

ORTSAUFGELOSTE ERKENNUNG VON ERMÜDUNGSSCHÄDEN AN SCHWEISSNÄHTEN MIT HILFE AKTIVER INFRAROT-THERMOGRAFIE

Dipl.-Ing. Robin Plum, Prof. Dr.-Ing. Thomas Ummenhofer - Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine, Abteilung Stahl- und Leichtmetallbau, D-76128 Karlsruhe, robin.plum@kit.edu, ummenhofer@kit.edu

ABSTRACT

The paper presents two thermographical approaches for the detection of fatigue damages in welded joints of mild carbon steel S355. First, a recently developed extension of the thermoelastic stress analysis is utilised for early crack detection on butt welds. At low frequency fatigue loading the method separates the linear and nonlinear temperature response related to the harmonic loading. Significant changes during the test reveal the progressive fatigue damage evolution. On the tested components localised damage processes could be observed as early as 10 to 30 % of the total fatigue lifetime. The method is especially suited for laboratory testing since a defined and damage relevant loading is necessary. As a second approach the ultrasound excited thermography is applied using a high intensity ultrasonic transducer working at 20 kHz. Induced elastic waves lead to oscillations of the tested component. Dry friction at the crack faces provides a localised heat generation which allows for crack detection. It was found that the crack can be detected after 35 % of the fatigue lifetime. Although the crack detection on metal components is strongly dependent on the ultrasonic frequency a high potential for a future mobile application can be awarded to this method.

Keywords: *Fatigue cracks, Thermography, Low carbon steel, Butt welds*

1 EINLEITUNG

Bei der Beurteilung von ermüdungsbeanspruchten Stahlstrukturen kommt der Erfassung des vorhandenen Schädigungszustands eine maßgebliche Rolle zu. Derzeit wird der Schädigungsgrad meist auf Basis rechnerischer Verfahren abgeschätzt. Dabei treten häufig große Diskrepanzen zwischen rechnerisch ermitteltem und tatsächlichem Schädigungsgrad auf. Ursache sind Unsicherheiten bezüglich der genauen Belastungshistorie, der lokalen Tragwerksbeanspruchung und des Ermüdungsverhaltens der maßgeblichen Kerbdetails. Bei wechselnd beanspruchten Stahlkonstruktionen werden oftmals die Schweißnähte für die Lebensdauer des Bauwerks bestimmend. Neben geometrisch bedingten Spannungskonzentrationen im Schweißnahtübergangsbereich tragen komplexe Eigenspannungsfelder, Schweißfehler und werkstoffliche Inhomogenität dazu bei, dass sich die Schädigungsakkumulation bevorzugt und stark lokalisiert im Nahtbereich abspielt. Bisher existiert kein praxistaugliches Prüfverfahren, das es erlaubt, den lokalen Schädigungsgrad vor dem Auftreten eines makroskopischen Anrisses messtechnisch zu erfassen. Ziel aktueller und künftiger Forschung ist also die quantitative Bestimmung des inhärenten Schädigungszustands ermüdungsbeanspruchter Stahlbauteile.

2 MIKROSTRUKTURELLE ERMÜDUNGSSCHÄDIGUNG DES NIEDRIGLEGIERTEN BAUSTAHL S355J2G3

Um zunächst die sich auf mikrostruktureller Ebene abspielenden Ermüdungsvorgänge charakterisieren zu können, wurde ein komplexer Versuchsstand entwickelt, der es ermöglicht, sequenziell Infrarotaufnahmen während harmonischer Ermüdungsbelastung und mikroskopische Aufnahmen von Kleinprobekörpern unter statischer Last durchzuführen. Der Versuchsaufbau, bestehend aus einer servohydraulischen Prüfmaschine, einem Langreichweitenmikroskop, einer Infrarotkamera und einem hochpräzisen 3-Achs-Positioniersystem ist in Bild 1 dargestellt.



Bild 1: Versuchsaufbau und Probekörpertypen

Der Ermüdungsnachweis der kritischen Detailpunkte fordert im Allgemeinen, dass die maximal auftretenden Kerbspannungen unter wechselnder Last wesentlich kleiner als die statische Streckgrenze bleiben. Erst wenn die zyklische Streckgrenze des Stahls überschritten wird, setzt die Schadensakkumulation im Kerbgrund ein. Die Ausbildung und Wanderung von Versetzungen innerhalb einzelner Körner begründet irreversible, mikroplastische Verformungen, die sich unter dem Mikroskop als persistente Gleitbänder an Kornoberflächen zeigen. Um den Schädigungsvorgang im High-Cycle-Fatigue-Bereich genauer zu charakterisieren, wurden mikroskopische Untersuchungen an ungekerbten, mechanisch polierten Probekörpern aus Stahl S355J2G3 durchgeführt. Sämtliche relevanten Werkstoffkennwerte sind in Tabelle 1 gegeben. Die Probekörper wurden vor Versuchsbeginn mechanisch und chemisch poliert und die Kornstruktur durch leichtes Ätzen mit Nital-Lösung hervorgehoben. Bild 2 zeigt schematisch den Probekörper und die mikrostrukturellen Veränderungen der Stahloberfläche während des einstufigen Ermüdungsversuchs. Die Spannungsamplitude am untersuchten Probenrand beträgt ca. 80 % der unteren statischen Streckgrenze. Die Anzahl der ferritischen Körner, die Gleitbänder aufweisen, nimmt mit zunehmendem Beanspruchungsniveau, d.h. mit abnehmenden Bruchlastspielzahlen stark zu. In einigen Fällen konnte die Rissinitiierung mikroskopisch beobachtet werden, welche stets von Bereichen hoher Gleitbandkonzentration ausging. Die Ergebnisse bestätigen, dass für polierte, ungekerbte Probekörper im HCF-Bereich ca. 80 bis 90 % der Gesamtlebensdauer auf die Phase der Rissinitiierung entfallen.

Tabelle 1 - Zusammenstellung der wesentlichen Werkstoffparameter

ρ [kg/m ³]	C_e [J/(kg·K)]	k [W/(m·K)]	α [1/K]	$\partial E/\partial T$ [MPa/K]	$\partial \nu/\partial T$ [1/K]
7830	429	42	$8,8 \cdot 10^{-6}$	-76,6	≈ 0
$\sigma_{y,u}$ [MPa]	$\sigma_{y,o}$ [MPa]	σ_u [MPa]	σ_0 [MPa]	E [MPa]	ν []
352	464	546	≈ 210	214300	0,275
ρ = Dichte C_e = Wärmekapazität (konst. Dehnung) $\sigma_{y,u}$ = untere Streckgrenze $\sigma_{y,o}$ = obere Streckgrenze		σ_u = Zugfestigkeit α = lin. Wärmeausdehnungskoeffizient k = Wärmeleitfähigkeit $\sigma_{y,0}$ = zyklische Streckgrenze für $R = -1$		T = Temperatur E = Elastizitätsmodul ν = Querkontraktionszahl	

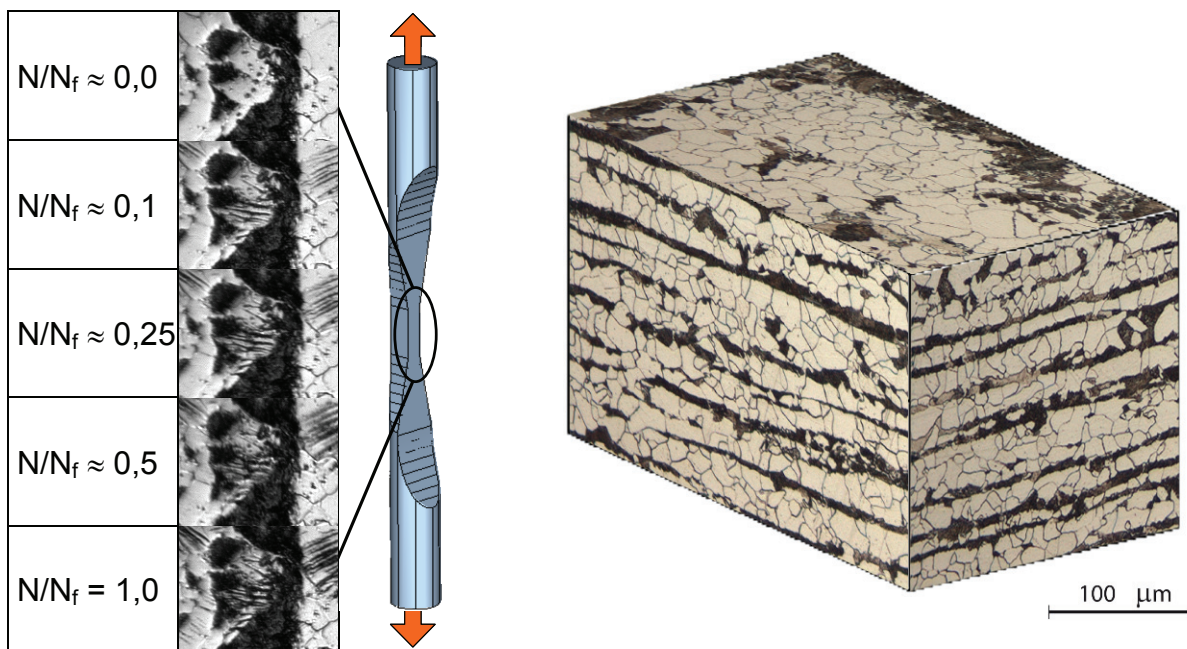


Bild 2 - Links: Probekörper und beispielhafte Gleitbandentwicklung in Abhängigkeit des Schädigungsgrads N/N_f ; Rechts: Kornstruktur des verwendeten Stahls S355J2G3

3 THERMOMECHANISCHE KOPPLUNG

Es ist bekannt, dass zyklisch plastische Dehnungen in metallischen Werkstoffen im makroskopischen Sinne zur Akkumulation der Ermüdungsschädigung beitragen. Die durch mikroskopische Aufnahmen begleiteten Ermüdungsversuche haben die Aussagen von [1] bestätigt. Demnach trifft die Vorstellung, dass eine plastische Dehnung unweigerlich werkstoffliche Schädigung nach sich zieht auch im mikroskopischen Maßstab zu.

Über das thermoelastische und dissipative thermoplastische Werkstoffverhalten ist die Temperaturentwicklung eines Bauteils unter ermüdungsrelevanter Beanspruchung eng mit den lokalen Schädigungsprozessen verbunden. Die Theorie der linearen thermomechanischen Kopplung in Festkörpern besagt im Wesentlichen, dass sich bei rein

linear-elastischem Materialverhalten während einer mechanischen Beanspruchung eine thermoelastische Temperaturänderung ergibt, die proportional zur lokalen Volumenänderung ist. Innerhalb eines vollständigen Be- und Entlastungszyklus ist die Bilanz des Wärmeeintrags ausgeglichen, so dass es insgesamt zu keiner Änderung der mittleren Temperatur kommt. Erst wenn plastische Dehnungen auftreten, kommt es zu einer langfristigen Temperaturzunahme. Hierbei überlagern sich zwei Mechanismen. Bei volumetrischer Kompression des Bauteils führt der thermoelastische Effekt zu einer positiven Wärmeenergieerzeugung, bei Dilatation zu einer negativen. Der Anteil der aufgebrauchten plastischen mechanischen Arbeit wird zum größten Teil - typischerweise 80 bis 90 % - in Wärmeenergie umgesetzt. Hierbei spielt es keine Rolle, ob Kompression oder Dilatation vorliegt. Nur ein kleiner Teil der plastischen Arbeit wird in Form von irreversiblen strukturellen Veränderungen im Werkstoff gespeichert [2].

Nach [3] lässt sich das Temperaturverhalten eines elastisch-plastisch deformierbaren Festkörpers unter mechanischer Beanspruchung mit Hilfe der Wärmediffusionsgleichung (1) beschreiben. Bei Fehlen zusätzlicher externer Wärmequellen lautet die Grundgleichung:

$$\rho C_\epsilon \frac{dT}{dt} - \frac{\partial}{\partial x_j} k \left(\frac{\partial T}{\partial x_j} \right) = T \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial T} \frac{d\epsilon_{ij}^e}{dt} + \sigma_{ij} \left(\frac{d\epsilon_{ij}^p}{dt} - a \frac{d\epsilon_{ij}^p}{dt} \right) \quad (1)$$

In Gleichung (1) bezeichnet ρ die Dichte, C_ϵ die Wärmekapazität bei konstanter Dehnung, T die Temperatur, k den Tensor der Wärmeleitfähigkeit, σ_{ij} den symmetrischen Cauchy-Spannungstensor, ϵ_{ij}^e den elastischen (reversiblen) Anteil des Dehnungstensors und ϵ_{ij}^p den plastischen (irreversiblen) Anteil des Dehnungstensors. Der dimensionslose Koeffizient a gibt den Anteil der inneren Dissipation an, der für irreversible Änderungen des Werkstoffzustands „verbraucht“ wird.

Für den Fall, dass sich keine Wärmeleitung einstellt und keine plastischen Dehnungen auftreten, kann Gl. (1) stark vereinfacht werden. Ergebnis ist die klassische Gleichung des linearen thermoelastischen Effekts, die den Zusammenhang zwischen mechanischer Beanspruchung und der Temperatur eines Festkörpers herstellt. Die Temperaturänderung ΔT ist im adiabaten Zustand proportional zu einer Änderung der Hauptspannungssumme $\Delta \sigma_1$.

$$\Delta T = -\frac{\alpha}{\rho C_p} T_0 \cdot \Delta \sigma_1 \quad (2)$$

In Gleichung (2) bezeichnet α den linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten, C_p die Wärmekapazität bei konstanter Spannung und σ_1 repräsentiert die erste Invariante des Spannungstensors mit $\sigma_1 = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}$.

Gl. (2) stellt die Grundlage der thermoelastischen Spannungsanalyse dar, indem durch Messung einer Temperaturänderung, z. B. unter wechselnder Beanspruchung, auf die Summe der Hauptdehnungen bzw. der Hauptspannungen geschlossen wird. Es gilt zu beachten, dass bei Bauteilen mit komplexer Geometrie in der Regel kein adiabater Zustand vorliegt und die Wärmediffusion einsetzt, sobald räumliche Temperaturgradienten auftreten.

FE-Simulationen der Probekörper unter harmonischer Beanspruchung haben gezeigt, dass nur im Fall von elastisch-plastischen Dehnungen eine zusätzliche charakteristische Temperaturvariation mit doppelter Lastfrequenz auftritt [4]. Die Erkennung, Quantifizierung und örtliche Auflösung kleinster Abweichungen vom linearen thermoelastischen Effekt ist im Rahmen der Arbeit von Medgenberg [5] gelungen und zeigt somit einen Weg auf, um Ort und Größe zyklischer Plastizierungen, das heißt zunehmender Schädigung, festzustellen. Im Folgenden wird daher eine linear-elastische Temperaturamplitude T_{lin} und eine nichtlineare Temperaturamplitude T_{nlin} definiert.

4 DATENAUSWERTUNG

Die Temperaturamplitude bei doppelter Lastfrequenz (zweite Harmonische) liegt in der Größenordnung weniger mK und damit innerhalb des Detektorrauschens des verwendeten Kamertyps [4]. Um derart kleine Nichtlinearitäten im Temperatur-Zeit-Verlauf messtechnisch zu erfassen, wurde eine mehrstufige Datenauswertung entwickelt. Die Routine ist in Bild 3 schematisiert dargestellt. Im Wesentlichen erfolgt im Rahmen der Datenvorbereitung die im Infrarot-Bereich bekannte 2-Punkt-Ungleichförmigkeitskorrektur sowie die Rückrechnung der Intensitätswerte auf Temperaturwerte. Der anschließende Bewegungsausgleich hat sich als äußerst wichtig erwiesen. In Folge der wechselnden Prüflast erfahren die untersuchten Kleinproben Dehnungen und Verschiebungen in Längsrichtung, die die Infrarotaufnahmen stark verwischen. Zur Kompensation der Bildverschiebungen wurde unter Voraussetzung einer reinen Starrkörperbewegung für jedes Bild der zweidimensionale Verschiebungsvektor gegenüber einem bei Stillstand der Prüfmaschine aufgenommenen Bildausschnitt ermittelt. Der Algorithmus basiert auf der normalisierten Kreuzkorrelation und erreicht durch einen zusätzlichen Interpolationsansatz eine Ausgleichsgenauigkeit von ca. 1/10 Pixel. Da nur ein kleiner Ausschnitt der Probe betrachtet wird, führt bereits der Ausgleich der Starrkörperverschiebung zu einer erheblichen Verbesserung der Aufnahme. Das Detektorrauschen wird zunächst durch ein 2D Mittelwertfilter innerhalb der Einzelbilder reduziert. Das Signal-Rausch-Verhältnis kann weiter verbessert werden, indem phasengleiche Bilder der Sequenz gemittelt werden.

Im Anschluss an die Datenvorbereitung erfolgt die pixelweise Analyse der Temperatur-Zeit-Verläufe. Anhand eines Punktes der Probe, der sich rein elastisch verhält, wird das lineare Referenzsignal definiert. Ermittelt wird nun der Phasenversatz zwischen Referenzsignal und jedem Pixelsignal. Das um den zeitlichen Versatz verschobene und auf die Amplitude 1,0 normierte Referenzsignal kann nun mit Hilfe einer Regressionsanalyse auf das jeweilige Pixelsignal skaliert werden. Der Regressionskoeffizient entspricht der linear-elastischen Temperaturamplitude T_{lin} . Die Differenz zwischen Pixelsignal und skaliertem Referenzsignal beinhaltet die Nichtlinearitäten. Der Anteil der zweiten Harmonischen wird mit Hilfe einer diskreten Fourier-Transformation oder durch eine sinusförmige Fit-Funktion mit doppelter Lastfrequenz ermittelt. Die gewonnene Amplitude entspricht T_{nlin} . Die Vorgehensweise ist detailliert in [5] beschrieben.

Um die Aussagekraft der vorgestellten thermografischen Methode einschätzen zu können und die Wechselwirkung zwischen Werkstoffverhalten und Temperaturentwicklung zu analysieren, wurden zunächst zylindrische Probekörper auf verschiedenen Lastniveaus ($R = -1$) zyklisch beansprucht. Als Vorbereitung für die thermografischen Untersuchungen wurden die metallisch blank polierten Proben mit Hilfe eines Graphitsprays (Emissivität $\approx 0,87$) gleichmäßig beschichtet. Im Laufe der

Ermüdungsversuche wurden mit Hilfe der Infrarotkamera in regelmäßigen Abständen kurze Sequenzen des beanspruchten Probekörpers aufgenommen. Im Bereich des Nennquerschnitts der ungekerbten Proben wurde die Dehnungsentwicklung im Laufe des Versuchs mit DMS gemessen.

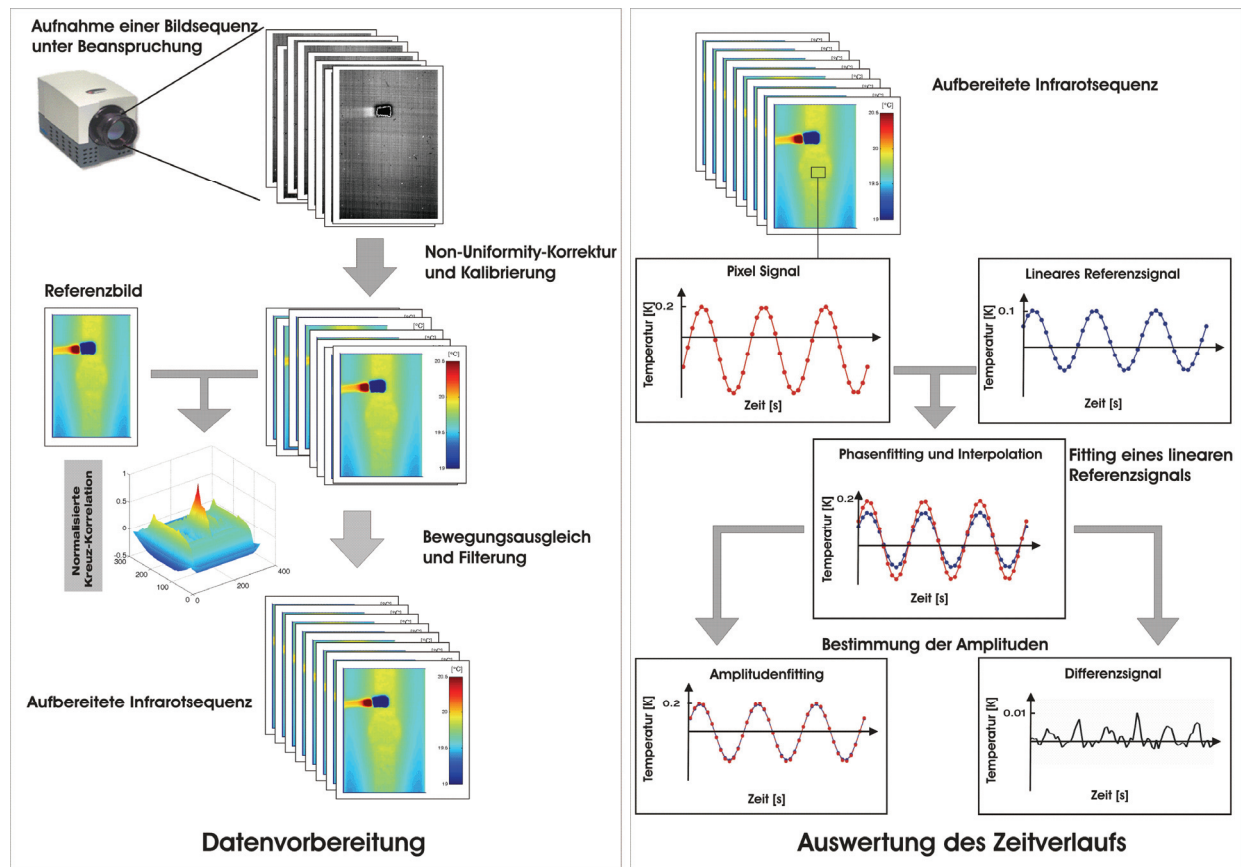


Bild 3 - Schema der Auswertemethodik: Datenvorbereitung und Analyse des Temperatur-Zeit-Verlaufs

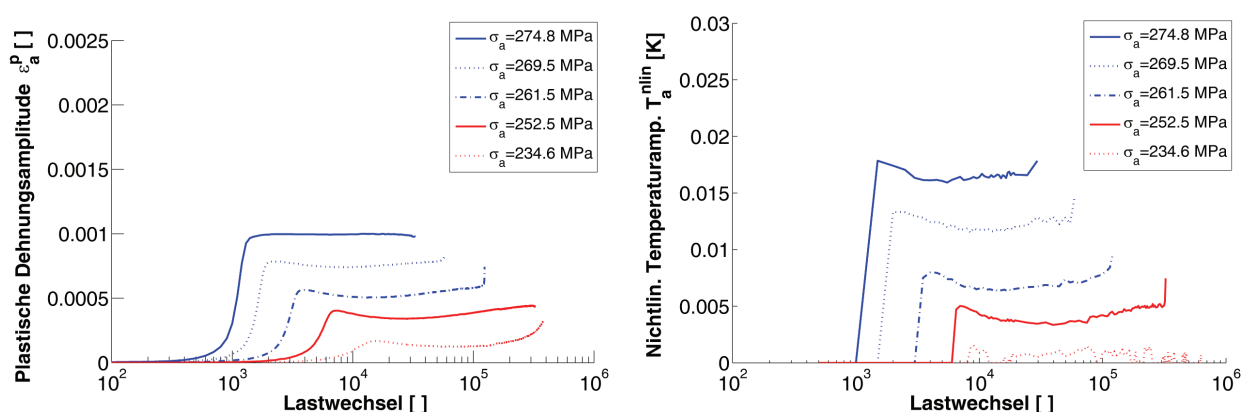


Bild 4 - Entwicklung der plastischen Dehnungsamplitude (links) und der nichtlinearen Temperaturamplitude (rechts) bei verschiedenen Spannungsamplituden

Bild 4 (links) zeigt die Entwicklung der plastischen Dehnungsamplituden. Deutlich erkennbar wird das für unlegierte Kohlenstoffstähle typische Entfestigungsverhalten. Zu Beginn des Ermüdungsversuchs verhält sich der Werkstoff zunächst linear-elastisch. Ab einer kritischen Lastwechselzahl finden im Probekörper zunehmend plastische

Verformungen statt, die sich sukzessive ausbreiten. Damit verbunden, steigen die Dehnungsamplituden des Probekörpers stark an. Nach Abschluss der Entfestigungsphase stabilisieren sich die plastischen Dehnungen und bleiben bis zur Rissinitiierung quasi konstant. Zum Teil zeigt sich eine geringfügige Verfestigung des Werkstoffs. Die thermografischen Aufnahmen belegen eindeutig, dass erst beim Einsetzen der Entfestigungsphase ein signifikanter (langfristiger) Temperaturanstieg des Probekörpers zu verzeichnen ist.

Bild 4 (rechts) zeigt die zugehörige Entwicklung der mittleren nichtlinearen Temperaturamplitude im Bereich des Nennquerschnitts. Mit Beginn der Entfestigungsphase treten im Temperatur-Zeit-Verlauf deutliche Nichtlinearitäten auf. Die Höhe der nichtlinearen Temperaturamplituden korreliert mit der Höhe der auftretenden plastischen Dehnungsamplituden. Verfestigungsvorgänge äußern sich entsprechend in einer Verringerung der nichtlinearen Temperaturamplituden. Insgesamt kann festgestellt werden, dass die Nichtlinearitäten im Temperatur-Zeit-Verlauf in ihrer Entwicklung und Größe direkt mit den gemessenen plastischen Dehnungsamplituden korrespondieren.

5 ABHÄNGIGKEIT DES ELASTISCHEN UND ZYKLISCH-PLASTISCHEN VERHALTENS VOM ERMÜDUNGSZUSTAND GEKERBTER PROBEKÖRPER

Das Ermüdungsverhalten von Bauteilen wird maßgeblich von geometrischen und werkstofflichen Kerben bestimmt, die eine starke Lokalisierung des Schädigungsvorgangs bedingen. Es wurde daher weiterhin ein Kerbprobekörper untersucht, bei dem der Ermüdungsprozess auf den Kerbgrund konzentriert und begrenzt ist. Die eingebrachte geometrische Kerbe führt zu einer Spannungsüberhöhung im Kerbgrund um etwa Faktor 1,36 gegenüber dem ungestörten Querschnitt. Die Ermüdungsversuche wurden mit einer Prüffrequenz von 15 Hz und konstantem Spannungsverhältnis $R = -1$ durchgeführt. Begleitende FE-Analysen ergaben, dass die im Kerbgrund auftretenden maximalen Dehnungen etwa 85 % der statischen, elastischen Grenzdehnung betragen.

Thermografisch konnten mit der beschriebenen Auswertungsmethode bei allen Probekörpern bereits nach ca. 5 % der relativen Lebensdauer nichtlineare Temperatursignale nachgewiesen werden, die ausschließlich auf den Kerbgrund beschränkt bleiben. Bild 5 stellt die Verteilungen von T_{lin} und T_{nlin} bei unterschiedlichen Schädigungsgraden dar. Die Amplitudenwerte im Bereich eines Mikroskop-Fensters (links von der Kerbe) wurden zu Null gesetzt, da hier kein Graphitspray appliziert wurde. Die elastischen Temperaturamplituden spiegeln zu Beginn des Versuchs eindeutig die Spannungskonzentration im Kerbgrund und den quasi spannungsfreien Kerbrand wieder. Bereits nach kurzer Versuchsdauer lassen sich im Kerbgrund nichtlineare Temperaturamplituden erkennen, deren Ursache in den zyklisch plastischen Dehnungen gesehen wird. Erst bei einer relativen Lebensdauer von rund 85 % bricht das thermoelastische Signal mittig im Kerbgrund ein, während gleichzeitig die nichtlineare Temperaturamplitude rapide ansteigt. Während des Makrorisswachstums kann die Spannungsumlagerung hin zu den äußeren Rändern des Kerbbereichs klar anhand der Verteilung von T_{lin} nachvollzogen werden. Mit der Rissinitiierung kommt es auf Grund der stark lokalisierten plastischen Verformungen an der Risspitze bzw. durch Rissöffnen und -schließen [6] zu einem sprunghaften Anstieg der nichtlinearen Temperaturamplitude. Dadurch können in den ausgewerteten Messungen bereits Risse mit einer Länge von weniger als 0,1 mm detektiert werden.

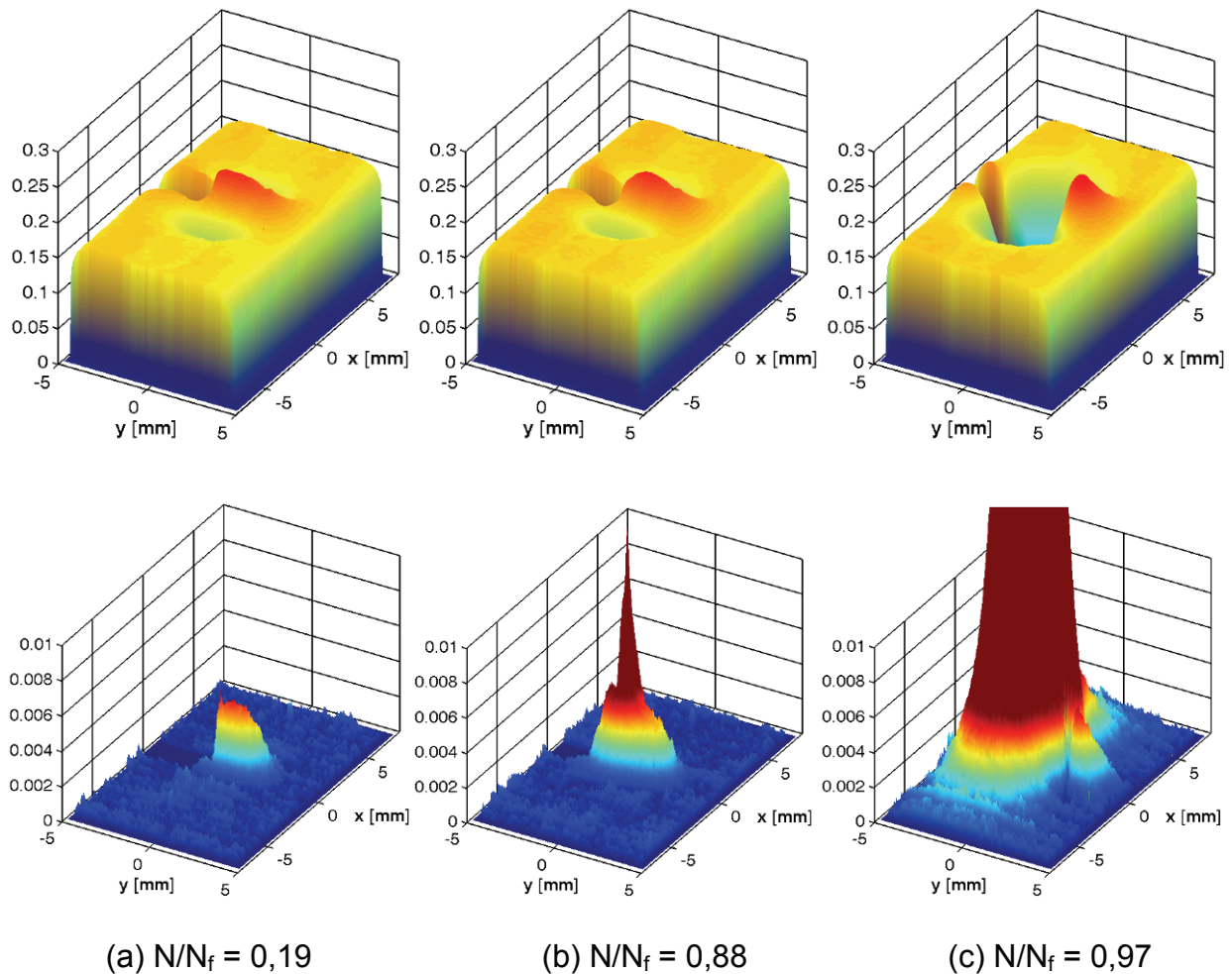


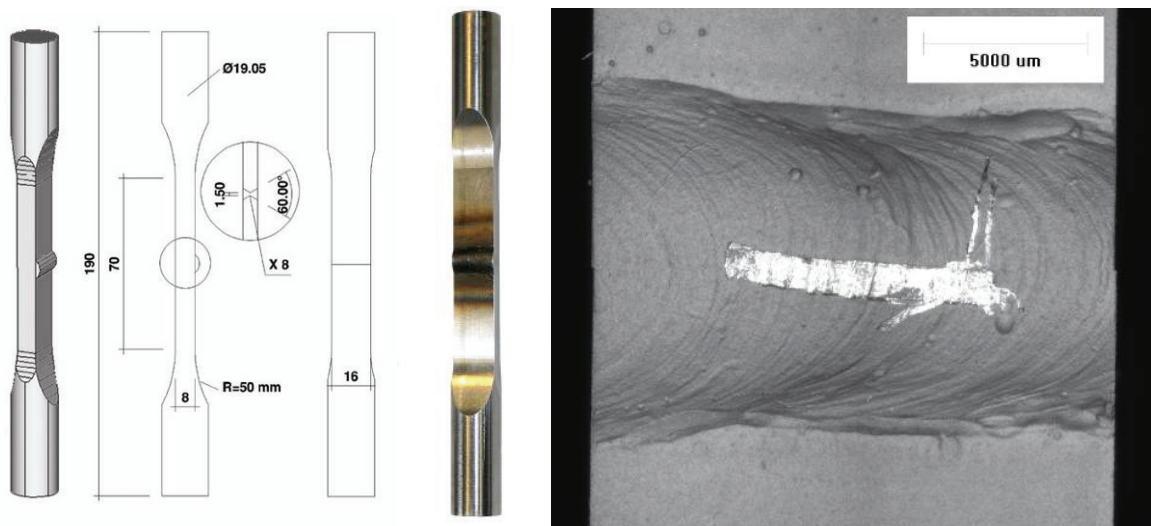
Bild 5 - Entwicklung der linear-elastischen (oben) und nichtlinearen Temperaturamplituden (unten) bei verschiedenen Schädigungsgraden [K]

6 ABHÄNGIGKEIT DES ELASTISCHEN UND ZYKLISCH-PLASTISCHEN VERHALTENS VOM ERMÜDUNGSZUSTAND GESCHWEIßTER PROBEKÖRPER

Da in Stahlbaukonstruktionen vor allem Schweißverbindungen in Hinblick auf die Ermüdung kritische Details darstellen, wurden geschweißte Proben untersucht. Die Herstellung der Probekörper erfolgte, indem zunächst eine Probe mittig durchtrennt und eine symmetrische Fasung der Schnittkanten als Vorbereitung der stumpf zu stoßenden Probenhälften durchgeführt wird. Die beiden Teile der Probe werden in ihrer Lage gesichert und manuell per Lichtbogenschweißverfahren mit einer Doppel-V-Naht symmetrisch zusammengefügt. Um eine möglichst gleichmäßige Schweißnaht zu gewährleisten, werden temporäre An- und Auslaufbleche verwendet. Als letzter Schritt wird die Schweißnahtwulst auf einer Seite der Probe bis auf das Niveau des Nennquerschnitts gefräst. Die Rückseite der Probe ist somit vollkommen eben und frei von geometrischen Spannungskonzentrationen. Auf diese Weise wird die maßgebliche Ermüdungsschädigung auf der mit der Infrarotkamera beobachteten Seite mit Wulst provoziert. Bild 6 zeigt eine Schweißprobe im Ausgangszustand sowie eine Makroaufnahme des Schweißnahtbereichs, nachdem die Graphitbeschichtung aufgebracht wurde. Nach dem Entfernen eines vorher applizierten Aufklebers bleibt ein schmaler metallisch blanker Streifen mittig auf der Schweißnaht zurück. Er dient als kontrastreiche Markierung zum Bewegungsausgleich der Infrarotaufnahmen.

Die geschweißten Probekörper wurden mit unterschiedlichen Lasthorizonten bei $R = -1$ kraft geregelt bis zum völligen Durchriss beansprucht. Die Nennspannungsamplitude wurde zwischen 130 und 150 N/mm² variiert. Dabei ergaben sich Bruchlastspielzahlen im Bereich von 150.000 bis 1,5 Mio. Der Schweißnahtübergang stellt eine geometrische Spannungskonzentration dar. Gleichzeitig ist die Duktilität aufgrund der beim Schweißprozess eingetragenen Wärme im Fügebereich von Grundwerkstoff und Schweißgut herabgesetzt. Das Versagen der 15 geprüften Probekörper ging bis auf eine Ausnahme tatsächlich vom Übergangsbereich aus, wobei die Streuung der Bruchlastspielzahlen wesentlich größer als bei polierten Kerbprobekörpern ist.

Nach jeweils 15.000 Lastspielen wurde eine Infrarotsequenz des Nahtbereichs unter sinusförmiger Ermüdungslast aufgezeichnet. Die vorgestellte Datenauswertung kam in unveränderter Weise zur Anwendung. Die Bilder 7 und 8 zeigen die Verteilungen der ermittelten linearen bzw. nichtlinearen Temperaturamplituden zu unterschiedlichen Zeitpunkten mit Angabe der relativen Lebensdauer N/N_f . Zur besseren Zuordnung wird die Makroaufnahme der Schweißnaht über die Amplitudenbilder gelegt.



**Bild 6 - Links: Schweißprobekörper aus S355J2G3;
Rechts: Makroaufnahme der Schweißnaht**

Die Verteilung der elastischen Amplitude zeigt bei $N/N_f = 0,02$ zunächst inhomogen ausgebildete Spannungskonzentrationen im Nahtübergangsbereich. Da der Schweißnahtücken eine Querschnittsvergrößerung der Probe darstellt und die mechanischen Spannungen hier im Vergleich zum Nennquerschnitt kleiner sind, ist auch die elastische Temperaturamplitude verringert. In Bild 7 (b) ist ein lokal begrenzter Abfall von T_{lin} am oberen Schweißnahtübergang zu erkennen, welcher das erste Anzeichen einer Ermüdungsschädigung darstellt. Die entsprechenden Verteilungen von T_{nlin} zu Beginn des Versuchs (Bild 8 (a) und (b)) zeigen, dass die Temperaturentwicklungen noch vollkommen linear in Bezug zur Belastung verlaufen. Bei fortschreitender Beanspruchung lässt sich am oberen Nahtübergang ein weiterer abgegrenzter Einbruch der linearen Temperaturamplitude feststellen. Gleichzeitig kommt es zur Rissinitiierung am unteren Nahtübergang. Erst jetzt weisen die entsprechenden Orte auch in der Verteilung von T_{nlin} signifikant erhöhte Amplitudenwerte auf. Vergleichende Untersuchungen von Weich [7], bei denen durch das Abstufen der Ermüdungslast Rastlinien auf den Bruchflächen erzeugt wurden, bestätigen, dass die thermografisch erkannten „Hotspots“ mit den Orten der Rissinitiierung übereinstimmen. Der weitere Schädigungs-

hergang lässt sich anhand Bild 7 gut erkennen. Bei $N/N_f = 0,30$ wachsen beide Hotspots am oberen Nahtübergang zusammen. Es folgt ein Risswachstum entlang beider Nahtübergangsbereiche. Die linear-elastischen Amplituden sind an den Risspitzen erhöht und fallen zu den Flanken des Ermüdungsrisses schnell ab. Die nichtlinearen Temperaturamplituden steigen in ihrer Größe rasch auf Werte über 15 mK an, wobei sich die Ausdehnung nicht mehr nur auf die Risspitzen, wo zyklische Plastizität vermutet werden kann, beschränkt.

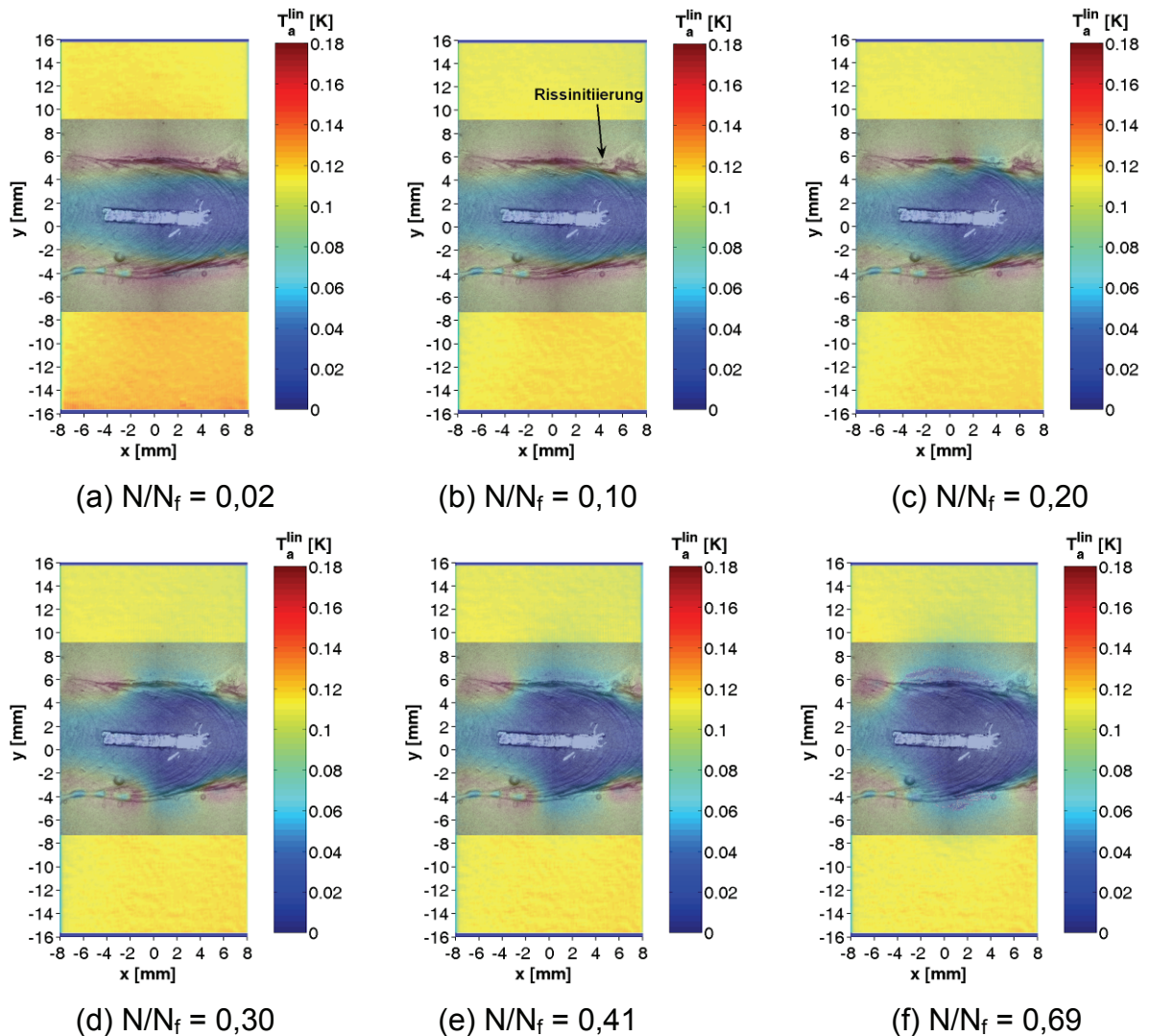


Bild 7 - Verteilung der linear-elastischen Temperaturamplituden bei verschiedenen Schädigungsgraden mit eingeblendeter Nahtoberfläche [8]

Die Probe versagt kurz nachdem sich der Anriss des oberen Nahtübergangs über die gesamte Probenbreite ausgedehnt hat. Im Vergleich zu den Ergebnissen an gekerbten Probekörpern wurde bei den untersuchten Schweißproben ein völlig anderes thermisches Verhalten während der Ermüdungsschädigung festgestellt. Stark lokalisierte Abfälle in der linearen Temperaturamplitude deuten als erstes Anzeichen auf die beginnende Rissausbreitung hin. Dabei zeigen sich keine Nichtlinearitäten im Temperaturverlauf. Signifikante Anstiege in der Verteilung von T_{nl} lassen sich erst zu einem späteren Zeitpunkt feststellen. Die Ergebnisse lassen keine direkte Schlussfolgerung zu, ob vor der Rissinitiiierung mikroplastisches Werkstoffverhalten auftritt. Im Gegensatz zur Kerbprobe scheint für die Schadensakkumulation im Fall der Schweißnahtübergänge zyklisch plastisches Werkstoffverhalten keine wesentliche Rolle zu

spielen. Vielmehr erwecken die Ergebnisse den Anschein, dass ein eher „sprödes“ Risswachstum die Lebensdauer der Probekörper bestimmt. Die weit ausgedehnten Bereiche mit extrem hohen Werten der nichtlinearen Temperaturamplitude ab $N/N_f = 0,41$ lassen sich keinesfalls durch plastisches Werkstoffverhalten erklären. Dagegen ist es sehr wahrscheinlich, dass an diesen Stellen ein völlig anderer Effekt, nämlich das Rissklappern, dominiert. Huß hat in seinen Untersuchungen festgestellt, dass das periodische Rissöffnen und -schließen zu wesentlich größeren Nichtlinearitäten im Temperaturverlauf führt, als das zyklische Plastizieren [6]. Mit der bisher eingesetzten Datenauswertungsmethodik ist es nicht möglich, zwischen den verschiedenen Ursachen des nichtlinearen Verhaltens zu unterscheiden.

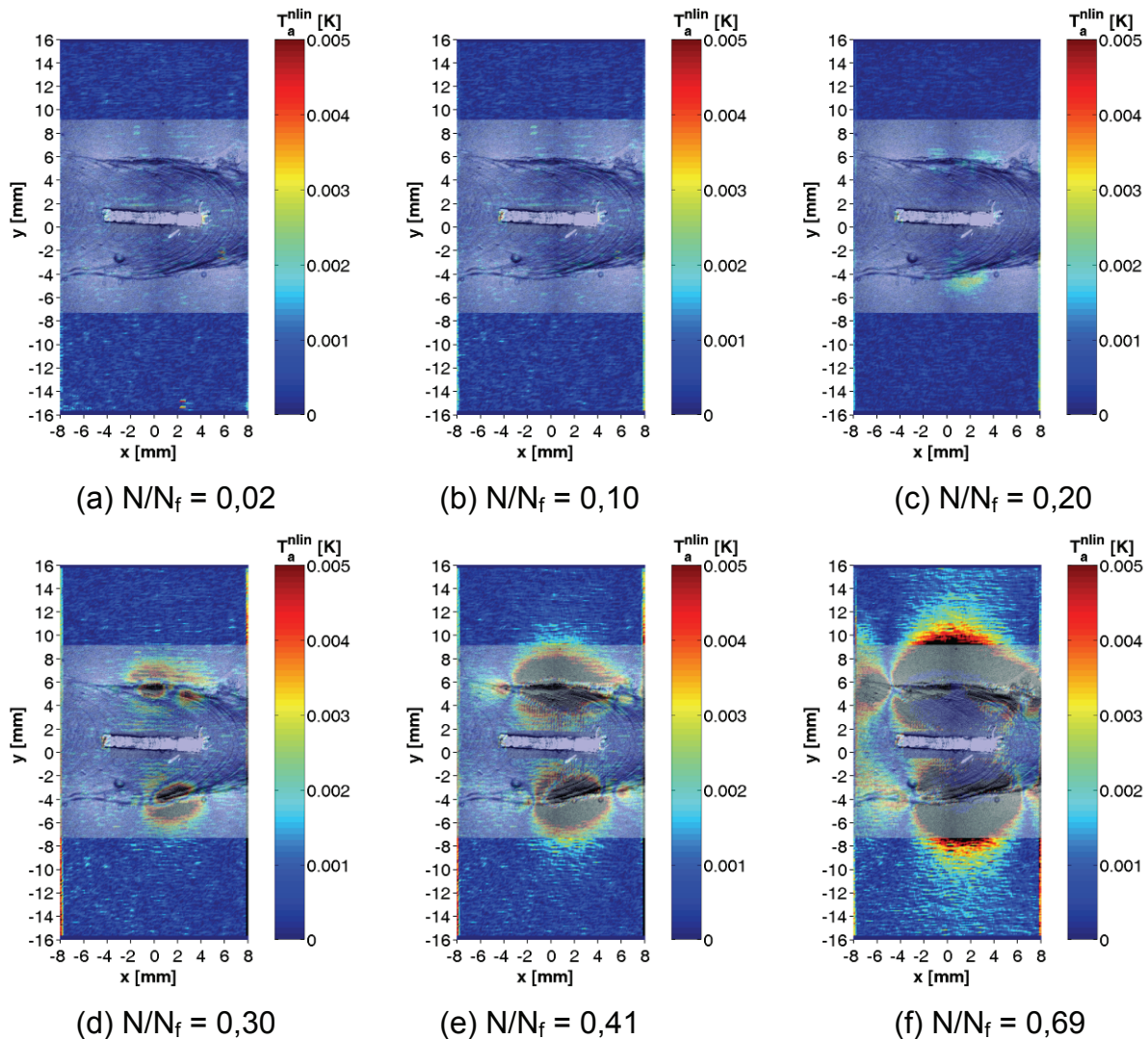


Bild 8 - Verteilung der nichtlinearen Temperaturamplituden bei verschiedenen Schädigungsgraden mit eingblendeter Nahtoberfläche [8]

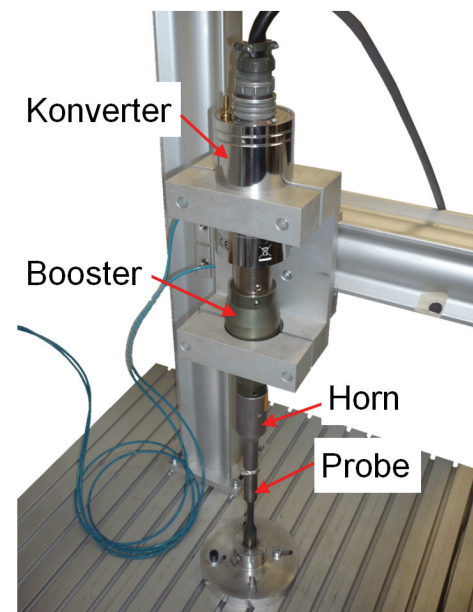
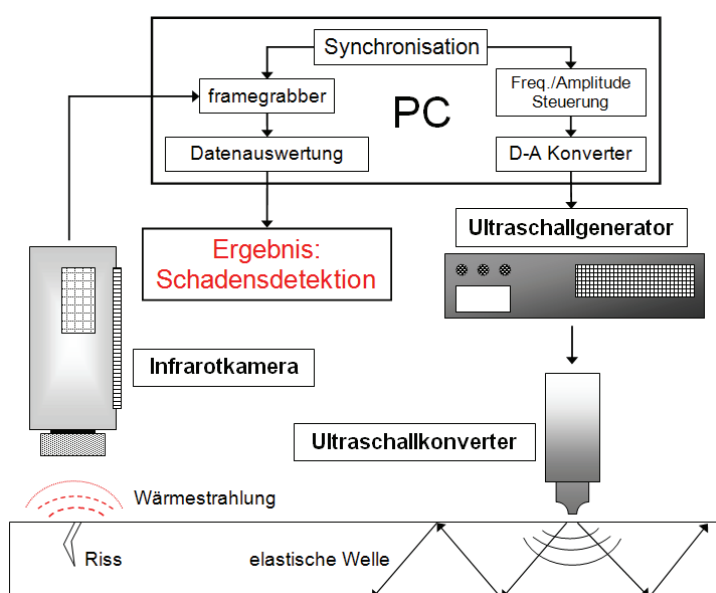
Auch die Betrachtung des Zeitpunkts der Rissinitiierung zeigt deutliche Unterschiede zu den Ergebnissen des Kerbprobekörpers. Während dieser erst spät anreißt, zeigen sich an den Schweißproben bereits nach 10 - 40 % erste Anzeichen eines Ermüdungsrisse. Etwa 60 - 90 % der Lebensdauer entfallen daher auf die Phase des Risswachstums. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Schädigungsentwicklung im Schweißnahtübergangsbereich nicht mit der von gekerbten Proben vergleichbar ist. Der Ermüdungsprozess wird nicht durch lokalisierte zyklische

Plastizität, sondern durch eine frühe Rissinitiation und eine relativ lange Rissausbreitungsphase dominiert.

7 HOCHFREQUENTE ANREGUNG IM ULTRASCHALLBEREICH

Auf Grund der in Realität oftmals im Vergleich zur Versuchsbeanspruchung deutlich geringeren Lastfrequenzen und der oft geringeren, nicht ermüdungsrelevanten Lastamplituden kann die tatsächliche Bauteilbeanspruchung wohl nur in Ausnahmefällen zur thermografischen Schädigungsermittlung genutzt werden. Aus diesem Grund wurde alternativ die mechanische Anregung im unteren Ultraschallbereich untersucht. Hierbei wird das zu prüfende Bauteil mit Hilfe eines Ultraschallgenerators und eines entsprechenden Schallwandlers im Frequenzbereich von 15 bis 25 kHz angeregt.

In Folge der induzierten elastischen Wellen kommt es - ähnlich wie unter der in deutlich niederfrequenten Bereichen auftretenden Ermüdungsbeanspruchung - zu thermoelastischen und dissipativen Vorgängen im Werkstoff. In der Regel ist es nicht möglich, derart kleine thermoelastische Signale, die entsprechend hochfrequent auftreten, mit der Infrarotkamera zeitlich aufzulösen. Stattdessen lassen sich mit Hilfe der ultraschallangeregten Thermografie dissipative Effekte an Grenzflächen mit hoher Ortsauflösung erfassen. Bild 9 (links) zeigt das Prinzip der Methode.



**Bild 9 - Links: Prinzip der ultraschallangeregten Thermografie [9];
Rechts: Pneumatische Anpressvorrichtung**

Auch wenn die Mechanismen der Wärmeentstehung im Rissbereich noch nicht in allen Details bekannt sind, wird davon ausgegangen, dass insbesondere die Rissflanken lokal aneinander reiben und Energie in Wärme umsetzen [9, 10].

Eine defektselektive Ergebnisdarstellung wird erreicht, indem z. B. nur die Temperaturänderungen dargestellt werden. Um den Riss schärfer herauszustellen und Störungen infolge inhomogen abstrahlender Oberflächen weiter zu unterdrücken, bietet es sich an, die Maximalwerte der zeitlichen Ableitung, also des Temperaturanstiegs zu berechnen und bildhaft darzustellen [9].

Generell besteht die Problematik der mechanischen Kopplung zwischen Ultraschallkonverter und Bauteil. In den meisten Fällen wird der Konverter gegen das Bauteil gepresst. Eine Verschraubung oder eine Klemmung des Schallwandlers sind ebenfalls möglich. Die Methode hat somit Potential, auch als mobile Messmethode eingesetzt zu werden. Im Rahmen der Untersuchungen an Schweißprobekörpern kam die in Bild 9 (rechts) dargestellte pneumatische Anpressvorrichtung zum Einsatz. Hierbei wird das Schwingssystem, bestehend aus Konverter, Booster und Sonotrode, auf die Stirnfläche der Schweißprobe gepresst. Zwischen Probe und Sonotrode wurde ein dünner Aluminiumstreifen (200 μm) gelegt. Da es sich bei dem verwendeten Ultraschallgenerator um ein modifiziertes Gerät handelt, bei dem der Frequenzbereich im Vergleich zum Seriengerät stark erweitert wurde, besteht die Problematik, dass der Generator während eines Frequenzdurchlaufs bei unzulässigen Regelparametern abschaltet. Es muss daher stets ein Kompromiss zwischen Ultraschalleistung und Breite des Frequenzbereichs gefunden werden. Tendenziell schränken die Bauteile Booster und Sonotrode den Frequenzbereich bei hohen Leistungen ein, da sämtliche Komponenten auf eine feste Arbeitsfrequenz von 20 kHz abgestimmt sind. Aus diesem Grund wurde für die folgenden Versuche ein eingeschränkter Frequenzbereich von 19,5 bis 20,5 kHz gewählt.

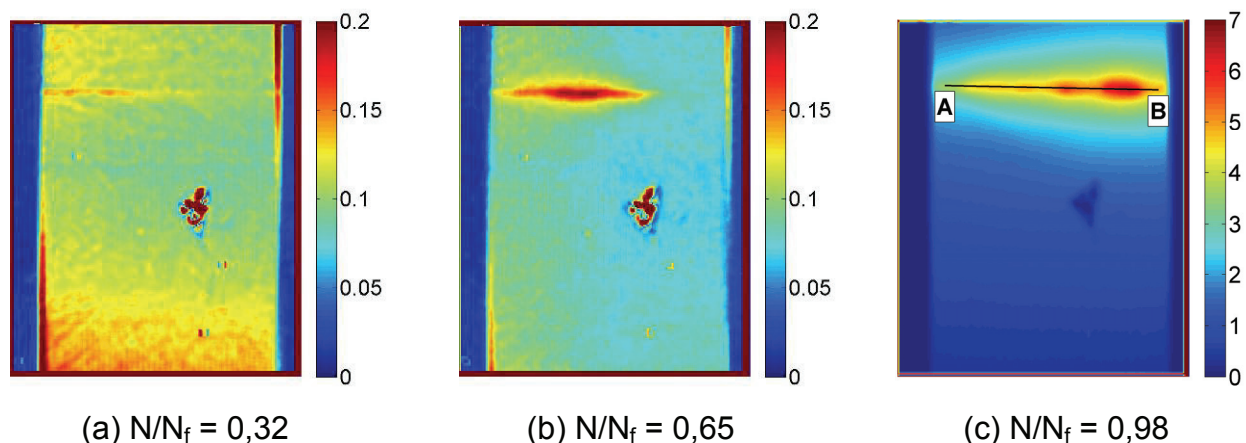


Bild 10 - Verteilung der Maximalwerte der Temperaturänderung bei verschiedenen Schädigungsgraden [K]

Die untersuchten Proben wurden wie bisher in der Prüfmaschine ermüdet und zusätzlich unter der harmonischen Last thermografisch aufgenommen. Nach jeweils 70.000 Lastspielen wurde die Probe in die Anpressvorrichtung eingesetzt, um anschließend einen Ultraschall-Frequenzdurchlauf (Frequenzsweep) innerhalb von 10 Sekunden mit einer Schrittweite von 10 Hz durchzuführen. Aus den so erstellten Infrarotaufnahmen können die Verteilungen der Maximalwerte, der maximalen Temperaturänderungen, der maximalen Werte der Zeitableitung und z. B. die Werte des Integrals unter der Temperatur-Zeit-Kurve ermittelt werden.

Es wurde festgestellt, dass anhand der Verteilungen von max. ΔT (Bild 10) und des Integralwertes ab etwa 35 % der relativen Lebensdauer die fortschreitende Rissausbreitung im oberen Schweißnahtübergang thermografisch detektiert werden kann. Der Ort der thermischen Markierung in Bild 10 korrespondiert mit den thermografischen Ergebnissen der harmonischen Prüfmaschinenbeanspruchung. Die räumliche Auflösung ist im Vergleich jedoch deutlich herabgesetzt. Wie erwartet, zeigt sich eine extrem starke Frequenzabhängigkeit der Temperaturantwort. In Bild 10 (c) ist entlang des Nahtübergangs ein Pfad A - B eingezeichnet. Bild 11 stellt den Temperaturverlauf

entlang des Pfades in Abhängigkeit der Ultraschallfrequenz dar. Es wird deutlich, dass die Frequenz und damit das lokale Schwingungsverhalten der Kleinprobe im Rissbereich erheblichen Einfluss auf die Energiedissipation hat. Anhand der Ergebnisse kann vermutet werden, dass im Fall von Anrissen nur Bauteilresonanzen zu starker Energiedissipation führen.

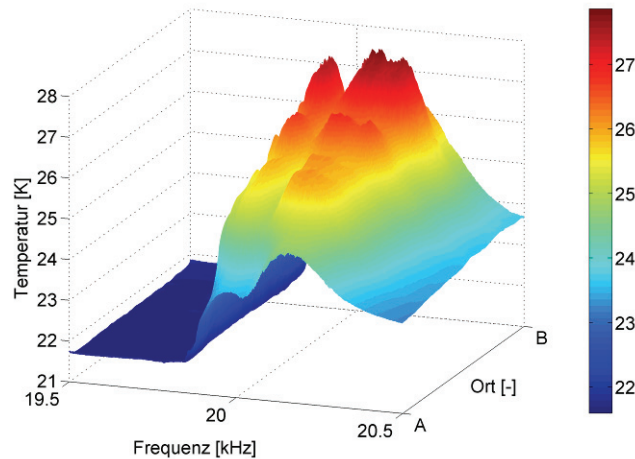


Bild 11 - Frequenzabhängiger Temperaturverlauf entlang A-B bei $N/N_f = 0,98$

ZUSAMMENFASSUNG

Die messtechnische Erfassung des inhärenten Schadens metallischer Bauteile stellt eine große Herausforderung dar. Jüngste Entwicklungen auf dem Gebiet der zerstörungsfreien Prüfung mit aktiven thermografischen Verfahren zeigen vielversprechende Ergebnisse. Es gelingt unter Laborbedingungen, kleinste Anrisse, die bereits ab 10 % der relativen Lebensdauer entstehen, thermografisch eindeutig zu lokalisieren. Hierbei werden mit Hilfe einer Infrarotkamera während des Ermüdungsversuchs aufgenommene Sequenzen der Schweißnaht analysiert. Durch eine selbst entwickelte Auswertungsroutine lässt sich die thermoelastisch bedingte und die dissipative, orts aufgelöste Temperaturantwort des Bauteils bestimmen. Die bildlichen Ergebnisse ermöglichen es, den Schädigungsprozess direkt nachzuvollziehen. Vergleichende Rissfortschrittsanalysen mit Hilfe von künstlich erzeugten Rastlinien bestätigen die thermografischen Ergebnisse. Als Alternative zur Ausnutzung der niedrigfrequenten Ermüdungsbeanspruchung kommt eine externe Ultraschallanregung zum Einsatz. Wird das Bauteil im Frequenzbereich zwischen 15 und 25 kHz angeregt, kommt es an Rissufern zu dissipativen Effekten wie Reiben und Klappern. Thermografisch lässt sich der Defektbereich nach etwa 35 % der Lebensdauer erkennen.

DANKSAGUNG

Die vorliegende Arbeit wurde im Rahmen des SFB 477 „Sicherstellung der Nutzungsfähigkeit von Bauwerken mit Hilfe innovativer Bauwerksüberwachung“ von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gefördert, bei der sich die Autoren für die Förderung bedanken.

REFERENZEN

- [1] Bily M.: Cyclic Deformation and Fatigue of Metals, Engineering Materials Science Monographs 78, Amsterdam, Elsevier Science Publishers, 1993.
- [2] Rosakis P., Rosakis A.J., Ravichandran G., Hodowany J.: A thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals, Journal of Mechanics and Physics of Solids, 2000, vol. 48, S. 581-607.
- [3] Lemaitre J., Chaboche J.L.: Mechanics of solid materials, Cambridge University Press, 1990.
- [4] Ummenhofer T., Medgenberg J.: Numerical modelling of thermoelasticity and plasticity in fatigue-loaded low carbon steels. Studies for a thermographic approach, QIRT Journal Vol. 3 – No.1/2006, S.71-92.
- [5] Medgenberg J.: Investigation of localized fatigue properties in unalloyed steels by infrared thermography. Dissertation, Technische Universität Braunschweig, Braunschweig, 2008.
- [6] Huß A.: Rißdetektion und -bewertung mit dem Verfahren der Thermoelastischen Spannungsanalyse, Fortschrittsberichte VDI, Reihe 18, No.147, Düsseldorf, VDI-Verlag, 1994.
- [7] Weich I.: Ermüdungsverhalten mechanisch nachbehandelter Schweißverbindungen in Abhängigkeit des Randschichtzustands, Dissertation, Technische Universität Braunschweig, Braunschweig, 2009.
- [8] Ummenhofer T., Medgenberg J.: On the use of infrared thermography for the analysis of fatigue damage processes in welded joints, International Journal of Fatigue 31, 2009, S. 130-137.
- [9] Plum R., Ummenhofer T.: Ultrasound excited thermography of thick-walled steel load bearing members. QIRT Journal 2009 Vol. 6 no. 1, S. 79-100.
- [10] Homma C.: Untersuchungen zu Mechanismus und technischer Umsetzung der akustischen Thermographie, Dissertation, Universität des Saarlandes, Saarbrücken, 2007.