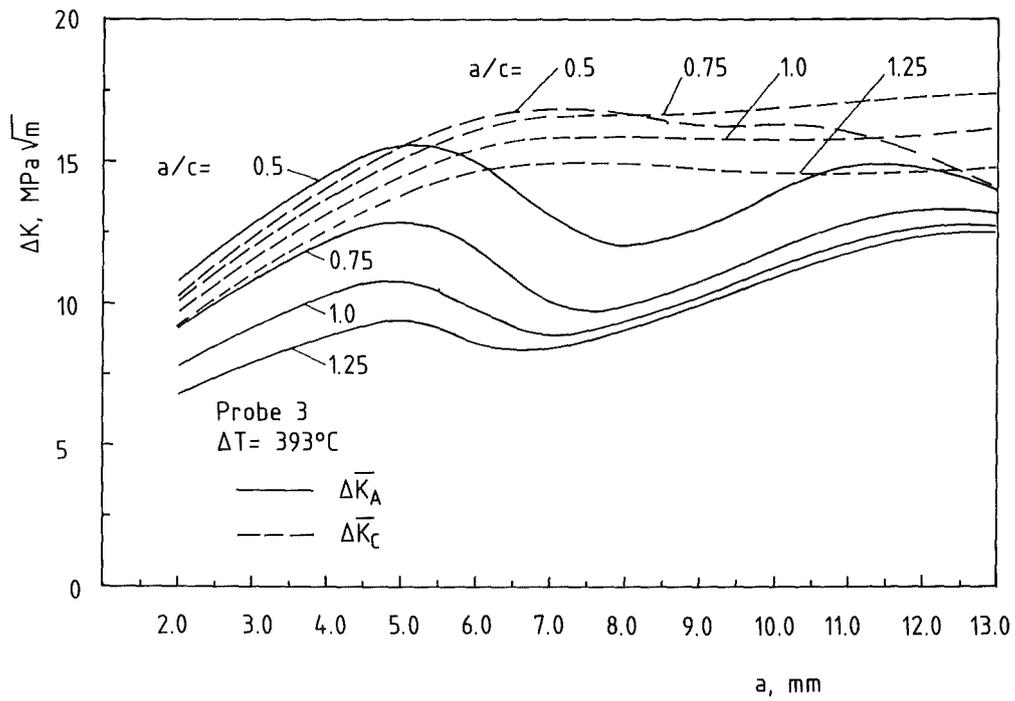
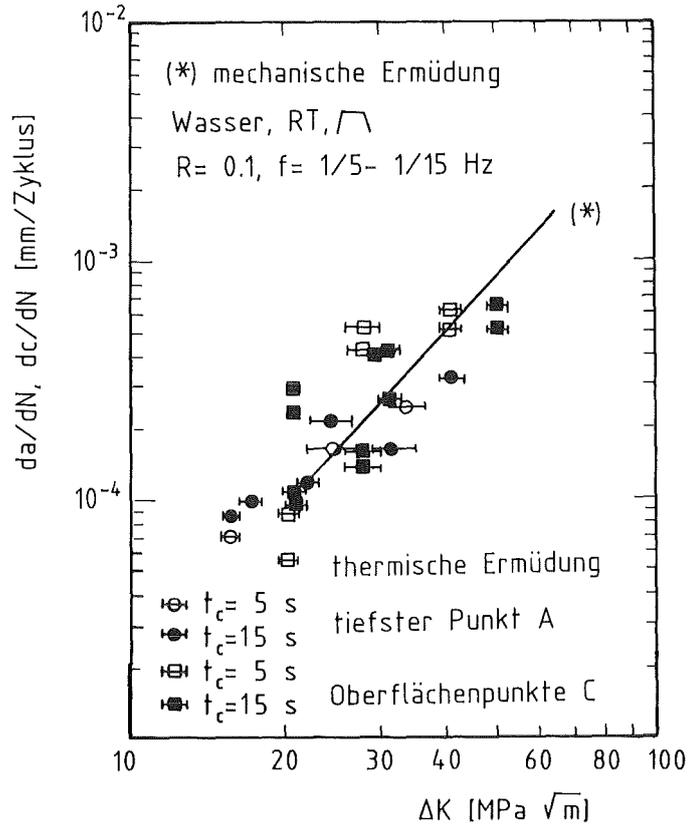


Abb. 89 : Verlauf der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors, basierend auf der elastoplastischen Spannungsberechnung, am tiefsten Punkt und an der Oberfläche für verschiedene Halbachsenverhältnisse des austenitischen Stahls

a)



b)

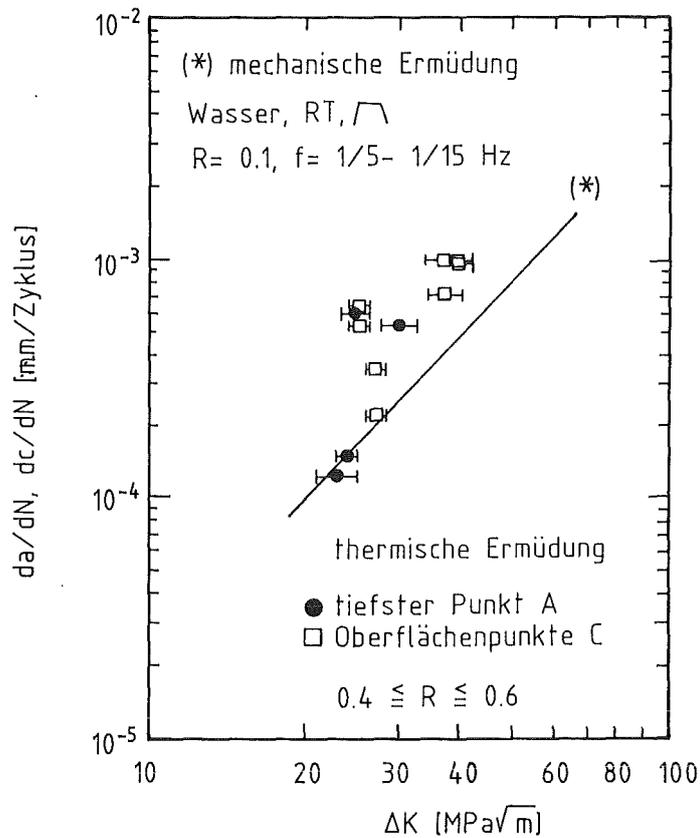
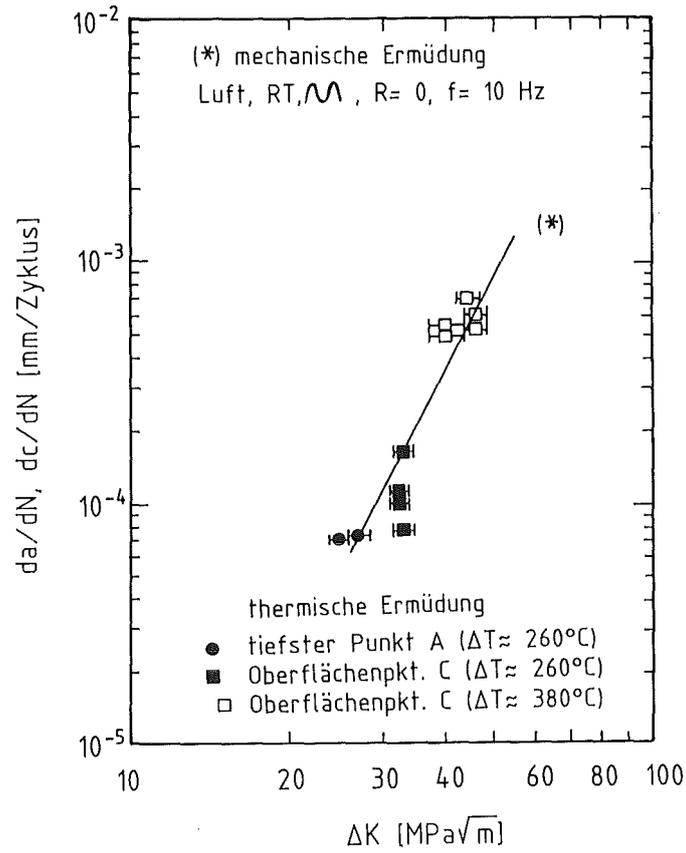


Abb. 90 : Vergleich von mechanischen Rißwachstumsraten mit den Rißwachstumsraten der ferritischen a) thermisch und b) thermomechanisch belasteten Ermüdungsproben

a)



b)

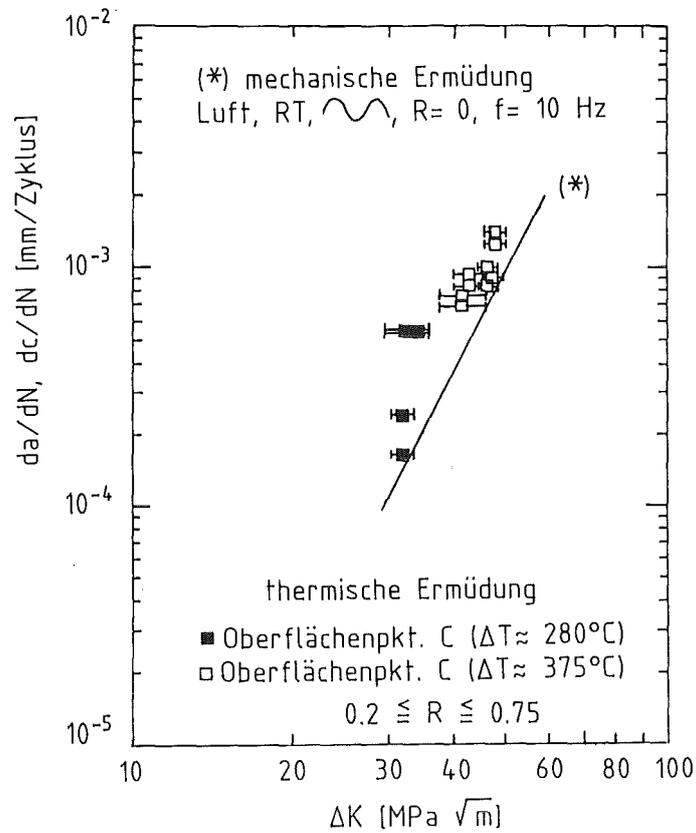


Abb. 91 : Vergleich von mechanischen Rißwachstumsraten mit den Rißwachstumsraten der austenitischen a) thermisch und b) thermomechanisch belasteten Ermüdungsproben

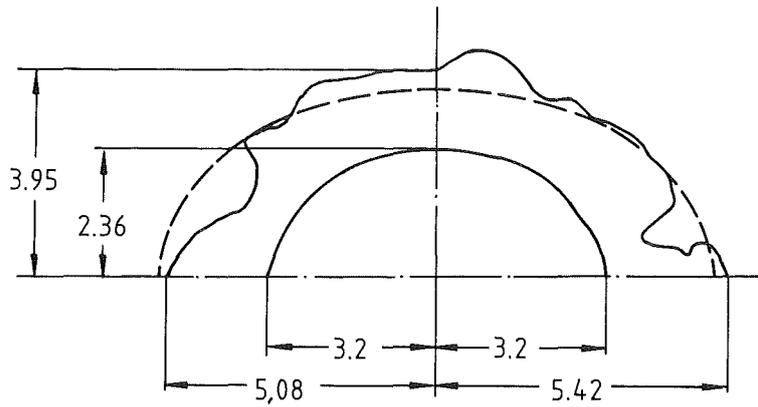
Probe 2

$C = 9.647 \cdot 10^{-8}$ } Wasser, \square
 $n = 2.311$ } Raumtemperatur

$\Delta T = 276^\circ C$

1mm — Experiment
----- Vorhersage

a)



Probe 5

$C = 9.647 \cdot 10^{-8}$ } Wasser, \square
 $n = 2.311$ } Raumtemperatur

$\Delta T = 363^\circ C$

1mm — Experiment
----- Vorhersage

b)

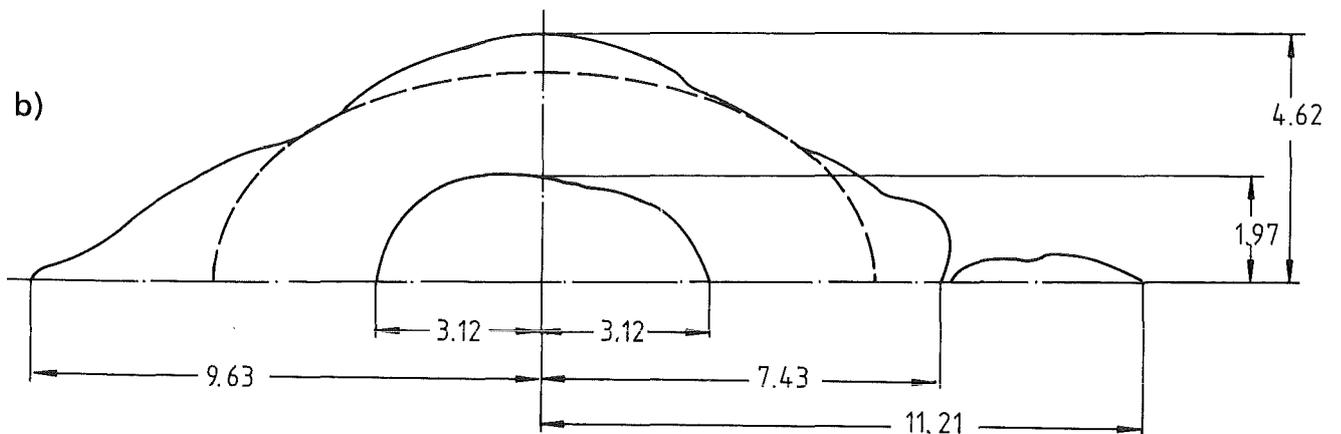


Abb. 92 : Vergleich des experimentellen Rißzuwachs mit der theoretischen Rißwachstumsvorhersage für die ferritischen thermisch belasteten Ermüdungsproben: a) Probe 2, $\Delta T = 276^\circ C$ b) Probe 5, $\Delta T = 363^\circ C$

Probe 11

$$C = 9.647 \cdot 10^{-8}$$

$$n = 2.311$$

$$\Delta T = 281^\circ\text{C}$$

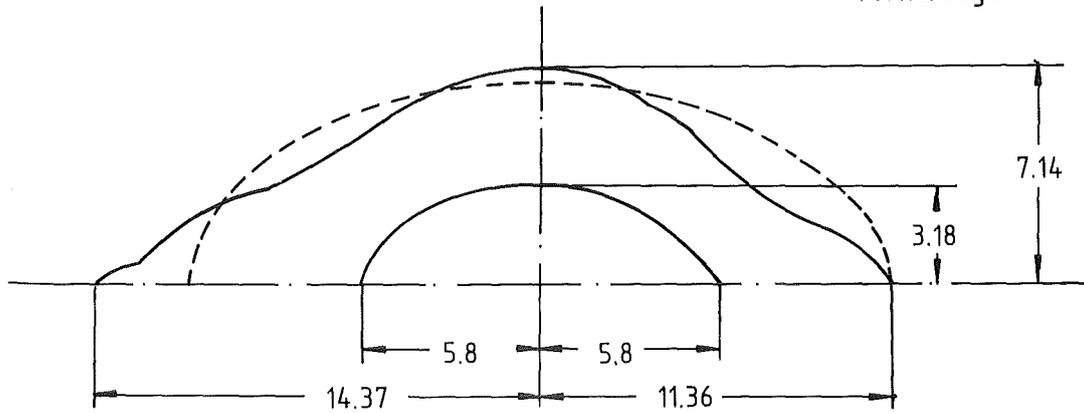
Wasser, $\sqrt{\quad}$
Raumtemperatur

1 mm

— Experiment

- - - Vorhersage

a)



Probe 13

$$C = 9.647 \cdot 10^{-8}$$

$$n = 2.311$$

$$\Delta T = 384^\circ\text{C}$$

Wasser, $\sqrt{\quad}$
Raumtemperatur

1 mm

— Experiment

- - - Vorhersage

b)

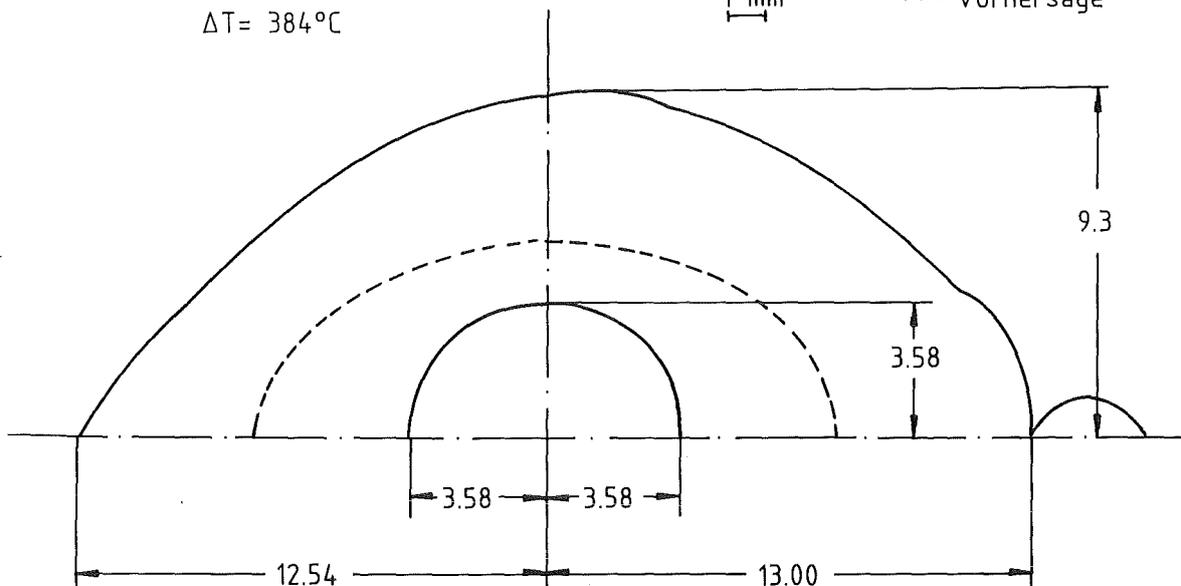


Abb. 93 : Vergleich des experimentellen Rißzuwachs mit der theoretischen Rißwachstumsvorhersage für die ferritischen thermomechanisch belasteten Ermüdungsproben: a) Probe 11, $\Delta T = 281^\circ\text{C}$ b) Probe 13, $\Delta T = 384^\circ\text{C}$

Probe 2

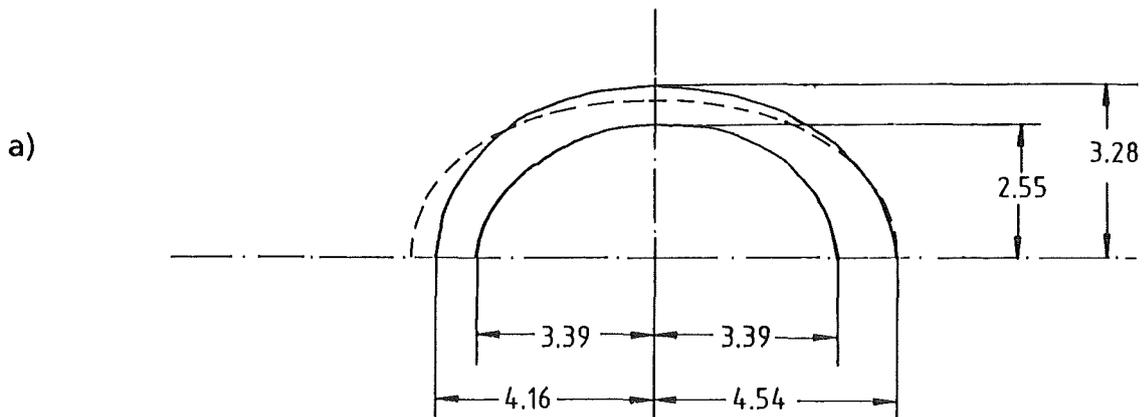
$$C = 1.039 \cdot 10^{-10}$$

$$n = 4.006$$

$$\Delta T = 267^\circ\text{C}$$

— Experiment
- - - Vorhersage

1mm



Probe 5

$$C = 1.039 \cdot 10^{-10}$$

$$n = 4.006$$

$$\Delta T = 379^\circ\text{C}$$

— Experiment
- - - Vorhersage

1mm

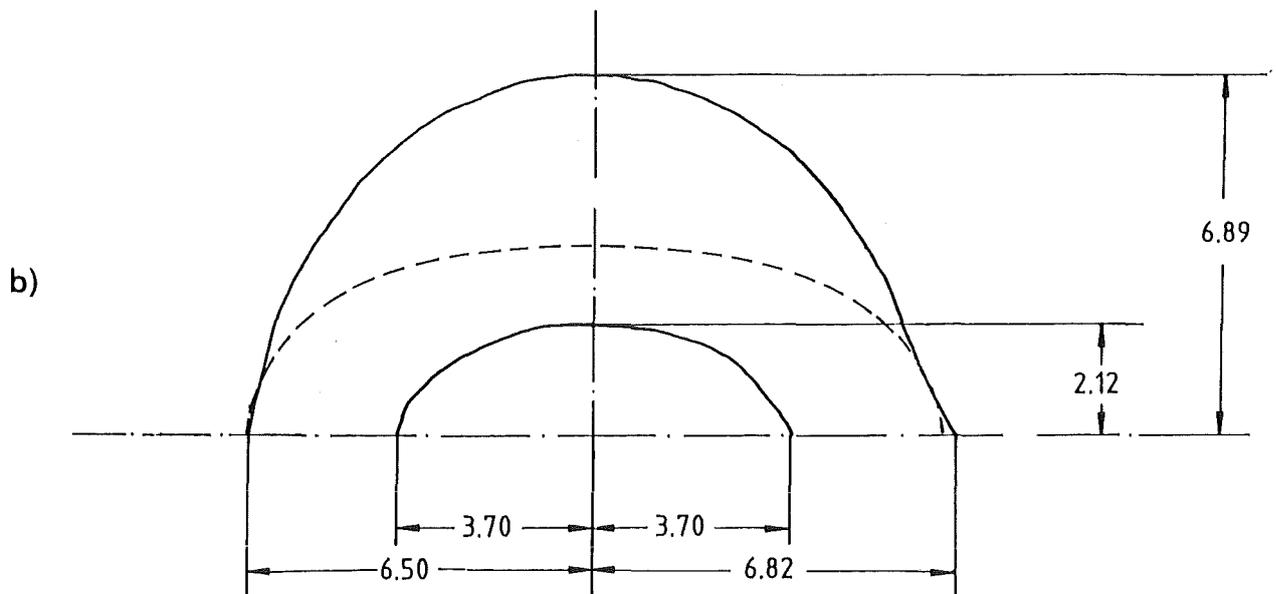


Abb. 94 : Vergleich des experimentellen Rißzuwachs mit der theoretischen Rißwachstumsvorhersage für die austenitischen thermisch belasteten Ermüdungsproben: a) Probe 2, $\Delta T = 267^\circ\text{C}$ b) Probe 5, $\Delta T = 379^\circ\text{C}$

Probe 11

$$C = 1.039 \cdot 10^{-10}$$

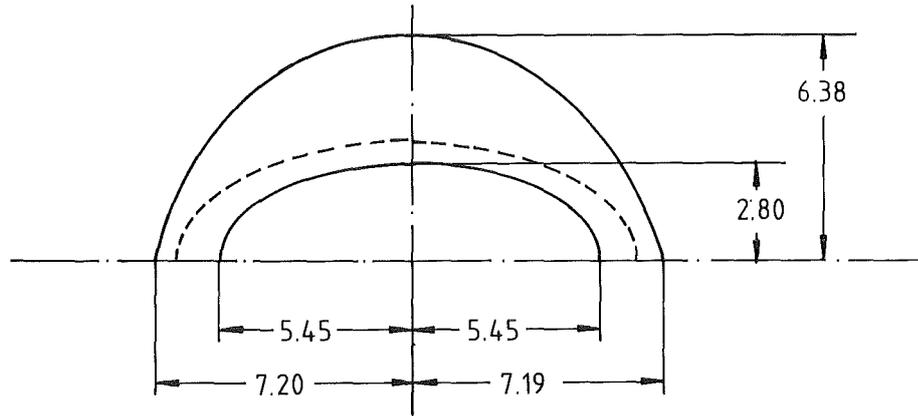
$$n = 4.006$$

$$\Delta T = 381^\circ\text{C}$$

— Experiment
- - - Vorhersage

1mm

a)



Probe 8

$$C = 1.039 \cdot 10^{-10}$$

$$n = 4.006$$

$$\Delta T = 289^\circ\text{C}$$

— Experiment
- - - Vorhersage

1mm

b)

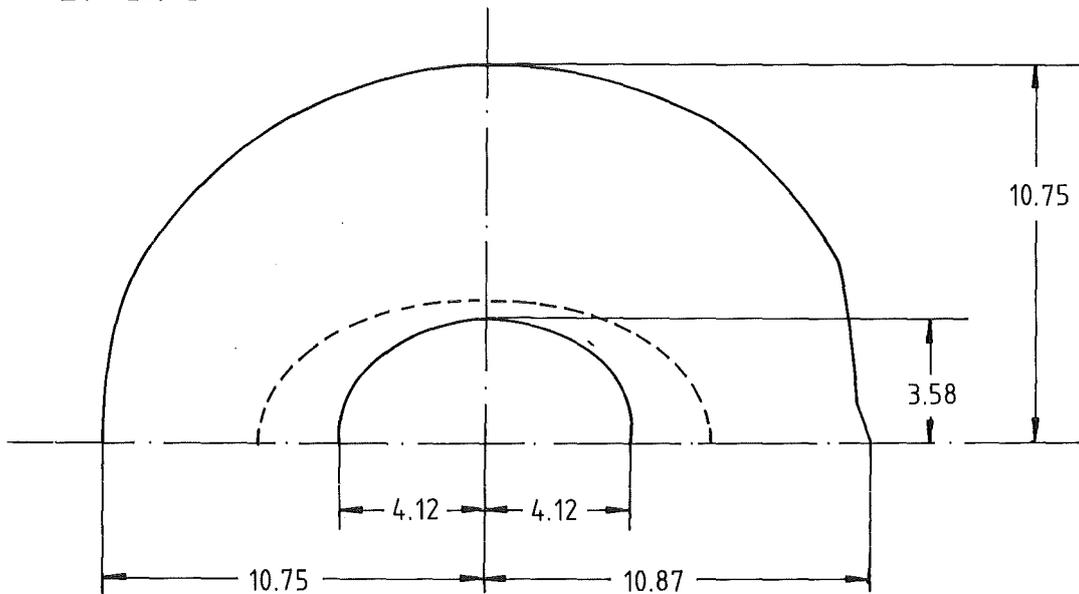


Abb. 95 : Vergleich des experimentellen Rißzuwachs mit der theoretischen Rißwachstumsvorhersage für die austenitischen thermomechanisch belasteten Ermüdungsproben: a) Probe 11, $\Delta T = 381^\circ\text{C}$ b) Probe 8, $\Delta T = 289^\circ\text{C}$

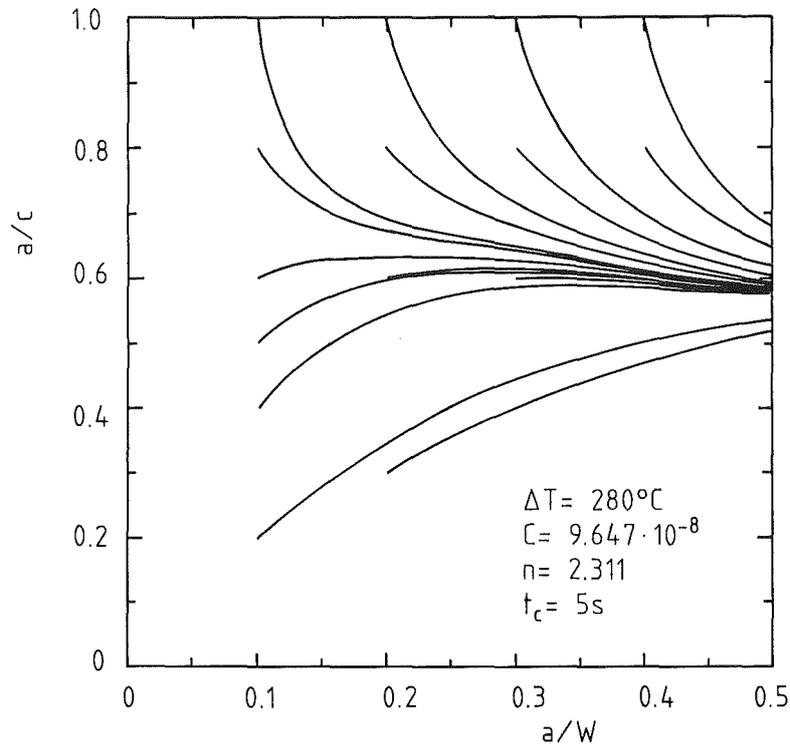
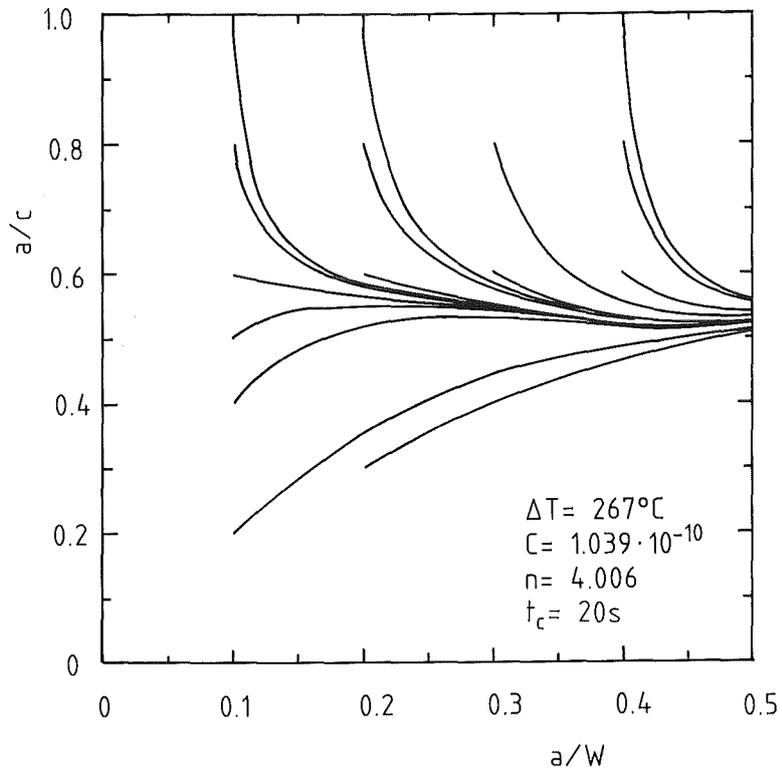


Abb. 96 : Theoretische Rißgeometrieänderung des ferritischen Stahls unter zyklischer thermischer Belastung

a)



b)

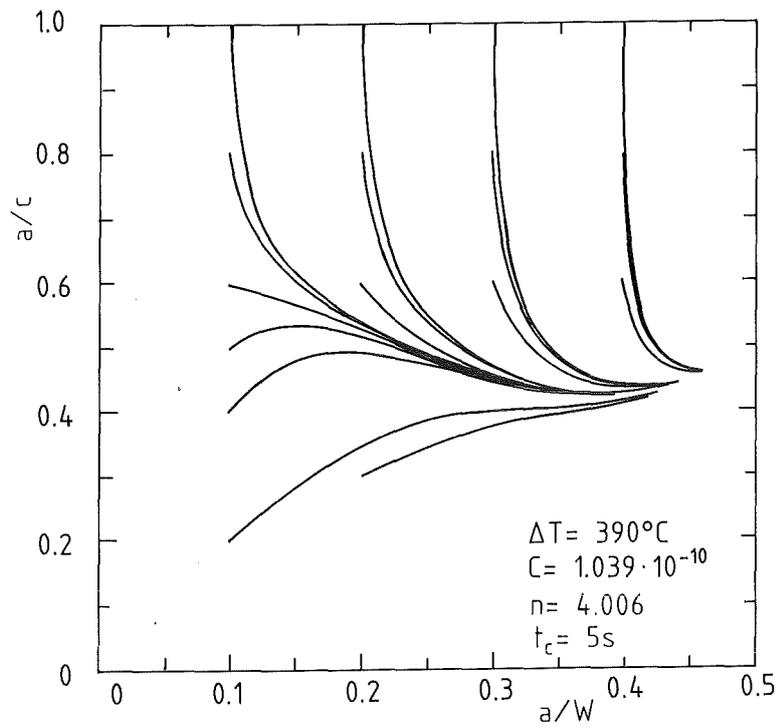
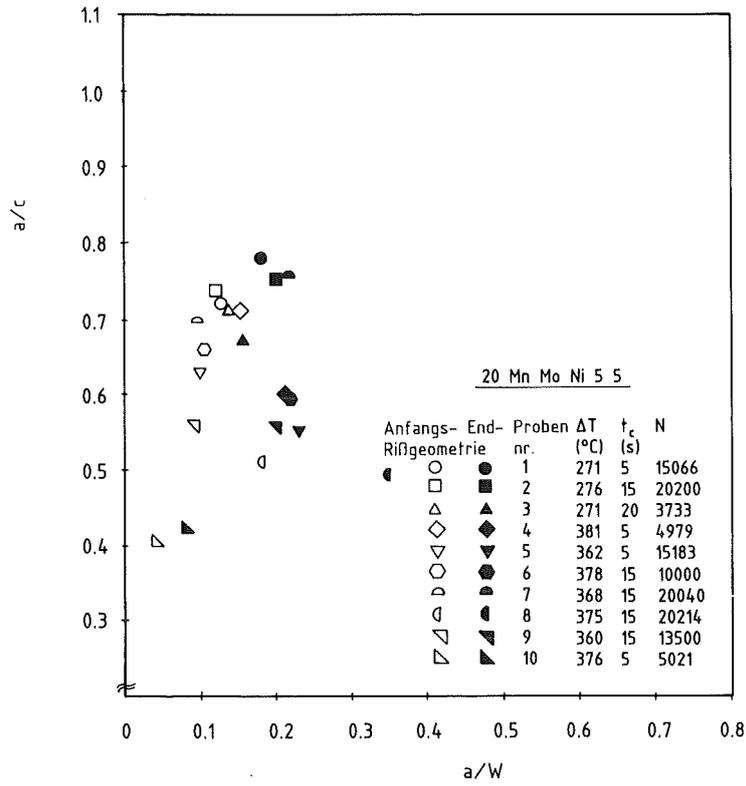


Abb. 97 : Theoretische Rißgeometrieänderung des austenitischen Stahls unter zyklischer thermischer Belastung bei a) $t = 20\text{ s}$ und b) $t = 5\text{ s}$ Kühldauer

a)



b)

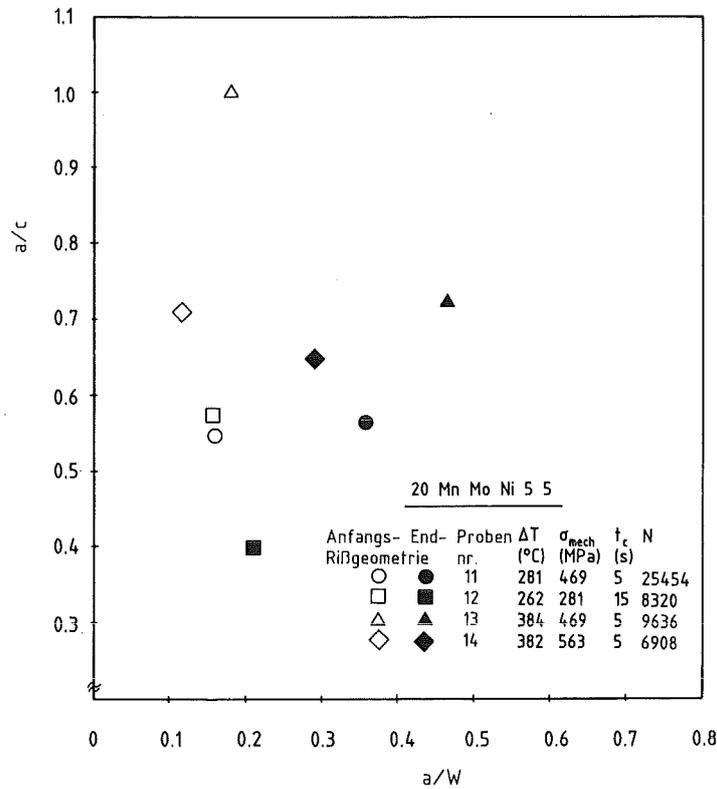
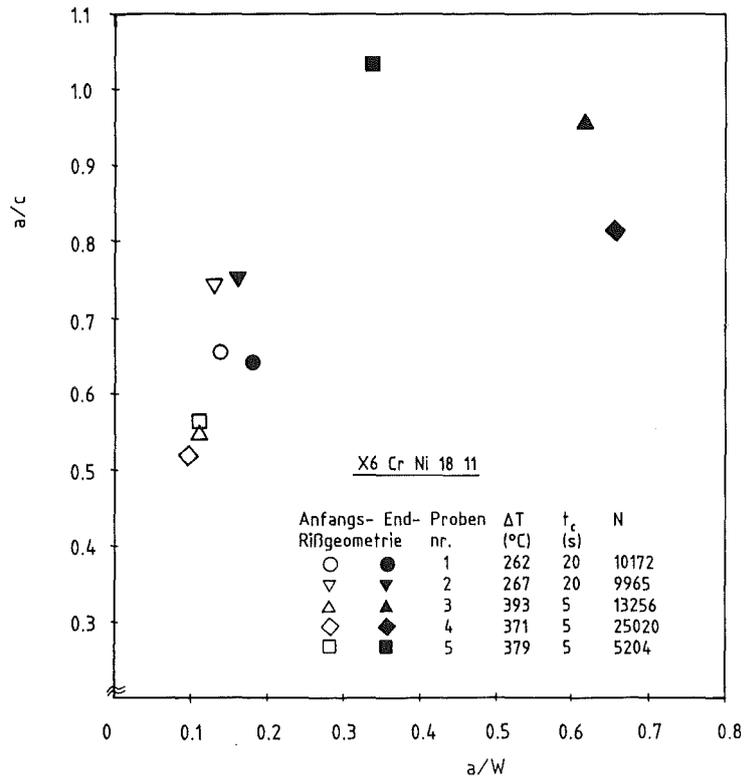


Abb. 98 : Beobachtete Rißgeometrieänderungen am ferritischen Stahl unter a) thermozyklischer und b) thermomechanischer Beanspruchung

a)



b)

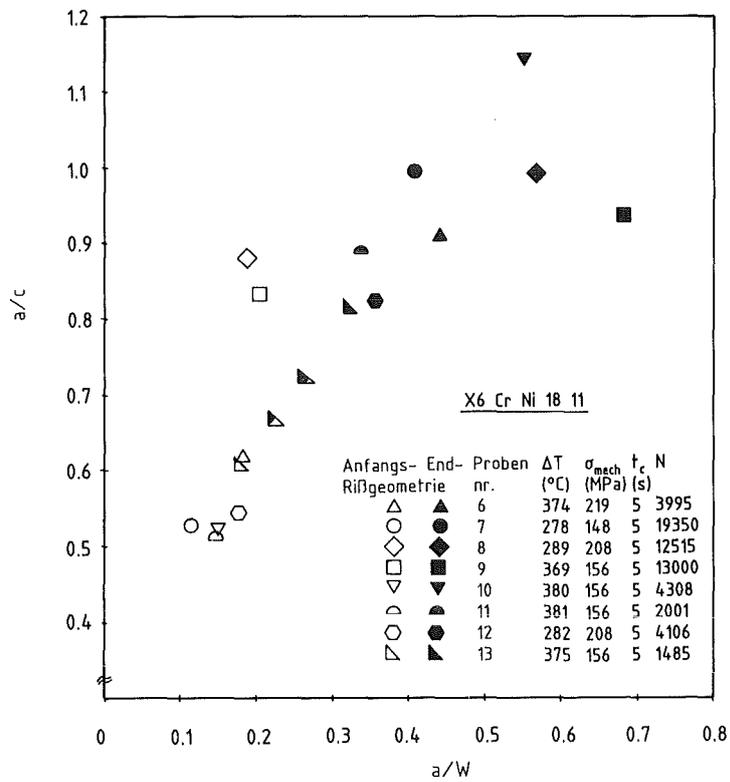


Abb. 99 : Beobachtete Rißgeometrieänderungen am austenitischen Stahl unter a) thermozyklischer und b) thermomechanischer Beanspruchung

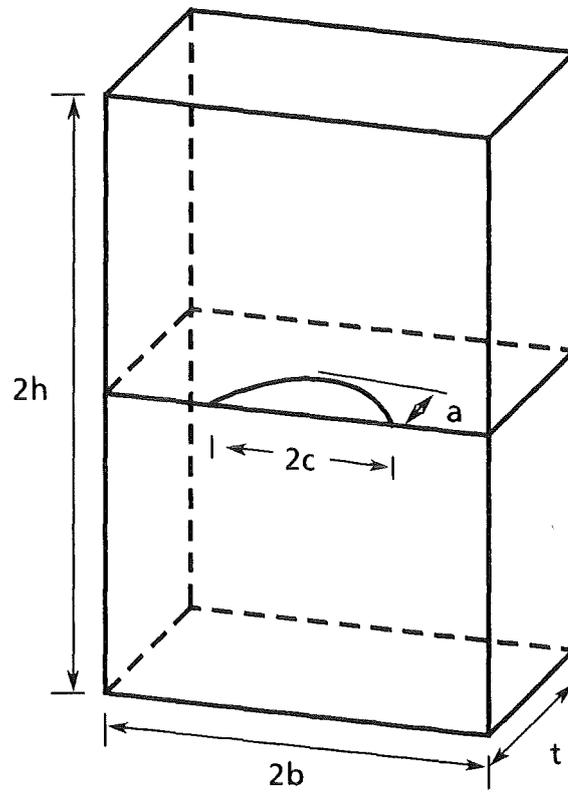


Abb. 100 : Bezeichnungsweise am halb elliptischen Oberflächenriß in einer endlichen Platte