
Experimentelle und bruchmechanische Untersuchungen zum Ermüdungsrisswachstum an der Nickelgusslegierung IN100 und dem austenitischen Edelstahl 1.4550

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte

Dissertation

von

M. Sc. Sophie Madeleine Schackert

Tag der mündlichen Prüfung: 18.04.2023

Erster Gutachter: Prof. Dr. Peter Gumbsch

Zweiter Gutachter: Prof. Dr. Michael Vormwald

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM. Hier hatte ich die Gelegenheit, alle Projektarbeiten selbstständig durchführen und dabei einen unfassbar reichen Wissensschatz aufbauen: Von der Durchführung der Versuche über metallografische und fraktografische Nachuntersuchungen, Wärmebehandlungen, Simulationen und Programmierungen bis hin zum Schreiben von Anträgen und Veröffentlichungen, Besuche von Konferenzen und Anschaffung von neuer Messausstattung. In dieser Zeit konnte ich viele Kontakte auch über die Institutsgrenzen hinaus knüpfen. Die Durchführung der Arbeiten für die vorliegende Dissertation wurde finanziell ermöglicht durch ein Projekt der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) – 392066748 und der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen (AiF) – 18842 N.

Herrn Prof. Gumbsch und Herrn Prof. Vormwald möchte ich dafür danken, dass sie ohne Zögern das Referat übernommen und mit wertvollen Diskussionen zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Lieber Herr Gumbsch, lieber Herr Vormwald, vielen Dank für das entgegengebrachte Vertrauen, die Zusprache und die fruchtbaren Diskussionen bei diversen Doktorandenseminaren! Des Weiteren möchte ich mich ausdrücklich bei Herrn Prof. Riedel bedanken. Lieber Herr Riedel, vielen Dank für Ihre wertvollen Ideen und Beiträge, vor allem zu dem besonders interessanten Mehrfachrischwachstum, und Ihre stetige Ermutigung! Hierdurch haben Sie maßgeblich zur Finalisierung dieser Arbeit beigetragen!

Meinen Kollegen aus der Gruppe Lebensdauerkonzepte und Thermomechanik möchte ich herzlich danken für ihre Unterstützung, die guten Ratschläge und interessanten Diskussionen. Insbesondere möchte ich hierbei Michael Schlesinger, Mathis Bellmer und Stefan Eckmann zusammen mit Yakiv Brontfeyn hervorheben. Lieber Michael, vielen Dank für deine fachliche Beratung sowohl im Labor als auch bei bruchmechanischen Fragestellungen und dafür, dass ich an mehreren interessanten Projekten mit Luftfahrtbezug mitwirken durfte! Lieber Mathis, vielen Dank für die Diskussionen zu metallografischen und versuchstechnischen Fragestellungen und die netten Kaffeegespräche! Lieber Stefan, lieber Yakiv, vielen Dank für die Geduld im Labor und die Hilfestellungen, wenn bei meinen komplexen Versuchen das Gerät mal wieder an die Grenzen geführt wurde! Des Weiteren haben Christoph Schweizer, der viele fachliche Ideen und Ratschläge einbrachte und Philipp von Hartrott, der mich 'pythonisierte' meinen großen Dank verdient.

Manche Kollegen wurden zu Freunden, so zum Beispiel Franziska Wenz, Valérie Friedmann, Lutz Reißig, Eva Augenstein, Heiner Oesterlin, Adrienne Muth und Hélène Pfändler. Liebe Franzi, vielen Dank für die schönen ablenkenden Unternehmungen am Wochenende, die Kochabende und die Kaffeerunden im RT! Liebe Valérie, vielen Dank für die metallografischen Beratungen und luftfahrtbezogenen Diskussionen! Lieber Lutz, vielen Dank für die fachlichen Diskussionen, Bierabende und Beratungen! Liebe Eva und lieber Heiner, vielen Dank für die entspannenden Abende, die Samosa-Kochschule und die schönen Unternehmungen! Dear Adrienne, thanks for your friendship and for always cheering me up! Liebe Hélène, vielen Dank für die lehrreichen Abende mit den Internationals und die immer wieder bereichernden kurzen Gespräche zwischen Büro und Labor am Empfang!

Für Ablenkung und viel Spaß außerhalb des Instituts möchte ich mich bei Saskia Stadler, Maria Hoernke und Peter Kotysch bedanken. Liebe Saskia, vielen Dank, dass du mich als treue Weggefährtin seit dem

ersten Tag meines Studiums durch Höhen und Tiefen begleitest (sowohl stimmungs- als auch wander-technisch)! Liebe Maria, vielen Dank für die auflockernden Lockdown-Mittagessen im Garten und Gespräche bei abendlichem Tee! Lieber Peter, vielen Dank, dass du mir so viel über die Restaurierung und Instandhaltung von Flugzeugen beigebracht hast und ich jederzeit s' Piperle fliegen darf! In dieser Reihe könnte ich noch viele weitere Menschen erwähnen, die mich unterstützt haben und denen ich nicht minder dankbar bin.

Ganz besonders möchte ich mich bei meinen Eltern bedanken! Liebe Mami, lieber Papi, vielen Dank, dass ihr mich mein ganzes Leben über auf unterschiedliche Art unterstützt und mir alles ermöglicht habt! Liebe Mami, vielen Dank, dass du mir in jeder Lebenslage mit Rat und Tat zur Seite stehst und schlussendlich zum Gelingen dieser Arbeit maßgeblich beigetragen hast! Last but not least möchte ich meinem wortwörtlichen Wingman Florian Büker danken. Lieber Flo, vielen Dank, dass du in den letzten Jahren tagtäglich so viel Verständnis für meine arbeitsbedingte Anspannung und den permanenten Zeitmangel gezeigt hast und es immer wieder geschafft hast, mich mit und bei schönen (Aus-) Flügen abzulenken. Vielen Dank!

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-----------|
| Abkürzungsverzeichnis | I |
| Kurzfassung | IV |
| Abstract | VI |
| 1 Einleitung | 1 |
| 2 Stand des Wissens | 3 |
| 2.1 Bruchmechanische Grundlagen | 3 |
| 2.1.1 Linear-elastisches Materialverhalten..... | 3 |
| 2.1.2 Elastisch-plastisches Materialverhalten..... | 4 |
| 2.1.3 Viskoses Materialverhalten..... | 6 |
| 2.2 Ermüdungsrisswachstum | 7 |
| 2.2.1 Stadien des Ermüdungsrisswachstums..... | 8 |
| 2.2.2 Mechanismen des Ermüdungsrisswachstums | 9 |
| 2.2.3 Riss schließen..... | 10 |
| 2.2.4 Hochtemperaturermüdung..... | 11 |
| 3 Experimentelle Methoden | 13 |
| 3.1 LCF- und TMF-Versuche | 13 |
| 3.2 Risswachstumsmessungen an Corner-Crack-Proben | 13 |
| 3.3 Kurzzrisswachstumsmessungen mit der Replika-Technik..... | 15 |
| 3.4 Mikrostrukturelle Untersuchungen..... | 16 |
| 4 Langrisswachstum an IN100 unter TMF-Belastung | 17 |
| 4.1 Nickelbasis-Gusslegierungen..... | 17 |
| 4.2 Grobkörnige Nickelbasis Gusslegierung IN100 | 18 |
| 4.3 Probenformen | 21 |
| 4.4 Versuchsprogramm | 21 |
| 4.5 Mechanische Grundcharakterisierung..... | 25 |
| 4.6 Risswachstumsuntersuchungen an Corner-Crack-Proben | 26 |
| 4.6.1 Risswachstum unter isothermen Bedingungen | 26 |
| 4.6.2 Einfluss der Maximaltemperatur | 27 |
| 4.6.3 Einfluss der Kraft-Temperatur-Phasenbeziehung | 28 |
| 4.6.4 Einfluss des Spannungsverhältnisses | 29 |
| 4.6.5 Einfluss der Haltezeit | 30 |
| 4.6.6 Analysen anhand von Fernfeldmikroskopaufnahmen | 30 |
| 4.7 Bruchmechanische Risswachstumsbewertung | 34 |
| 4.8 Zusammenfassung und Diskussion | 37 |
| 5 Ermüdungsrisswachstum an einer umlaufenden Schweißnaht an 1.4550 | 41 |
| 5.1 Ermüdungsbewertung von Schweißverbindungen | 41 |
| 5.2 Austenitischer rostfreier Edelstahl 1.4550..... | 43 |
| 5.3 Probenformen | 43 |
| 5.4 Mikrostrukturelle Untersuchungen..... | 45 |
| 5.5 Versuchsprogramm | 48 |

| | | |
|----------|--|-----------|
| 5.6 | Numerische Untersuchungen mit Abaqus | 49 |
| 5.6.1 | Exemplarische Schweißnaht..... | 50 |
| 5.6.2 | Modellierung des Risses..... | 50 |
| 5.6.3 | Bruchmechanisch basierter Spannungsüberhöhungsfaktor | 51 |
| 5.7 | Lebensdauermodell für das Ermüdungsrisswachstum einer umlaufend geschweißten Hohlprobe aus 1.4550 | 51 |
| 5.7.1 | Bestimmung der Eingabe-Parameter für das Lebensdauermodell | 52 |
| 5.7.2 | Validierung anhand von Versuchsdaten | 55 |
| 5.8 | Zusammenfassung und Diskussion..... | 56 |
| 6 | Mehrfachrisswachstum | 58 |
| 6.1 | Stand des Wissens zur Risskoaleszenz..... | 58 |
| 6.2 | Schädigungsentwicklung von 1.4550 unter isothermer Belastung | 59 |
| 6.2.1 | Versuchsdurchführung der Replika-Versuche an 1.4550..... | 59 |
| 6.2.2 | Ergebnisse der Replika-Versuche an 1.4550 | 60 |
| 6.2.3 | Zusammenfassung: Schädigungsentwicklung von 1.4550 bei 180 °C | 68 |
| 6.3 | Schädigungsentwicklung von IN100 unter TMF-Belastung | 69 |
| 6.3.1 | Versuchsdurchführung der Replika-Versuche an IN100 | 69 |
| 6.3.2 | Ergebnisse der Replika-Versuche an IN100..... | 70 |
| 6.3.3 | Zusammenfassung: Schädigungsentwicklung von IN100 unter TMF | 80 |
| 6.4 | Modellbildung zum Mehrfachrisswachstum und der Risskoaleszenz | 81 |
| 6.4.1 | Elliptische Risse | 82 |
| 6.4.2 | Anwendung des Multirissmodells für 1.4550 unter isothermer Belastung | 84 |
| 6.4.3 | Anwendung des Multirissmodells für IN100 unter TMF-Belastung | 86 |
| 6.5 | Zusammenfassung und Diskussion..... | 89 |
| 7 | Zusammenfassung und Ausblick | 91 |
| 8 | Literaturverzeichnis | 93 |

Abkürzungsverzeichnis

| Abkürzung | Beschreibung |
|----------------|--|
| BSE | engl.: backscatter electron |
| CC | engl.: corner crack |
| CCD | engl.: counter-clockwise diamond |
| CD | engl.: clockwise diamond |
| CTOD | engl.: crack tip opening displacement |
| EBSD | engl.: electron backscatter diffraction |
| FE | Finite Elemente |
| HIP | Heißisostatisches Pressen |
| HRR | Risspitzenfeld nach Hutchinson, Rice und Rosengren |
| HV | Vickers Härte |
| IFSW | Institut für Stahlbau und Werkstoffmechanik |
| IN100 | Inconel 100 |
| IP | engl.: in phase |
| IPF | Inverse Polfigur |
| IWM | Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik |
| KAM | engl.: Kernel Average Misorientation |
| kfz | kubisch flächenzentriert |
| krz | kubisch raumzentriert |
| LCF | engl.: low cycle fatigue |
| OP | engl.: out of phase |
| PS | engl.: phase shift |
| R _a | Rauheitswert |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| RT | Raumtemperatur |
| SE | Sekundärelektronen |
| TMF | engl.: thermomechanical fatigue |
| WEZ | Wärmeeinflusszone |
| WIG | Wolfram-Inertgas |

| Symbol | Beschreibung |
|--------|---|
| a | Risstiefe, allgemein als Risslänge bezeichnet |
| A | Vorfaktoren aus der Risschließformel nach Newman |
| a_0 | Anfangsrisslänge |
| a_A | Anrisslänge |
| a_f | Endrisslänge |
| a_K | Kerblänge |
| A_R | Rissfläche |
| B | Risswachstumsexponent |
| B_n | temperaturabhängiger Materialparameter aus dem nortonschen Kriechgesetz |
| C | Vorfaktor aus dem Paris-Gesetz |

| | |
|-----------------------|--|
| c | halbe Oberflächenrisslänge |
| C^* | C^* -Integral für die Quantifizierung der Rissspitzenbelastung bei Kriechen |
| c_f | finale halbe Oberflächenrisslänge |
| c_L | Löslichkeit von Legierungselementen in der Schmelze (in mol) |
| c_S | Löslichkeit von Legierungselementen im festen Zustand (in mol) |
| $CTOD$ | engl.: crack tip opening displacement: Rissspitzenöffnung |
| da/dN | Rissfortschrittsinkrement pro Zyklus |
| $d_N / d_{N'}$ | HRR-Vorfaktor |
| ds | Weginkrement |
| D_{TMF} | Schädigungsparameter zur Einbeziehung von elastischen, plastischen und viskosen Effekten |
| E / E' | Elastizitätsmodul |
| F | Kraft |
| F^* | Funktion zur Einbeziehung des Spannungs-Temperatur-Verlaufs aus D_{TMF} |
| f_φ | Winkelfunktion |
| F_n | über J -Integral berechneter Kerbfaktor für Schweißproben |
| J | J -Integral |
| K | Spannungsintensitätsfaktor |
| k | Seigerungsverteilungskoeffizient |
| K_t | Kerbfaktor |
| l_0 | Gefügelänge nach El Haddad |
| m | Paris-Exponent |
| M_k | Überhöhungsfaktor für Schweißnähte |
| N | monotoner Verfestigungsexponent |
| n | Norton Kriechfaktor |
| N' | zyklischer Verfestigungsexponent |
| N_f | Lebensdauer |
| Q_{cr} | Aktivierungsenergie |
| Q_{el} | elastischer Defektformfaktor |
| Q_{pl} | plastischer Defektformfaktor |
| R | Gaskonstante |
| R_ε | Dehnungsverhältnis |
| $R_{\varepsilon,tot}$ | Totaldehnungsverhältnis |
| R_σ | Spannungsverhältnis |
| t | Zeit |
| T | Temperatur |
| T_i | Spannungsvektor |
| t_Z | Haltezeit im Zug |
| U | Potenzial |
| U_0 | Anfangspotenzial |
| u_i | Verschiebungsvektor |
| u_y | Verschiebung in y-Richtung |
| W | Probenbreite |
| W' | Formänderungsenergiedichte |
| Y | Geometriefunktion |
| Z_D | Schädigungsparameter nach Heitmann |
| α_{TMF} | Vorfaktor für die Rissöffnungsberechnung unter TMF |
| α | Newman-Faktor |

| | |
|----------------|--|
| α^* | Norton-Vorfaktor |
| α_{ref} | Parameter aus der F-Funktion von D_{TMF} |
| β | Proportionalitätsfaktor |
| Γ | Pfad |
| Δ | Schwingweite |
| $\Delta CTOD$ | zyklische Risspitzenöffnung |
| ε | Dehnung |
| ν | Querkontraktionszahl |
| σ | Spannung |
| σ_{ij} | Spannungstensor |
| ϑ | Phasenwinkel |
| φ | Winkel entlang der Rissfront |

| Index | Beschreibung |
|---------------|----------------------------|
| a | Amplitude |
| c | engl.: compression |
| cr | engl.: creep |
| cy | engl.: cyclic yield |
| eff | effektiv |
| el | elastisch |
| g | glatt |
| Had | El Haddad |
| I | Lastfall I |
| max | maximal |
| mech | mechanisch |
| min | minimal |
| net | Netto |
| O/U | oben/unten |
| op | engl.: opening |
| pl | plastisch |
| ref | Referenz |
| rel | relativ |
| sp | Schweißprobe |
| t | engl.: tension |
| TMF | thermomechanische Ermüdung |
| th/0 | engl.: threshold |
| tot | total |
| vis | viskos |
| γ | engl.: yield |
| ε | bezogen auf die Dehnung |
| σ | bezogen auf die Spannung |

Kurzfassung

Unter Anwendung von bruchmechanischen Methoden werden drei Aspekte des Ermüdungsrisswachstums anhand zweier Werkstoffe beleuchtet: Langrisswachstum unter thermomechanischer Ermüdung (TMF) der Nickelbasis Gusslegierung Inconel 100 (IN100) wird experimentell anhand von Eckanrissproben untersucht. Hierbei soll der Einfluss der Kraft-Temperatur-Phasenbeziehung, der Maximaltemperatur, von einer Haltezeit und des Spannungsverhältnisses auf das Risswachstum aufgeklärt werden. Es zeigt sich, dass das Spannungsverhältnis den größten Einfluss unter den untersuchten Parametern hat. Die Risswachstumsgeschwindigkeit nimmt mit abnehmendem Spannungsverhältnis ab und der Schwellenwert zu. Jedoch sind auch die Einflüsse der anderen Parameter von Bedeutung für das Risswachstum. Haltezeiten bei maximaler Temperatur führen zu einer Erhöhung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit, eine Erhöhung der Maximaltemperatur ebenfalls. Je nach Spannungsverhältnis hat die Phasenbeziehung einen unterschiedlich stark schädigenden Einfluss. Auf Basis der zyklischen Risspitzenöffnung wird unter Einbeziehung von zeitabhängigen Effekten ein Modell entwickelt, mit dem das Risswachstum für die beschriebenen Parametervariationen einheitlich beschrieben werden kann. Das Spannungsverhältnis und die unterschiedlichen Fließgrenzen im Zug und Druck unter TMF-Belastung gehen über die Rissöffnungsspannung ein. Die Temperaturzyklen und Haltezeiten finden über einen zeitabhängigen Term Eingang und ein zusätzlich eingeführter Faktor bezieht die Phasenabhängigkeit ein.

Für den rostfreien Edelstahl 1.4550 wird ein Faktor, der das Risswachstum bedingt durch Schweißnähte risslängenabhängig erhöht, mithilfe von Finite Element (FE)-Methoden angepasst. Hierbei wird sowohl der geometrische Einfluss der Schweißnaht als auch der mikrostrukturelle Einfluss der unterschiedlichen Gefüge im Bereich der Schweißnaht einbezogen. Somit kann eine Lebensdauerberechnung unter Anwendung des Überhöhungsfaktors anhand von Grundwerkstoff durchgeführt werden. Die umlaufende Schweißnaht einer Hohlprobe wird hierfür mit experimentell ermittelten Materialparametern an Proben mit unterschiedlichem Gefüge in Abaqus simuliert. Anhand geprüfter Schweißproben wird der Rissverlauf identifiziert und in das Modell an der entsprechenden Stelle ein Riss mit unterschiedlicher Länge eingebracht. Für die Berechnungen werden keine der üblichen Methoden für FE-basierte Risswachstumsberechnungen genutzt. Hierdurch geht die Belastungsgeschichte nicht in die Berechnungen ein, jedoch ist der Rechenaufwand gering. Aufgrund der Rotationssymmetrie der Probe ist der eingebrachte Riss umlaufend. Der ermittelte Faktor ist in dem untersuchten Bereich temperatur- und nahezu belastungsunabhängig. Bei sehr kurzen Rissen ist die Wirkung der Spannungsüberhöhung am größten und nimmt mit zunehmender Risslänge rasch ab. Ein auf der zyklischen Risspitzenöffnung basierendes Risswachstumsmodell wird entwickelt, das die experimentell ermittelten Lebensdauern in einem engen Streuband berechnet. In das Risswachstumsmodell werden eine Mikrostrukturlänge zur künstlichen Verlängerung sehr kurzer Risse, ein Schwellenwert, unterhalb dem kein Risswachstum stattfindet, und der ermittelte Überhöhungsfaktor für umlaufende Schweißnähte einbezogen.

An den beiden zuvor genannten Werkstoffen werden Kurzrisswachstumsuntersuchungen mit Hilfe der Replika-Technik durchgeführt. Die Untersuchungen werden an 1.4550 unter isothermer Belastung mit Variation der Dehnungsamplitude und des Gefüges, wie es in der untersuchten Schweißnaht auftritt, durchgeführt und an IN100 unter TMF-Belastung mit Variation der Maximaltemperatur, der Phasenbeziehung und der mechanischen Dehnungsamplitude. Hierbei wird festgestellt, dass mehrere Risse initiieren und zu einem Hauptriss zusammenwachsen, der wiederum das Ende der Lebensdauer der

Proben bestimmt. Dieses Verhalten führt zu einer untypischen Schädigungsentwicklung, die nicht exponentiell, wie für Risswachstum erwartet, sondern linear verläuft oder sich mit zunehmender Risslänge verlangsamt. Hierbei haben die variierten Prüfparameter einen Einfluss auf die Anzahl der Risse, die zum Hauptriss zusammenwachsen und die maximale Länge dieser Risse. Die finale Hauptrisslänge beträgt mehrere Millimeter. Das Mehrfachrisswachstum ist in der Literatur nur sporadisch vertreten und es finden sich wenige systematische Untersuchungen mit einer breiten Parametervariation. Die experimentell ermittelten Ergebnisse können mithilfe eines entwickelten Risswachstumsmodells, das die zusammengewachsenen Risse in einem Zwischenschritt als elliptische Risse beschreibt und die unterschiedlichen Spannungsintensitätsfaktoren entlang der Rissfront einbezieht, berechnet werden. Ein tieferes Verständnis und eine Erklärung für die untypische Schädigungsentwicklung ist damit möglich.

Abstract

Using fracture mechanics approaches, three aspects of fatigue crack growth are highlighted using two materials: Long crack growth under thermomechanical fatigue (TMF) of the nickel-based cast alloy Inconel 100 (IN100) is investigated experimentally using corner crack specimens. The influence of the force-temperature-phase relationship, the maximum temperature, a holding time and the stress ratio on crack growth are investigated. The stress ratio is found to have the greatest influence among the parameters investigated. The crack growth rate decreases with decreasing stress ratio and the threshold value increases. However, influences of the other parameters are also important for crack growth. Holding times at maximum temperature lead to an increase in the crack growth rate, as does an increase in the maximum temperature. Depending on the stress ratio, the phase relationship has a different damaging influence. On the basis of the cyclic crack tip opening displacement, taking time-dependent effects into account, a model is developed that can be used to describe crack growth consistently for the parameter variation described. The stress ratio and the different yield strengths in tension and compression under TMF loading are included via the crack opening stress. The temperature cycles and holding times are incorporated via a time-dependent term, and an additionally introduced factor takes the phase dependence into account.

For the stainless steel 1.4550, a factor that increases the crack growth caused by weld seams as a function of crack length is adjusted using finite element (FE) methods. Here, both the geometric influence of the weld seam and the microstructural influence of the different microstructures in the area of the weld seam are included. Thus, a fatigue life calculation can be performed using the increase factor on the basis of base material. For this purpose, the circumferential weld seam of a hollow specimen is simulated in Abaqus using experimentally determined material parameters on specimens with different microstructures. Using tested weld specimens, the crack path is identified and a crack of different length is introduced into the model at the corresponding location. The calculations do not use any of the usual methods for FE-based crack growth calculations. Due to this, the loading history is not included in the calculations, but the computational expense is low. Due to the rotational symmetry of the specimen, the introduced crack is circumferential. The determined factor is independent of temperature and nearly independent of loading in the investigated region. For very short cracks, the effect of stress increase is greatest and decreases rapidly with increasing crack length. A crack growth model based on the cyclic crack tip opening displacement is developed, which calculates the experimentally determined lifetimes in a narrow scatter band. In the crack growth model, a microstructure length for artificial elongation of very short cracks, a threshold value below which no crack growth occurs, and the determined increase factor for circumferential welds are included.

Short crack growth investigations are carried out on the both materials using the replica technique. The investigations are carried out on 1.4550 under isothermal loading with variation of strain amplitude and microstructure as it occurs in the investigated weld, and on IN100 under TMF loading with variation of maximum temperature, phase relation and mechanical strain amplitude. It is found that several cracks initiate and coalesce to a main crack, which in turn determines the end of the specimen lifetime. This behavior leads to an atypical damage development, which is not exponential as expected for crack growth, but linear or decelerates with increasing crack length. Here, the varied test parameters have an influence on the number of cracks that grow together to form the main crack and the maximum length

of these cracks. The final main crack length is several millimeters and a large number of other cracks are found on the specimen surface in addition to the cracks that grow together to form the final main crack. Multiple crack growth is only sporadically represented in the literature and few systematic studies with a broad parameter variation can be found. The experimentally obtained results can be calculated using a developed crack growth model that describes the coalesced cracks as elliptical cracks in an intermediate step and incorporates the different stress intensity factors along the crack front. A deeper understanding and explanation of the atypical damage development is thus possible.

1 Einleitung

Durch Ermüdungsversagen verursachte Schadensfälle sind zahlreich in der Literatur zu finden: Ungerer (1975) und Müller (1982) beschreiben Schadensfälle in Hüttenwerken, Huth und Schütz (1979) beschäftigen sich mit Schadensfällen an Luftfahrzeugen, Schönfeldt (1984) mit Schadensfällen im maritimen Bereich und Fisher (1984) im Brückenbau. In Lancaster (2000) und Allianz Versicherungs-AG (1984) werden Ermüdungsbrüche unterschiedlicher Anwendungsgebiete dargestellt. An den unterschiedlichen Schwerpunkten der aufgeführten Veröffentlichungen ist zu erkennen, dass es sich um ein breites Feld mit vielen Ausprägungen handelt. Sollen solche Schadensfälle vermieden werden, müssen für die entsprechende Anwendung die Mechanismen des Ermüdungsrisswachstums verstanden und entsprechende Berechnungskonzepte definiert werden.

In der vorliegenden Arbeit werden drei Aspekte des Ermüdungsrisswachstums beleuchtet. Alle Untersuchungen haben gemeinsam, dass experimentell beobachtete Phänomene verstanden und über entsprechende Konzepte bewertbar gemacht werden sollen. Hierfür werden Methoden der Bruchmechanik genutzt. Zum einen wird das Langrisswachstum unter thermomechanischer Ermüdung (TMF) untersucht. Hierbei werden unterschiedliche Einflussfaktoren variiert und schlussendlich ein Rissfortschrittskonzept zur einheitlichen Bewertung entwickelt. Zum zweiten wird der Einfluss von umlaufenden Schweißnähten auf das Risswachstumsverhalten untersucht. Über einen bruchmechanisch basierten Überhöhungsfaktor wird die rissfortschrittserhöhende Wirkung risslängenabhängig bewertet. Abschließend wird ein in der Literatur bisher sporadisch beleuchteter Aspekt des Risswachstums – das Mehrfachrisswachstum und die Risskoaleszenz – eingehend untersucht.

In Fluggasturbinen führen Start und Landung zu thermomechanischer Belastung der Bauteile (insbesondere der Laufschaufeln), während der Reiseflug zu einer zusätzlichen Haltezeitbelastung führt. Je nach Ort im Bauteil und Triebwerk treten unterschiedliche Phasenbeziehungen zwischen Temperatur und mechanischer Belastung auf. Durch eine Erhöhung der Turbineneintrittstemperatur soll in zukünftigen Triebwerken eine Effizienzsteigerung erreicht werden. Dies führt zu einer breiten Variation von Einflussfaktoren, die sich auf das Risswachstum und damit das Versagen von Turbinenschaufeln auswirken können. Da thermomechanische Ermüdungs (TMF-) Versuche in der Regel jedoch sehr zeit- und kostenintensiv sind, werden sie selten in großer Anzahl und mit einer breiten Variablenvariation durchgeführt, was jedoch für eine Bewertung des Einflusses der unterschiedlichen Variablen notwendig wäre. Eine systematische Untersuchung unterschiedlicher Einflussfaktoren von TMF-Belastung auf das Risswachstum wurde in der vorliegenden Arbeit an Corner Crack (CC)-Proben mittels Potenzial-Methode und Fernfeldmikroskopen an der für Laufschaufeln in der Niederdruckturbine eingesetzten Nickelgusslegierung Inconel 100 (IN100) durchgeführt. Der experimentell beobachtete Einfluss unterschiedlicher Parametervariationen wie Spannungsverhältnis, Phasenbeziehung, Maximaltemperatur und Haltezeit auf das Risswachstum soll über ein Modell einheitlich beschreibbar gemacht werden. Hierfür wird der physikalische Zusammenhang zwischen Rissöffnung und Rissfortschritt genutzt und um einen Term zur Einbeziehung des Phasenwinkels erweitert.

Konstruktionsbedingte oder im Betrieb entstandene Spannungsüberhöhungen bilden favorisierte Stellen für Rissinitiierung. Schweißnähte bilden durch die Schweißnahtüberhöhung geometrische Kerben, die ebenso wie konstruktionsbedingte Kerben die Rissinitiierung begünstigen. Auch die veränderte Mikrostruktur in der Umgebung der Schweißnaht kann das Rissverhalten beeinflussen, unter anderem durch

eine lokale Spannungsüberhöhung. Der Einfluss dieser und weiterer Effekte wird häufig über Abschlagsfaktoren in der Lebensdauerberechnung berücksichtigt. In der vorliegenden Arbeit werden nicht nachbehandelte umlaufende Schweißnähte an zylindrischen Hohlproben aus dem austenitischen Edelstahl 1.4550 untersucht. Anhand von geprüften Proben lässt sich die Rissinitiierungsstelle im Schweißnahtübergang, also dem Bereich der geometrischen Kerbe, lokalisieren. Der Riss wächst davon ausgehend durch die Wärmeeinflusszone. Zur Ermittlung eines Überhöhungsfaktors, der den kombinierten Einfluss von Schweißnahtüberhöhung und lokal unterschiedlicher Mikrostruktur risslängenabhängig abbildet, werden Finite Elemente (FE)-Rechnungen bei unterschiedlichen Risslängen durchgeführt.

Bei bruchmechanischen Kurzrisswachstumsmodellen wird in den meisten Fällen von einem einzigen Riss ausgegangen, der halbkreisförmig in das Material wächst und bei Erreichen einer bestimmten Länge zum Ende der Lebensdauer des Bauteils führt. Kurzrisswachstumsuntersuchungen können bei der Aufklärung von Schädigungsmechanismen helfen und zur Optimierung von Risswachstumsmodellen beitragen. Zur experimentellen Untersuchung des Kurzrisswachstums wird vornehmlich die Replika-Technik genutzt, mit deren Hilfe Risse im niedrigen Mikrometerbereich an glatten Proben nachgewiesen werden können. Die Replika-Technik wird in der vorliegenden Arbeit für die Untersuchung des Kurzrisswachstums an den zuvor genannten Werkstoffen unter den entsprechenden Belastungsfällen genutzt. Soweit bekannt, wurden Kurzrisswachstumsuntersuchungen unter Anwendung der Replika-Technik bisher nur selten unter TMF-Bedingungen für Nickelbasis Gusslegierungen durchgeführt. Malpertu und Rémy (1990) veröffentlichten die einzigen gefundenen Daten. Um einen Beitrag zur Aufklärung von Schädigungsmechanismen unter TMF-Belastungen für polykristalline Nickelbasis-Gusslegierungen zu leisten, wird in der vorliegenden Arbeit der Rissinitiierungsprozess und das anschließende Kurzrisswachstum an IN100 unter TMF-Belastung mit Hilfe der Replika-Technik verfolgt. Ebenso werden mithilfe dieser Technik Untersuchungen des Kurzrisswachstums und der Schädigungsentwicklung unter isothermer Belastung in den unterschiedlichen Gefügen der Schweißprobe aus 1.4550 durchgeführt. Sowohl für IN100 unter TMF-Belastung als auch für 1.4550 unter isothermer Belastung wurden auf der Probenoberfläche im Versuchsverlauf zahlreiche Risse beobachtet, die teilweise zum Hauptriss zusammenwachsen. Dieser führt schlussendlich zum Versagen der Probe. Das beobachtete Mehrfachrisswachstum ist in der Literatur bisher lediglich sporadisch vertreten und wird in der vorliegenden Arbeit eingehend untersucht. Basierend auf den Ergebnissen wird ein Modell entwickelt, das das Mehrfachrisswachstum abbildet und entsprechende Koaleszenzeffekte einbezieht.

2 Stand des Wissens

2.1 Bruchmechanische Grundlagen

Das Ermüdungsrisswachstum wird in der vorliegenden Arbeit basierend auf der Bruchmechanik beschrieben. In dieser wird das Wachstum von kurzen Rissen bewertet. Es wird davon ausgegangen, dass kleine Defekte, wie beispielsweise Lunker, Drehriefen oder Ausscheidungen bereits im Material vorhanden sind, von denen aus Risse wachsen. Für die Beschreibungen werden drei unterschiedliche Beanspruchungsarten unterschieden, die durch die relative Lage der Hauptbelastungsrichtung zum Riss definiert werden und Modus I, II und III genannt werden (Abbildung 2.1). Während Modus II und Modus III unterschiedliche Arten von Schubbelastung auf die Rissflanken darstellen, wirkt bei Modus I die Hauptbelastung senkrecht zum Riss. Da die Schubbelastungen von Modus II und Modus III vornehmlich dazu führen, dass die Rissflanken aufeinander reiben und damit die Energie nicht in den Rissfortschritt fließt, richtet sich ein Riss im Verlauf einer Belastung nach Modus I und damit senkrecht zur anliegenden Hauptspannung aus, sofern nicht werkstoffbedingte Restriktionen (wie z.B. Korngrenzen) dies verhindern (Rösler et al. (2016)).

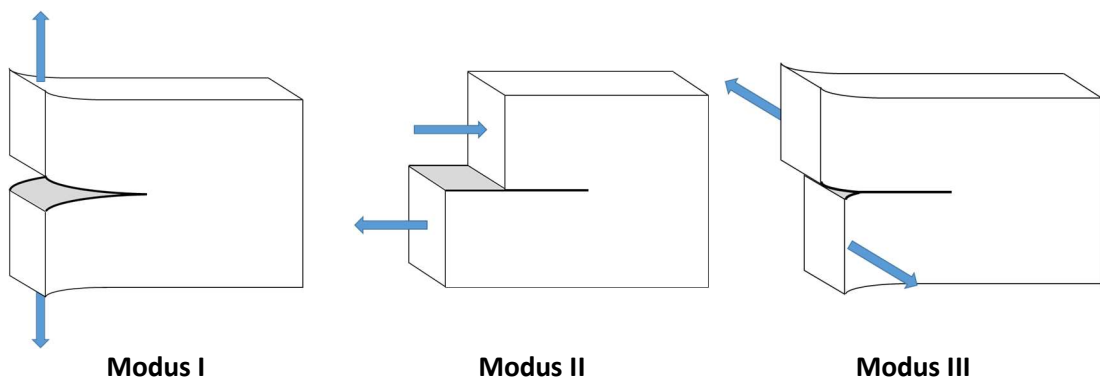


Abbildung 2.1: Beanspruchungsmodi der Rissfront für einachsige Belastung

Nachfolgend werden lediglich die grundlegenden Formeln angegeben, die für den weiteren Inhalt der Arbeit von Relevanz sind. Für detaillierte Herleitungen bzw. grundlegende Erläuterungen der Konzepte siehe z. B. Schweizer (2013), Gross und Seelig (2016), Rösler et al. (2016) und Riedel (1987).

2.1.1 Linear-elastisches Materialverhalten

Die linear elastische Bruchmechanik ist anwendbar auf Material, das sich als Gesamtkörper linear-elastisch nach dem Hooke'schen Gesetz, für den eindimensionalen Fall

$$\varepsilon_{el} = \frac{\sigma}{E} \quad (2.1)$$

mit der elastischen Dehnung ε_{el} , der Spannung σ und dem Elastizitätsmodul E , verhält. Falls sie auf duktile Werkstoffe angewendet werden soll, muss sich inelastisches Verhalten auf sehr kleine Bereiche in Relation zu den Proben- und Rissabmessungen begrenzen.

Für linear-elastisches Materialverhalten charakterisiert der Spannungsintensitätsfaktor K_I die Belastungen vor der Risspitze:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y \left(\frac{a}{W} \right) \quad (2.2)$$

Hier ist σ die makroskopisch anliegende Spannung, a ist die Risslänge und $Y \left(\frac{a}{W} \right)$ ist ein dimensionsloser Geometriefaktor, wobei W die Probenbreite ist. Für unterschiedliche Risskonfigurationen kann Y über numerische Simulationen bestimmt werden. Gross und Seelig (2016) geben den Spannungsintensitätsfaktor für einen kreisförmigen Riss im unendlichen Körper mit

$$K_I = \frac{2}{\pi} \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.3)$$

an. Für einen Riss der Länge $2a$ im ebenen Dehnungszustand gilt

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

Der Spannungsintensitätsfaktor des halbkreisförmigen Oberflächenrisses im halbbunendlichen Körper ist abhängig vom Ort entlang der Rissfront, lässt sich aber unabhängig vom Ort nach Riedel (1987) näherungsweise durch

$$K_I = 1.12 \frac{2}{\pi} \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

angeben.

Für die Eckanriss-/Corner-Crack Probe ist in DIN EN 3873 die Geometriefunktion für die 45°-Position basierend auf numerischen Simulationen von Pickard (1980) angegeben:

$$Y_{45^\circ} = Y_n \left[0.9335 - 0.0045 \frac{a}{W} + 0.1295 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 0.4845 \left(\frac{a}{W} \right)^3 \right] \quad (2.6)$$

mit

$$Y_n = M_G M_B M_S \frac{2}{\pi} \quad (2.7)$$

für $\frac{a}{W} \leq 0.2$

$$M_G = 1.143 \quad (2.8)$$

$$M_B = 1 + 0.06 \frac{a}{W}$$

$$M_S = 1 + 0.07 \frac{a}{W}$$

und für $0.2 < \frac{a}{W} \leq 0.75$

$$M_G = 0.1 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 0.29 \frac{a}{W} + 1.081 \quad (2.9)$$

$$M_B = 0.75 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 0.185 \frac{a}{W} + 1.019$$

$$M_S = 0.9 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 0.21 \frac{a}{W} + 1.02$$

2.1.2 Elastisch-plastisches Materialverhalten

Um die Belastungen vor der Risspitze für Material bestimmen zu können, das sich im Fernfeld nicht linear-elastisch verhält, können entweder das J -Integral oder die Risspitzenöffnung $CTOD$ verwendet

werden. Elastisch-plastisches Materialverhalten kann über eine Superposition von linear-elastischer Dehnung ε_{el} und plastischer Dehnung ε_{pl} beschrieben werden. Für die Beschreibung des linear-elastischen Anteils wird das Hooke'sche Gesetz aus Gleichung (2.1) genutzt und für den plastischen Anteil das Potenzgesetz nach Ramberg und Osgood

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + 0.002 \left(\frac{\sigma}{\sigma_y} \right)^{\frac{1}{N}} \quad (2.10)$$

mit der Fließspannung σ_y bei 0.2 % plastischer Dehnung und dem monotonen Verfestigungsexponent N .

J-Integral

Das J -Integral charakterisiert analog zum Spannungsintensitätsfaktor K_I die Ausprägung des singulären Spannungsfeldes σ_{ij} an der Risspitze in Abhängigkeit vom Ort um die Risspitze, welcher durch eine Winkelfunktion beschrieben wird. Das Spannungsrissspitzenfeld wurde von Hutchinson (1968), Rice und Rosengren (1968) definiert und wird nach diesen HRR-Feld genannt, zusammen mit den sich daraus ergebenden Dehnungs- ε_{ij} und Verschiebungsfeldern u_i . Das J -Integral wurde von Rice (1967) als wegunabhängiges Konturintegral für einen beliebigen Pfad Γ um die Risspitze definiert:

$$J = \oint_{\Gamma} W' dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \quad (2.11)$$

W' ist die Formänderungsenergiedichte, T_i der Spannungsvektor, u_i der Verschiebungsvektor und ds ein Weginkrement auf dem Pfad Γ . Das J -Integral kann näherungsweise durch die Summe der elastischen und plastischen Grenzfälle

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (2.12)$$

bestimmt werden, wobei für den elastischen Grenzfall gilt:

$$J_{el} = \frac{K_I^2}{E'} \quad (2.13)$$

mit $E' = E$ für den ebenen Spannungszustand (ESZ) und $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) mit der Querkontraktionszahl ν . Für den plastischen Grenzfall gilt z.B. nach Riedel (1987)

$$J_{pl} = Y \left(\frac{a}{W} \right) 0.002 \left(\frac{1}{\sigma_y} \right)^{\frac{1}{N}} \sigma_{net}^{\frac{1}{N}+1} a \quad (2.14)$$

mit der Nettospannung σ_{net} und der Geometriefunktion Y , die durch Finite-Elemente Simulationen für unterschiedliche Proben- und Rissgeometrien bestimmt werden kann. Für kreisförmige Risse im unendlichen Medium ergibt sich aus Gleichung (2.12) mit Gleichungen (2.13) und (2.3) und dem plastischen Grenzfall nach He und Hutchinson (1981)

$$J = \left(\frac{4}{\pi} \frac{\sigma^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{6}{\pi} \frac{\varepsilon_{pl}\sigma}{\sqrt{1+3N}} \right) a \quad (2.15)$$

Für einen halbkreisförmigen Oberflächenriss schlägt Riedel (1987) mit $\nu = 0.3$ und dem Quadrat des Korrekturfaktors 1.12 die Näherungslösung

$$J = \left(1.45 \frac{\sigma^2}{E} + 2.4 \frac{\varepsilon_{pl}\sigma}{\sqrt{1+3N}} \right) a \quad (2.16)$$

vor.

Risspitzenöffnung CTOD

Eine anschauliche Größe, die als Maß für die Rissbeanspruchung genutzt wird, ist die Risspitzenöffnung (englisch: crack tip opening displacement (CTOD)). Sie stellt ein Maß für die Verschiebung der Rissflanken zueinander dar. Eine schematische Darstellung der Definition der Risspitzenöffnung ist in Abbildung 2.2 dargestellt. Die Risspitzenöffnung kann aus der Verschiebung der Rissflanken zueinander in y -Richtung (u_y) aus dem HRR-Risspitzenverschiebungsfeld bestimmt werden.

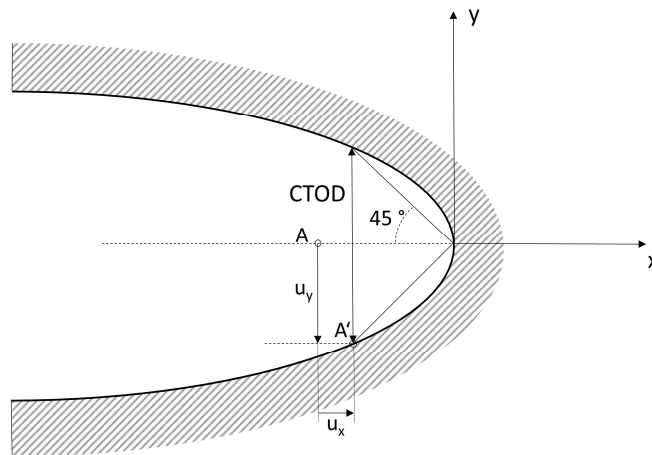


Abbildung 2.2: Definition der Risspitzenöffnung CTOD über die Rissflankenverschiebung

Von Shih (1981) wurde der Zusammenhang zwischen J und $CTOD$ wie folgt dargestellt:

$$CTOD = d_N \frac{J}{\sigma_y} \quad (2.17)$$

Schweizer (2013) hat die von Shih (1983) über FE-Rechnungen bestimmten und tabellierten Werte für d_N über ein Polynom zusammengefasst zu

$$d_N = 0.78627 - 3.41692N + 6.11945N^2 - 4.2227N^3 \quad (2.18)$$

2.1.3 Viskoses Materialverhalten

Werden Konstruktionswerkstoffe bei einer homologen Temperatur oberhalb der 0.3- bis 0.4-fachen Schmelztemperatur mechanisch belastet, gewinnen zeitabhängige Mechanismen an Bedeutung. Durch thermisch aktivierte Prozesse finden im Werkstoff Kriech- (bei konstanter aufgebrachter Spannung) oder Relaxationsvorgänge (bei konstanter aufgebrachter Dehnung) statt. Der Kriechprozess unterteilt sich in drei Stadien: primäre, sekundäre und tertiäre Kriechverformung. Während des primären Kriechens nimmt die anfänglich hohe Kriechdehnrate bedingt durch Verfestigungsvorgänge ab. Hat sich eine stabile Versetzungskonfiguration eingestellt, kriecht der Werkstoff bei konstanter Kriechdehnrate (sekundäres Kriechen). Im tertiären Kriechbereich ist die Schädigung weit fortgeschritten, was zu einem Anstieg der Kriechdehnrate führt und im weiteren Verlauf zum Materialversagen. Das sekundäre Kriechen kann für den eindimensionalen Fall über das Norton'sche Kriechgesetz beschrieben werden:

$$\dot{\epsilon}_{cr} = B_n \sigma^n \quad (2.19)$$

B_n ist ein temperaturabhängiger Materialparameter und n der temperaturunabhängige materialspezifische Norton Exponent. Je nach anliegender Spannung und Temperatur dominieren materialabhängig unterschiedliche Kriechverformungsmechanismen, die den Norton-Exponent beeinflussen. Neben dem Versetzungskriechen bei mittleren Spannungen, tritt bei niedrigen Spannungen Diffusionskriechen auf.

Analog zum J -Integral wird für Kriechen das C^* -Integral für die Quantifizierung der Rissspitzenbelastung genutzt. Analog zum plastischen Grenzfall des J -Integrals aus Gleichung (2.14) lässt sich das C^* -Integral über das Potenzgesetz nach Norton bestimmen:

$$C^* = Y\left(\frac{a}{W}, n\right) B_n \sigma_{net}^{n+1} a \quad (2.20)$$

Für den kreisförmigen Riss im unendlichen Medium folgt analog zum J -Integral aus der Näherungslösung von He und Hutchinson (1981)

$$C^* = \frac{6}{\pi} \frac{\sigma \dot{\epsilon}_{cr}}{\sqrt{1+\frac{3}{n}}} a \quad (2.21)$$

Zur Beschreibung einer Kombination aus zeitabhängigem und elastischem Materialverhalten, das als elastisch-nichtlinear viskos bezeichnet wird, werden die Dehnraten, die den jeweiligen Verformungsgesetzen folgen, addiert zu

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{el} + \dot{\epsilon}_{cr} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + B_n \sigma^n \quad (2.22)$$

Hierfür ergibt sich eine zeitabhängige Charakterisierung des Rissspitzenfeldes über das $C(t)$ -Integral. Dieses kann nach Riedel und Rice (1980) für eine Stufenbelastung mit anschließender Haltezeit t beschrieben werden über

$$C(t) = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{(n+1)Et} + C^* \quad (2.23)$$

Dauert die Haltezeit länger als eine charakteristische Zeit an, geht $C(t)$ gegen C^* .

2.2 Ermüdungsrisswachstum

In betriebsbelasteten Bauteilen treten häufig keine statischen, sondern zyklische Belastungen auf. Diese führen auch bei duktilen Werkstoffen nicht zu einem offensichtlich sich ankündigenden Versagen durch großflächige, gut sichtbare plastische Deformationen wie beim statischen Versagen, sondern zu einem Versagen, das durch Mikrorisswachstum an der Oberfläche oder im Inneren des Werkstoffs zu einem scheinbar plötzlichen Versagen führen kann.

Zur Bestimmung des Ermüdungsrisswachstums finden die im vorherige Abschnitt beschriebenen bruchmechanischen Parameter Anwendung, die hierfür jeweils mit den entsprechenden zyklischen Werten der Spannung und Dehnung berechnet werden (siehe Abbildung 2.3).

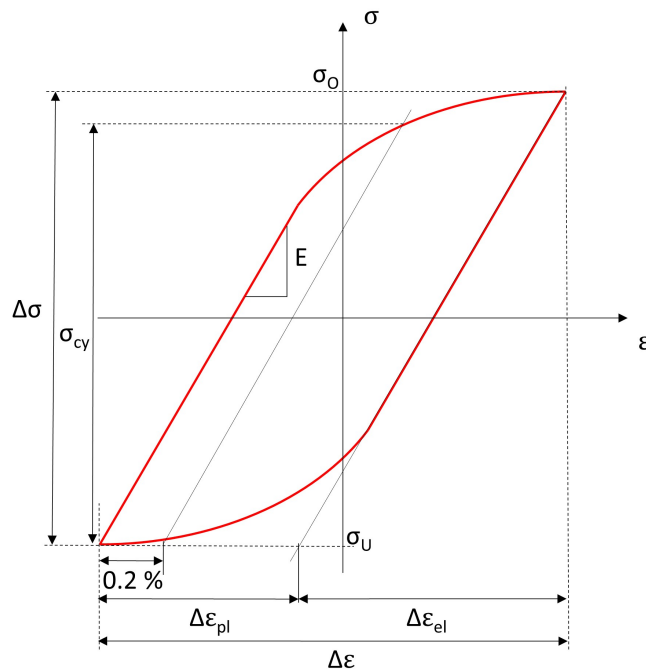


Abbildung 2.3: Definition der zyklischen Materialparameter

Für linear-elastisches Materialverhalten wird der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I für die Beschreibung der Belastung der Rissspitze genutzt. Er wird aus den minimalen und maximalen Spannungsintensitätsfaktoren einer Hysteresese bestimmt:

$$\Delta K_I = K_{I,max} - K_{I,min} \quad (2.24)$$

Somit kann ΔK_I durch Einsetzen der Spannungsschwingweite $\Delta\sigma$ in Gleichung (2.2) bestimmt werden.

Für das J -Integral zeigte Wüthrich (1982), dass das pfadunabhängige Wegintegral um die Rissspitze auch für zyklische Belastung unter der Voraussetzung von Masing-Verhalten anwendbar ist. Dieses wird dann als zyklisches J -Integral ΔJ bezeichnet.

2.2.1 Stadien des Ermüdungsrisswachstums

Abbildung 2.4 zeigt schematisch den beobachtbaren Zusammenhang zwischen der Rissfortschrittsrate unter Ermüdungsbelastung (da/dN) und der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors (ΔK_I). Unterhalb eines Schwellenwertwertes ΔK_0 (oft mit ΔK_{th} bezeichnet) beobachtet man kein Risswachstum. In einem mit Stadium I bezeichneten Bereich geht das Risswachstum in ein nach Paris (Paris und Erdogan (1963)) benanntes Potenzgesetz

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_I^m \quad (2.25)$$

mit den Werkstoffkennwerten C und m über (Stadium II). Bei sehr hohen Belastungen (Stadium III) kommt es zum plastischen Kollaps und zum Gewaltbruch.

In technischen Werkstoffen bilden sich die ersten Mikrorisse meist an der Probenoberfläche an Ausscheidungsteilchen, z.B. Al_2O_3 - oder MnS -Teilchen in Stählen (auf was die Modellformulierung für Z_D nach Heitmann et al. (1984) basiert). In reinen Metallen entstehen Mikrorisse eher an Gleitbändern, die an der Werkstoffoberfläche Extrusionen und Intrusionen bilden (von Newman (1984) genutzte Annahme). In diesem Fall wächst ein Riss zunächst entlang dem Gleitband, also unter Modus II. Dadurch, dass die Rissflanken unmittelbar mit Sauerstoff belegt werden, wird ein Wiederverschweißen der Rissflanken verhindert. Ist die Belastung gering genug, dass Hindernisse wie Ausscheidungen oder Korngrenzen nicht überwunden werden können, kommt es zu einem Rissarrest (vor Erreichen von ΔK_0). Ist der Riss bis zum Erreichen eines solchen Hindernisses jedoch lang genug, dass die Rissspitzenbelastung zur Überwindung ausreicht, wächst der Riss weiter. Mit zunehmender Risslänge nehmen die Spannungen an der Rissspitze zu und führen zu einer Aktivierung von weiteren Gleitsystemen; der Riss wechselt in den Modus I.

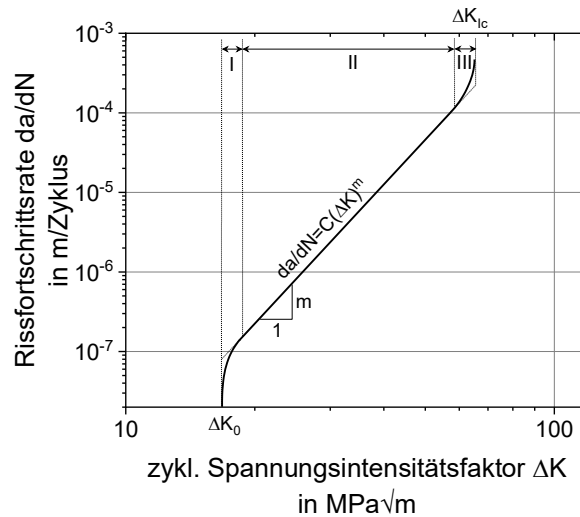


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung der Langrissfortschrittsrate in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors (angelehnt an Radaj und Vormwald (2007))

2.2.2 Mechanismen des Ermüdungsrisswachstums

Das Ermüdungsrisswachstum unter Modus I-Belastung ist eine direkte Konsequenz der zyklischen Rissöffnung $\Delta CTOD$ (Laird und Smith (1962), Pelloux (1970)). Im Idealfall besteht ein linearer Zusammenhang

$$\frac{da}{dN} = \beta \Delta CTOD, \quad (2.26)$$

wie er von (Neumann 1974) beobachtet wurde. Der Proportionalitätsfaktor β wird von Tvergaard (2004) für ein elastisch-ideal plastisches Material numerisch zu $\beta = 0.33$ abgeschätzt. Ein zusätzlicher Exponent B erlaubt eine bessere Anpassung der Abhängigkeit an Messergebnisse

$$\frac{da}{dN} = \beta \Delta CTOD^B. \quad (2.27)$$

Für vorwiegend elastisches Materialverhalten ist $\Delta CTOD \propto K^2$, also $m = 2 \cdot B$.

2.2.3 Riss schließen

Da ein Riss nur dann schädigend wirkt bzw. den Rissfortschritt vorantreibt, wenn er geöffnet ist, ist für die Bestimmung des Ermüdungsrisswachstums von essenzieller Bedeutung zu wissen, ab wann dies während eines Spannungs-Dehnungsverlaufs der Fall ist. Durch plastische Effekte oder bedingt durch die Rauigkeit oder die Oxidbelegung der Rissflanken kann es dazu kommen, dass ein Riss auch nach Spannungsnulldurchgang geschlossen ist. Dies kann sowohl für den aufsteigenden wie auch für den absteigenden Hystereseast gelten. Ein Riss kann also entweder im Druckbereich noch geöffnet sein oder, wenn sich der Werkstoff bereits unter Zugbelastung befindet, noch geschlossen sein. Die effektive Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{eff}$ gibt den Anteil der anliegenden Spannung an, bei dem ein Riss geöffnet ist:

$$\Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{op} \quad (2.28)$$

σ_{max} ist die maximale Spannung innerhalb eines Belastungszyklus, also der obere Umkehrpunkt einer Hysterese, σ_{op} ist diejenige anliegende Spannung, bei der sich ein Riss öffnet.

Verschiedene empirische Rissschließformeln sind in der Literatur zu finden (z.B. von Schijve (1981) oder Heitmann et al. (1984)), die dieses Verhalten beschreiben. Die Grundlage für diese Formeln bilden Finite-Elemente-Berechnungen. Die Rissschließformel, die in der vorliegenden Arbeit Anwendung findet, ist die auf dem Fließstreifenmodell basierende Formulierung von Newman (1984):

$$\frac{\sigma_{op}}{\sigma_{max}} = 1 - A_0 - A_1 R_\sigma \quad \text{für } -1 \leq R_\sigma < 0 \quad (2.29)$$

$$\frac{\sigma_{op}}{\sigma_{max}} = A_0 - A_1 R_\sigma - A_2 R_\sigma^2 - A_3 R_\sigma^3 \quad \text{für } R_\sigma > 0 \quad (2.30)$$

$$A_0 = (0.825 - 0.34\alpha + 0.05\alpha^2) \left[\cos\left(\frac{\pi\sigma_{max}}{2\sigma_y}\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}} \quad (2.31)$$

$$A_1 = (0.415 - 0.071\alpha) \frac{\sigma_{max}}{\sigma_y} \quad (2.32)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \quad (2.33)$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \quad (2.34)$$

Über den Faktor α geht ein, ob es sich um einen ebenen Dehnungs- ($\alpha = 3$) oder Spannungszustand ($\alpha = 1$) handelt.

Unter Anwendung der effektiven Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{eff}$ und der zyklischen Pendanten der Größen in Gleichung (2.17) – $d_{N'}$ und der zyklischen Fließgrenze σ_{cy} – lässt sich die effektive zyklische Risspitzenöffnung $\Delta CTOD_{eff}$ wie folgt schreiben:

$$\Delta CTOD_{eff} = d_{N'} \frac{\Delta J_{eff}}{\sigma_{cy}} \quad (2.35)$$

Sofern die Lösungen für das effektive zyklische J -Integral ΔJ_{eff} unter Verwendung der Gleichungen aus Kapitel 2.1.2 bekannt sind, kann $\Delta CTOD_{eff}$ für beliebige Rissgeometrien bestimmt werden. Für den halbkreisförmigen Oberflächenriss bei elastisch-plastischem Materialverhalten ergibt sich unter Anwendung der bekannten Lösung aus Gleichung (2.16) für das J -Integral nach Substitution der Werte durch ihre zyklischen (effektiven) Pendanten ($\Delta\sigma_{eff}$, $\Delta\varepsilon_{pl}$ und $d_{N'}$):

$$\Delta CTOD_{eff} = d_{N'} \frac{Z_D a}{\sigma_{cy}} \quad (2.36)$$

mit dem Schädigungsparameter Z_D nach Heitmann et al. (1984):

$$Z_D = 1.45 \frac{\Delta \sigma_{eff}^2}{E} + 2.4 \frac{\Delta \sigma \Delta \epsilon_{pl}}{\sqrt{1+3N'}} \quad (2.37)$$

2.2.4 Hochtemperaturermüdung

Im Betrieb werden Bauteile häufig hauptsächlich elastisch beansprucht, wobei es im Bereich des Risses oder konstruktiv bedingten Kerben zum Fließen kommen kann. Führt eine thermische Belastung zu Kriecheinflüssen im Bauteil, kommt es bei Zughaltezeiten oder stationären Betriebszuständen zu einer Aufweitung der Risspitze. Unter Beachtung dieser Haltezeiten im Zug t_Z hat Riedel (1987) für Kleinbereichsfließen und den Sonderfall $N' = \frac{1}{n}$ die zyklische Risspitzenöffnung für elastisch-viskoses Materialverhalten unter Beachtung von Gleichung (2.10) und Gleichung (2.19) als

$$\Delta CTOD_{eff}^{el+vis} = d_{N'} \frac{\Delta J_{el}}{\sigma_{cy}} \left[1 + (n+1) B_n \frac{\sigma_{cy}^n}{0.002} t_Z \right]^{\frac{1}{n}} \quad (2.38)$$

hergeleitet. Für kurze halbkreisförmige Risse und beliebige Zyklenformen führten Schmitt et al. (2002) den Schädigungsparameter D_{TMF} ein, der mit der zyklischen Risspitzenöffnung im Zusammenhang

$$\Delta CTOD_{eff} = d_{N'} D_{TMF} a \quad (2.39)$$

steht. Für D_{TMF} gilt mit dem Schädigungsparameter Z_D nach Heitmann aus Gleichung (2.37):

$$D_{TMF} = \frac{Z_D}{\sigma_{cy}} F^*(t, \sigma, T) \quad (2.40)$$

Über F^* geht der zeitliche Verlauf der Spannung $\sigma(t)$ und Temperatur $T(t)$ ein:

$$F^* = \left(1 + \alpha_{ref} \exp\left(\frac{Q_{cr}}{RT_{ref}}\right) \int_t \sigma_{cy}^{n-2} |\sigma(t) - \sigma_{o/U}| \exp\left(-\frac{Q_{cr}}{RT(t)}\right) dt \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.41)$$

Langzeitkriecheffekte wie Kriechporenbildung oder Korngrenzenschädigung gehen hierüber jedoch nicht ein. Über das Integral wird der Einfluss der Kriechschädigung des jeweils auf- und absteigenden Hysteresastes bewertet mit dem oberen σ_o und unteren σ_U Umkehrpunkt der Spannung. Hierbei ist Q_{cr} die Aktivierungsenergie für Kriechen und R die Gaskonstante. Die Exponentialfunktion vor dem Integral wurde mit der Referenztemperatur $T_{ref} = 500$ K aus numerischen Gründen eingeführt. Der Parameter α_{ref} lässt sich über das Norton-Kriechgesetz aus Gleichung (2.19) unter Berücksichtigung der Referenztemperatur T_{ref} über folgenden Zusammenhang temperaturabhängig bestimmen:

$$B_n(T) = \alpha_{ref} \exp\left(\frac{Q_{cr}}{R} \left(\frac{1}{T_{ref}} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (2.42)$$

Sind die Zughaltezeiten und damit die Zykluszeiten hinreichend kurz oder ist das Materialverhalten zeitunabhängig, ergibt sich mit $F^* = 1$ die Risspitzenöffnung aus Gleichung (2.36) für elastisch-plastisches Materialverhalten.

Zur Berechnung von Lebensdauern wird D_{TMF} für den auf- und absteigenden Hystereseast eines repräsentativen Zyklus ausgewertet und arithmetisch gemittelt. Hierfür gehen meist auch gemittelte Materialparameter für die maximal und minimal in der Hysterese auftretenden Temperaturen ein.

3 Experimentelle Methoden

Die Versuchsergebnisse werden auf elektromechanischen Prüfmaschinen von Walter und Bai und Instron und einer servohydraulischen Prüfmaschine von Instron generiert. Die Proben werden mit einer hydraulischen Einspannvorrichtung mit 200 bar Spanndruck im Schaftbereich eingespannt. Die Dehnungsregelung bzw.-messung erfolgt über ein Hochtemperaturextensometer von Maytec, das auf 30 °C temperiert ist, um Tag-Nacht-Schwankungen in der Dehnungsmessung möglichst gering zu halten. Die Beheizung der Proben erfolgt induktiv über eine Induktionsspule, die mittels einer Hochfrequenz-Induktionsanlage von Ambrell bzw. TRUMPF Hüttinger betrieben wird.

3.1 LCF- und TMF-Versuche

Die isothermen Versuche an glatten Proben werden nach ISO 12106 dehnungsgeregelt durchgeführt. Die thermomechanischen Ermüdungsversuche (TMF-Versuche) werden totaldehnungsgeregelt mit einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$ nach ISO 12111 durchgeführt. Die Aufheiz- und Abkühlraten betragen 5 K/s. Zur Einstellung der Abkühlrate wird die Probe im Einspannbereich durch eine Druckluftdüse gekühlt.

Die Probentemperatur wird über drei umgelegte und vorgespannte Ribbon-Type Typ K Thermoelemente gemessen. Das Thermoelement in der Mitte des Messbereichs dient der Temperaturregelung, die anderen beiden Thermoelemente werden am oberen und unteren Rand des Messbereichs platziert, um die Temperaturverteilung über den Messbereich homogen einstellen und überwachen zu können.

3.2 Risswachstumsmessungen an Corner-Crack-Proben

Risswachstumsmessungen an Corner-Crack-Proben werden an einer servohydraulischen Prüfmaschine kraftgeregelt durchgeführt. Ein Extensometer mit einem Extensometerstababstand von 10 mm wird zur Dehnungsmessung mit einem Stab ober- und einem Stab unterhalb der Anfangskerbe platziert. Zur Überwachung des Risswachstums wird die Potenzialmethode genutzt. Hierfür werden knapp ober- und unterhalb der Anfangskerbe Nickeldrähte zum Messen des Potentials an die Probenkante angeschweißt. An den zwei Probenseiten, die die Kante mit der Anfangskerbe teilen, wird jeweils ein Platindraht zur Stromeinleitung angeschweißt – einer am oberen und einer am unteren Übergangsradius zum Prüfbereich mittig auf der Probenseite. Die Temperaturregelung und -referenzmessung erfolgt über Typ S Thermoelemente, die auf den verbleibenden Probenflächen mittig des Messbereichs und der Probenbreite angeschweißt werden (Abbildung 3.1a). Eine in die Prüfmaschine eingebaute CC-Probe ist in Abbildung 3.1b dargestellt.

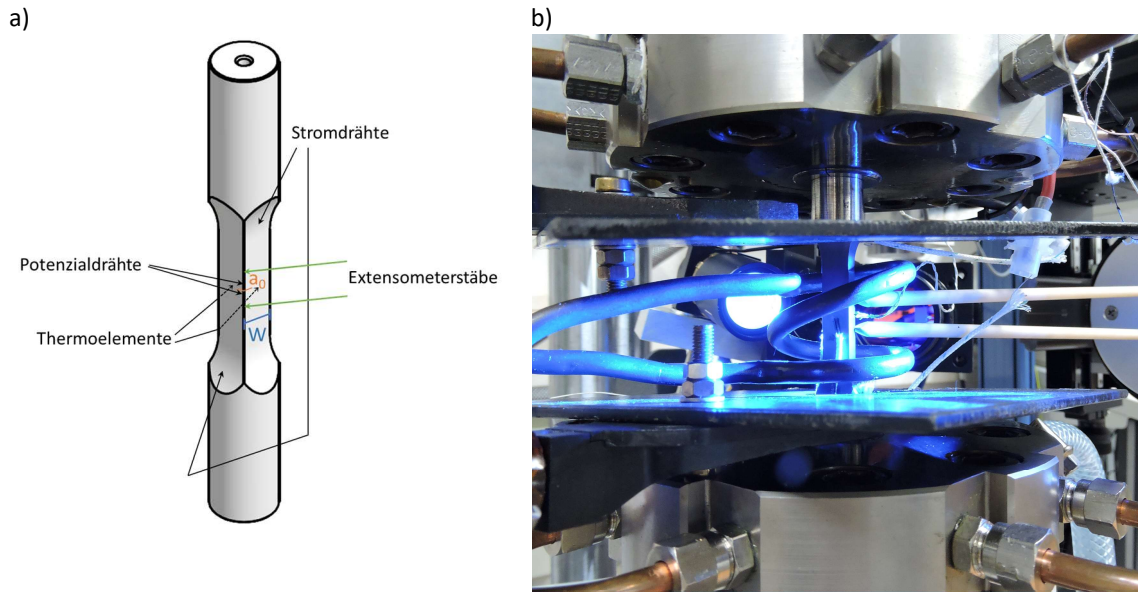


Abbildung 3.1: a) Schematische Darstellung der Sensorisierung einer CC-Probe; b) CC-Probe im eingebauten Zustand

Auf diese Weise kann die Potenzialänderung während des Versuchs mittels einer Wechselstrompotenzialsonde von Matelect Ltd. gemessen werden. Für die Potenzialmessung werden folgende Parameter an der Potenzialsonde eingestellt: Frequenz von 2 kHz, Strom von 1 A, Gain von 3000 und ein Filter von 0.1 Hz. Die Korrelation des Potenzialsignals zur Risslänge wird nachträglich über ein Ausmessen der Bruchfläche unter dem Lichtmikroskop durchgeführt (siehe Abbildung 3.2a). Zur Generierung von Stützpunkten werden sogenannte Beachmarks eingebracht. Zu deren Generierung werden während des Versuchs in bestimmten Potenzialintervallen Zyklen mit geringerer Amplitude und einem geringeren R-Verhältnis bei 1 Hz durchgeführt. Diese sind dann als Streifen auf der Bruchfläche erkennbar. Die Rissfläche A_R wird ausgemessen und über einen angenommenen Viertelkreis die Risslänge über $a = \sqrt{\frac{4A_R}{\pi}}$ bestimmt. Die Risslängen können dann mit den entsprechenden Potenzialen korreliert werden (Abbildung 3.2b).

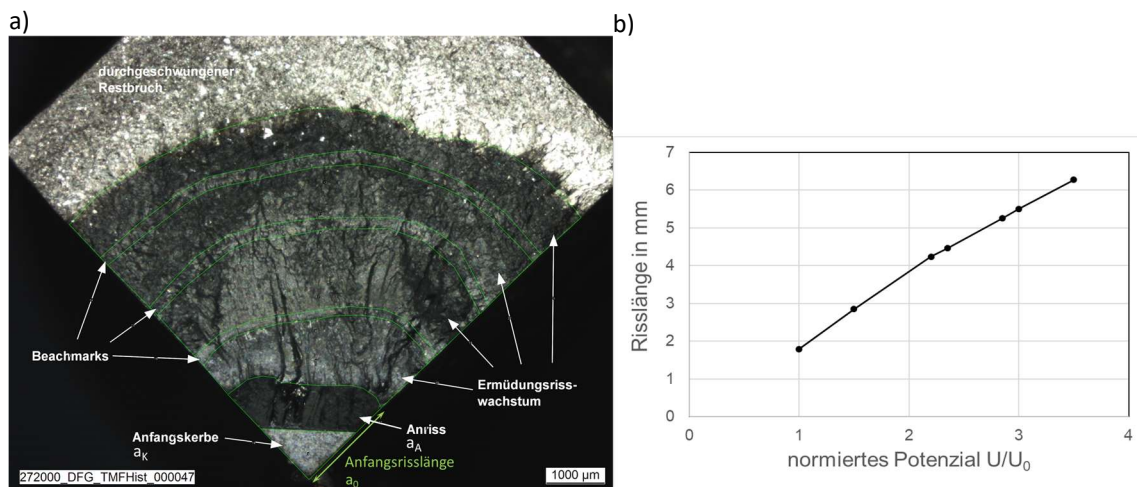


Abbildung 3.2: Korrelation des Potenzialsignals mit der Risslänge a) exemplarische ausgemessene Bruchfläche der Probe APR-802, b) Korrelation des Potenzialsignals mit den ausgemessenen Risslängen

Vor Versuchsstart wird ausgehend von der dreieckigen Anfangskerbe in der Probe ein scharfer viertelkreisförmiger Anriss erzeugt. Hierfür wird die Probe bei Raumtemperatur, $R_\sigma = -1$ und 10 Hz angeschwungen. Der erzeugte Anriss soll lang genug sein, um einen Rissfortschritt sicherzustellen und ein Überschreiten der zulässigen Lasten der Maschine im Versuch zu vermeiden. Zur Generierung eines solchen Risses, der gleichzeitig scharf ist und in einem überschaubaren zeitlichen Rahmen entsteht, wird der Anschlagprozess zweistufig durchgeführt. Zunächst wird die Probe bei einer Last geschwungen, die vergleichbar zu jener ist, die im nachfolgenden Versuch auftritt, um einen vergleichsweise schnellen Rissfortschritt zu erreichen. Im nächsten Schritt wird eine Belastung gewählt, die zu einer um 2-3 MPa $m^{0.5}$ geringeren Risspitzenbelastung führt als die im Versuch auftretende, um bei langsamem Rissfortschritt eine scharfe Risspitze zu generieren und die Eigenspannungen vor der Risspitze niedrig zu halten. Der Anriss wird unter dem Lichtmikroskop ausgemessen und basierend auf dessen Länge a_A addiert mit der Rissstartkerblänge a_K , was in Summe die Anfangsrisslänge a_0 ergibt, die Last für den Versuch gewählt. Für a_0 wird eine Länge von 2-3 mm angestrebt.

Vor Versuchsstart wird das Potenzialsignal auf das aktuell gemessene Potenzial bezogen, um im weiteren Versuchsverlauf eine Verfolgung des Rissfortschritts über das normierte Potenzial durchführen zu können. Der Versuch wird bei Erreichen eines gewählten normierten Endpotenzials beendet. Durch Erfahrungswerte kann das normierte Endpotenzial so gewählt werden, dass der von außen sichtbare Riss bei Beendigung des Versuchs nicht über die Probenquerschnittsdiagonale hinausgewachsen ist. Somit ist sichergestellt, dass der Riss den ganzen Versuch über annähernd viertelkreisförmig ist und der Versuch nachfolgend mit bekannten Bewertungsmethoden der Bruchmechanik ausgewertet werden kann. Daraufhin wird die Probe mit einer Kraftschwingweite von 12 kN bei Raumtemperatur, $R_\sigma = 0$ und 10 Hz beaufschlagt, bis sie bricht.

Das Risswachstum wird zusätzlich zur Potenzialsonde an den zwei Probenseiten, auf denen die Anfangskerbe liegt, mit Fernfeldmikroskopen von Basler überwacht. Hierfür werden alle Probenflächen händisch poliert: Zunächst wird die Oberfläche mit Schleifpapier der Körnungen 600, 800 und 1000 geschliffen und dann mit einem Läppmittel unter Zuhilfenahme eines Filzkegels und einer Standbohrmaschine glänzend poliert. Durch eine Wischätzung mit Adlerschem Ätzmittel werden die einzelnen Körner sichtbar gemacht. Die Beleuchtung der Probe während des Versuchs erfolgt mit einer Weißlichtquelle für die Aufnahmen bei Temperaturen, bei denen die Probe nicht glüht und einer blauen Lichtquelle für Bildaufnahmen bei glühender Probe. Hierfür wird zusätzlich ein Blaufilter genutzt.

3.3 Kurzrisswachstumsmessungen mit der Replika-Technik

Die Replika-Technik ermöglicht es, Rissinitiierungsstellen in anfänglich glatten Proben zu identifizieren und Kurzrisswachstum entlang mikrostruktureller Merkmale zu verfolgen, was eine Aufklärung der Schädigungsmechanismen ermöglicht. Zu diesem Zweck werden von der Probenoberfläche alle 10 % der erwarteten Lebensdauer Abdrücke genommen und diese, nachdem der Versuch beendet ist, unter dem Lichtmikroskop ausgewertet.

Zur Erstellung der Abdrücke der Probenoberfläche wird der Versuch unterbrochen, die Probe im elastischen Bereich unter Zug belastet, um potenzielle Risse aufzuziehen und eine für 2-3 Sekunden in Aceton plastifizierte Acetatfolie auf die Probenoberfläche im Messbereich aufgebracht. Die plastifizierte Folie legt sich auf die Probenoberfläche, dringt in potenzielle Risse ein und erzeugt so ein Negativ der Probenoberfläche. Nach ca. 1.5 Minuten ist die Folie wieder fest und kann von der Probenoberfläche

abgezogen werden. Zum Abbilden des gesamten Messbereichs sind zwei Folien notwendig, da ein Überlappen der Folie zu einem nicht auswertbaren Bereich führen würde. Die Folien werden auf einen Objektträger aufgebracht und nach Beendigung des Versuchs unter dem Lichtmikroskop beginnend mit dem letzten Abdruck auf Risse untersucht. So kann der finale Hauptriss oder auch mehrere Risse über die Lebensdauer zurückverfolgt werden bis zum ersten Abdruck, auf dem im besten Fall die Rissinitiierung sichtbar ist.

Die Qualität der Replika-Abdrücke kann zum Beispiel durch Luftpfeinschlüsse oder sich zu früh von der Probenoberfläche lösende Folien variieren. Luftblasen bilden sich meist an Rissen, da die durch die Folie in den Rissen eingeschlossene Luft durch das Eindringen der Folie in den Riss entweicht. Die Luftblasen sind als kreisförmige, helle Stellen auf den Folien erkennbar und zeigen keinen Oberflächenabdruck der Probe. Folien lösen sich insbesondere zu Beginn des Versuchs von einer nicht oxidierten Probenoberfläche frühzeitig ab, da das Aceton der Folie verdunstet und eine Anhaftung an der Probe nicht mehr gegeben ist. In den Rissen kann die Folie aber noch plastisch sein, was sich auf den Abdrücken als nicht klar abgezeichnete Risse darstellt oder als Risse, an denen die Folie Fäden gezogen hat. Da die Folien nach Ende des Versuchs unter dem Lichtmikroskop ausgewertet werden, ist ein Nachbessern für den entsprechenden Lebensdaueranteil nicht möglich.

3.4 Mikrostrukturelle Untersuchungen

Die mikrostrukturellen Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit werden anhand von Schlifflinien oder Bruchflächen durchgeführt. Die Schlifflinien werden aus warmeingelegten Probensegmenten an einer Struers Tegramin-30 Poliermaschine angefertigt. Hierzu werden die Schlifflinien zunächst mit einem Schleifpapier der Körnung 120 μm für 30 Sekunden geschliffen, anschließend mit Diamantsuspension der Körnung 9, 6 und 3 μm für 3 Minuten poliert und abschließend für 15 Minuten mit OPS, einer Siliziumoxidsuspension der Körnung 0.04 μm , endpoliert.

Lichtmikroskopische Untersuchungen werden an einem ZEISS Axio Imager Vario oder einem Nikon Eclipse ME600 durchgeführt. Des Weiteren wird ein Leica M80 Stereomikroskop genutzt. Für Rasterelektronenmikroskop (REM)-Untersuchungen werden ein Hitachi S-3400N oder ein ZEISS SUPRA 40VP genutzt, an dem auch Electron Backscatter Diffraction (EBSD)-Aufnahmen mit einem System von EDAX durchgeführt werden.

4 Langrisswachstum an IN100 unter TMF-Belastung

In Fluggasturbinen werden vornehmlich Nickelgusslegierungen genutzt, da diese den hohen thermischen und durch Fliehkräfte bedingten mechanischen Belastungen standhalten können. Start und Landung verursachen TMF-Zyklen, die abhängig vom Bauteil und Ort im Bauteil unterschiedliche Phasenbeziehungen und Spannungsverhältnisse aufweisen können. Der Reiseflug führt zu einer zusätzlichen Haltezeit. Um die unterschiedlichen Einflussfaktoren untersuchen zu können, werden TMF-Langrisswachstumsversuche an Eckanrissproben aus gegossenem Inconel 100 (IN100) mit Temperaturzyklen von 300-850 °C und 300-950 °C durchgeführt. Die Einflüsse unterschiedlicher Phasenbeziehungen zwischen Temperatur und Spannung, des Spannungsverhältnisses sowie der Haltezeit bei maximaler Temperatur werden analysiert.

Schlussendlich wird eine einheitliche Beschreibung der unterschiedlichen Einflussfaktoren auf Basis der zyklischen Risspitzenöffnung angestrebt. Hierfür dient die Erweiterung eines Modells, das elastische, plastische und viskose Effekte berücksichtigen kann.

4.1 Nickelbasis-Gusslegierungen

Der nachfolgende Abschnitt basiert auf Bürgel (2006).

Nickelbasis-Werkstoffe sind hochtemperaturbeständig und werden aufgrund dieser Eigenschaft hauptsächlich im Gasturbinenbau eingesetzt. Auch andere Werkstoffe sind für diesen Einsatz geeignet, Nickelbasis Werkstoffe weisen jedoch die günstigste Kombination aus Hochtemperatur- und Korrosionsbeständigkeit, Verarbeitbarkeit und mechanischen Eigenschaften auf. Die Hochtemperaturbeständigkeit ist auf die bis zum Schmelzpunkt bestehende kubisch flächenzentrierte (kfz) Gitterstruktur zurückzuführen. Diese hat im Gegensatz zur kubisch raumzentrierten (krz) Gitterstruktur einen erheblich niedrigeren Diffusionskoeffizienten. Eine zusätzliche inhärente Festigkeitssteigerung kann durch die kohärente γ' -Phase (meist Ni_3Al) erzielt werden, die meist in Form kubischer Teilchen in die Mischkristall-Matrix eingebettet ist. Korrosions- und Oxidationsschutz können durch Zulegierung von deckschichtbildenden Elementen wie Chrom für Cr_2O_3 zum Korrosionsschutz oder Aluminium für Al_2O_3 zum Oxidationsschutz erzielt werden.

Nickelbasis-Gusslegierungen können je nach Einsatzzweck natürlich erstarrt, gerichtet erstarrt oder als Einkristall gegossen werden. Im Folgenden wird der natürlich erstarrte Gusszustand genauer betrachtet. Dieser weist, verglichen mit z.B. geschmiedetem Material, relativ grobe Körner auf. Die grobkörnige Struktur bewirkt eine höhere Festigkeit bei Kriechbelastung als feinkörniges Gefüge.

Bei der Erstarrung des Gussgefüges bilden sich Mikrosegierungen durch unterschiedliche Löslichkeiten von Legierungselementen in der Schmelze und im Mischkristall. Bei der Bewertung des Erstarrungsverhaltens ist der Segierungsverteilungskoeffizient k hilfreich, der das Verhältnis der Löslichkeit von Legierungselementen im festen Zustand c_s mit dem in der Schmelze c_L (jeweils in Molanteilen) ausdrückt:

$$k = \frac{c_S}{c_L} \quad (4.1)$$

Bei Legierungselementen X, bei denen $k < 1$ ist, ist der Mischkristall während der Erstarrung im Mittel X-ärmer, während die Schmelze im Mittel X-reicher ist. Somit sind die interdendritischen Bereiche, die zuletzt erstarren, und die Korngrenzenbereiche im Vergleich zu den dendritischen Bereichen X-reicher. Legierungselemente, bei denen $k > 1$ ist, verhalten sich entsprechend umgekehrt. Wird in der verbleibenden Schmelze die eutektische Zusammensetzung erreicht, kann sich in den interdendritischen Bereichen ein Eutektikum aus γ -Mischkristall (Matrix) und γ' -Phase ausbilden, was bei quasi allen Nickelbasis-Superlegierungen beobachtbar ist. Beim Eutektikum ist der Anteil der γ' -Phase meist dominierend und der Anteil der γ -Phase sehr gering, so dass die γ -Phase lediglich in Form schmaler Adern ausgeprägt ist. Die starken γ' -Bildner Aluminium, Tantal, Titan und Niob seigern stark ($k < 1$), was zu einer Anreicherung und damit zu einer höheren γ' -Konzentration im interdendritischen Bereich führt und zu einer geringeren im Dendritenkern.

Legierungsmaßnahmen zur Mischkristallverfestigung nutzen Kobalt, Eisen, Chrom, Niob, Tantal, Molybdän, Wolfram, Titan, Aluminium, Hafnium und Zirkon. Der überwiegende Anteil an der Härtung der Nickelbasis-Werkstoffe kommt jedoch der γ' -Phase zu. Diese scheidet sich homogen verteilt im γ -Mischkristall aus, da sie keine Vorzugsorte zur Bildung benötigt. Eine Erhöhung des Volumenanteils der γ' -Phase kann durch Erhöhung des Aluminium-Gehalts erreicht werden oder durch mögliche Substitutionselemente in der γ' -Phase: Titan und Tantal. Dadurch, dass sich diese Phase kohärent zum γ -Mischkristall ausscheidet, müssen Versetzungen die Ausscheidungen – je nach deren Größe und der anliegenden Spannung – schneiden oder überklettern; im Falle einer zu starken Vergrößerung im Betrieb werden die Teilchen umgangen.

Eine Festigkeitserhöhung kann auch durch Karbide erreicht werden. Von den möglichen Karbidarten MC, M_6C und $M_{23}C_6$ (wobei M für Metall steht) kommen im Werkstoff IN100 die erste und die letzte genannte Art vor. MC-Karbide sind relativ grobe Primärkarbide, die bei der Erstarrung entstehen und thermodynamisch sehr stabil sind, jedoch die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs vernachlässigbar beeinflussen. Metallische Partner sind die bei der Erstarrung stark interdendritisch seigernden Elemente Titan, Tantal und Niob. Die Seigerungsneigung führt dazu, dass diese Karbidart fast ausschließlich interdendritisch zu finden ist. Die Karbidart mit dem größten festigkeitssteigernden Einfluss ist $M_{23}C_6$, dessen Metall meist Chrom darstellt. Während des Lösungsglühens lösen sich die Karbide größtenteils auf und bilden sich bei der anschließenden Aushärtung auf den Korngrenzen neu, was dem Korngrenzgleiten entgegenwirkt, die Kriechrisseigung jedoch erhöht.

Zur Verringerung der Porosität kann nach dem Gießen ein heißisostatischer Pressvorgang folgen. Hierfür wird der Werkstoff auf Lösungsglühtemperatur erhitzt, um einen möglichst geringen Anteil an härtender γ' -Phase vorliegen zu haben, und das Werkstück allseitig gepresst. Über den Druckunterschied und den bei diesen Temperaturen geringen Widerstand können die innenliegenden Hohlräume reduziert werden.

4.2 Grobkörnige Nickelbasis Gusslegierung IN100

Die Nickelbasis Gusslegierung Inconel 100 (IN100) hält hohen Temperaturen und Kräften stand und ist gleichzeitig mit einer Dichte von 7.75 g/cm^3 vergleichsweise leicht (Nickel Institute (2021)), was sie für Anwendungen in Gasturbinen interessant macht - insbesondere als Laufschaufelwerkstoff in der Nie-

derdruckturbine. Die chemische Zusammensetzung aus dem Werkstoffprüfzeugnis ist in Tabelle 4.1 angegeben.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis Gusslegierung Inconel 100 in Gew.-%

| Co | Cr | Al | Ti | Mo | V | C | Zr | B | S | Fe | Cu | Si | Mn | Ni |
|------|-----|-----|-----|-----|-----|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|
| 14.8 | 9.0 | 5.7 | 4.7 | 3.0 | 0.8 | 0.16 | 0.06 | 0.014 | 0.003 | <0.1 | <0.1 | <0.1 | <0.1 | Rest |

Die Rohlinge für die Probenfertigung wurden von Zollern GmbH und Co. KG als Vakuumfeingussstäbe mit einer Länge von 120 mm und einem Durchmesser von 18 mm aus einer Schmelze zu der Charge 597516 abgegossen. Im Anschluss an den Gießprozess wurden die Stäbe bei 1200 °C und 1030 bar für 4 Stunden heißisostatisch gepresst.

An IN100 werden zur Grundcharakterisierung und als weitere Bewertungsgrundlage unterschiedliche Parameter an Quer- und Längsschliffen der Rohlinge charakterisiert: Die Korngröße, die Poren- und Karbidgrößen, der Sekundärdendritenarmabstand, der γ' -Anteil und die Größe der γ' -Teilchen. Des Weiteren wird an einem Schliff im REM untersucht, ob es weitere auffällige Mikrostrukturmerkmale gibt.

Die Korngrößen werden mittels des Linienschnittverfahrens an Schliffen unter dem Lichtmikroskop im Dunkelfeld ermittelt. Hierfür werden die Schliffe an einem Zeiss DIC Lichtmikroskop auf einem motorisierten x-y-Tisch in 50-facher Vergrößerung aufgenommen und die einzelnen Bilder mit der Software Zen2Core zusammengefügt (Abbildung 4.1). In unterschiedlichen Bereichen der Schliffe werden die Korngrößen in Längs- und Querrichtung pro Schliff bestimmt. Diese liegen im Bereich von 250-1200 μm , wobei die Korngrößen von der Staboberfläche zur Stabmitte zunehmen und stark variieren.

Zur Validierung der Korngrößenbestimmung wird an einem Zeiss Sigma eine große EBSD-Aufnahme durchgeführt (siehe Abbildung 4.2) und die Korngrößen mittels der internen Software bestimmt. Die so ermittelten Ergebnisse sind vergleichbar zu den Ergebnissen des Linienschnittverfahrens.

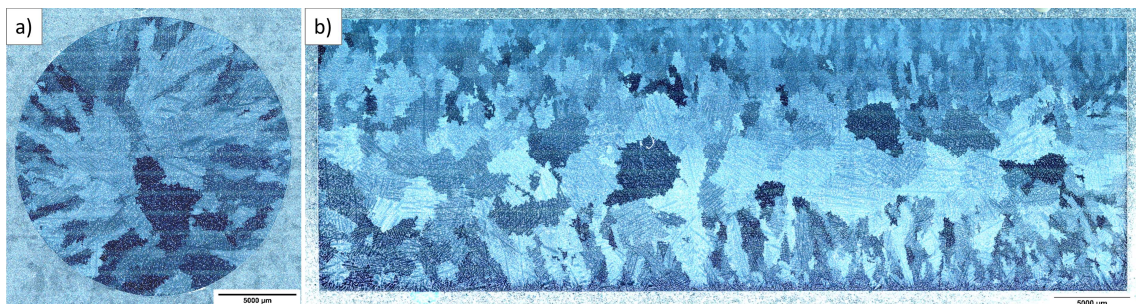


Abbildung 4.1: Elektrolytisch geätzter Schliff eines IN100 Gussstabs unter dem Lichtmikroskop im Dunkelfeld
a) Querschliff b) Längsschliff; bereits veröffentlicht in Schackert und Schweizer (2022)

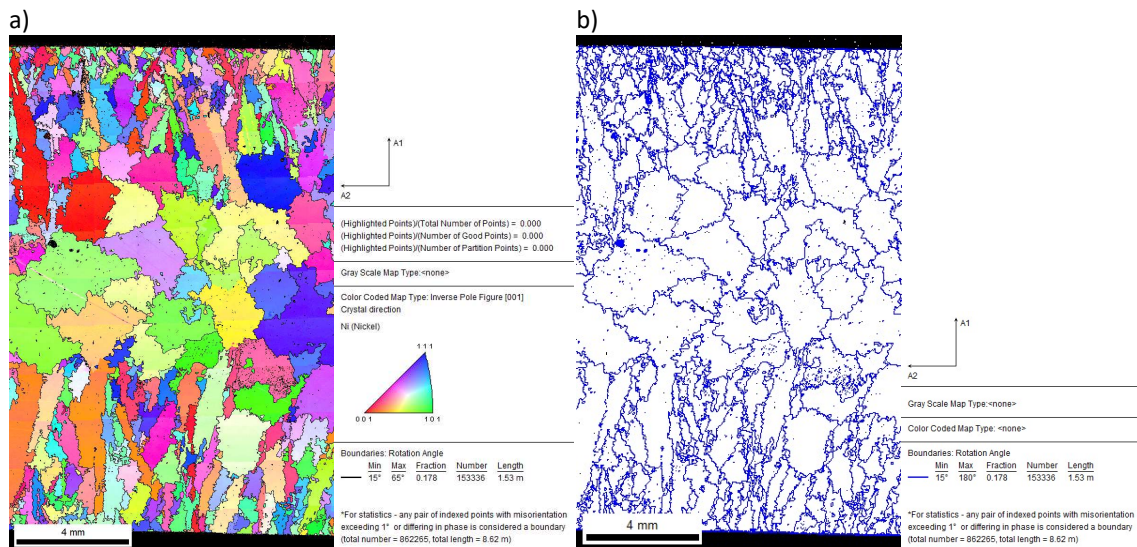


Abbildung 4.2: EBSD-Aufnahme eines Längsschliffs eines IN100 Gussstabs; a) Inverse Polfigur (IPF), b) Korngrenzen

Des Weiteren wird anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen der Sekundärdendritenarmabstand zu ca. 63 μm bestimmt. Für die Erstellung einer Poren- und Karbidstatistik werden die Schliffe mit der gleichen Vorgehensweise wie für die Korngrößenbestimmung im Hellfeld aufgenommen. Der Flächenanteil von Poren wird anhand eines Schliffs manuell ermittelt und liegt bei ca. 0.02 % im Bereich des Prüfquerschnitts, wobei die maximalen Feret-Durchmesser der Poren in der Schnittebene im Bereich von ca. 20 bis 150 μm liegen. Die maximalen Feret-Durchmesser der Karbide liegen in der Schnittebene im Bereich 1.5-60 μm . Insbesondere an den Korngrenzen und den interdendritischen Bereichen ist eine besonders hohe Karbidichte erkennbar. Zur Untersuchung der Mikrostruktur im REM werden die Schliffe mit 10 %-iger Phosphorsäure für 5 Sekunden mit 5 V elektrolytisch geätzt. Unter dem REM sind sekundäre und tertiäre γ' Teilchen in der γ -Matrix erkennbar (Abbildung 4.3a). Der γ' -Anteil liegt bei ca. 67 %, die Feret-Durchmesser der sekundären γ' -Teilchen liegen zwischen ca. 0.07 und 5 μm in der Schnittebene. Weitere mikrostrukturelle Merkmale sind eutektische Inseln, siehe Abbildung 4.3b.

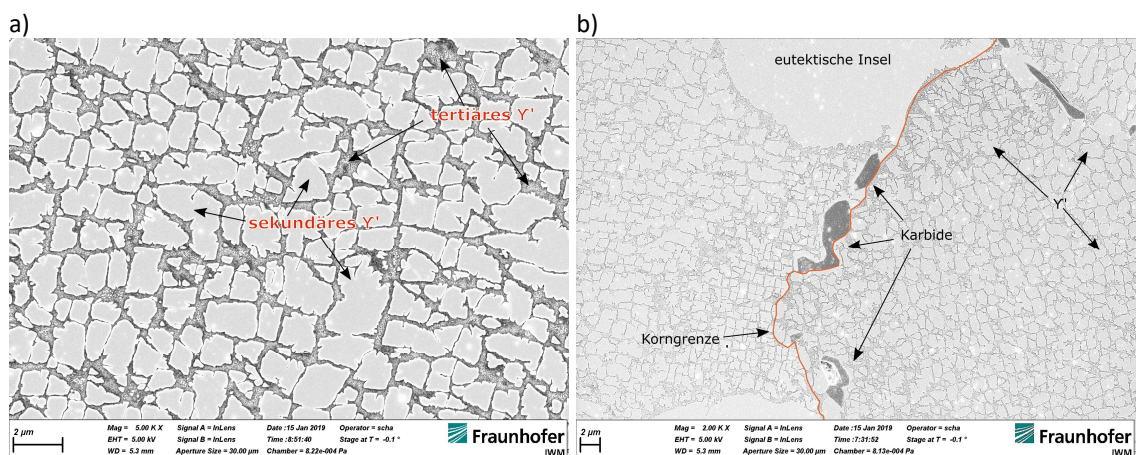


Abbildung 4.3: Mikrostruktur von IN100; elektrolytisch geätzter Querschliff des Gussstabrohrlings unter dem REM bei a) fünftausendfacher Vergrößerung b) zweitausendfacher Vergrößerung

4.3 Probenformen

Für die Untersuchungen an IN100 kommen zylindrische LCF-Proben und Eckanriss-Proben/Corner-Crack (CC)-Proben mit einem quadratischen Querschnitt zum Einsatz. Die Probenzeichnungen sind in Abbildung 4.4 zu sehen.

Die LCF-Proben weisen einen parallelen Messbereich von 17 mm Länge und 7 mm Durchmesser auf. Die Proben werden aus den gegossenen Rohlingen auf Endkontur gedreht und der Messbereich und der Übergang zum Messbereich auf eine Rauheit von $R_a = 0.02$ geläpft.

Die CC-Proben werden aus den gegossenen Rohlingen auf den Schaftdurchmesser gedreht und der Messbereich mit quadratischer Querschnittsfläche der Kantenlänge 8 mm per Drahterosion gefertigt. In eine der Kanten wird auf halber Probenhöhe eine dreieckige Rissstartkerbe per Feindrahterosion eingebracht, wofür ein Erodierdraht des Durchmessers 50 μm genutzt wird. Die Kantenlänge der Rissstartkerbe wird zwischen 1.2 und 1.8 mm gewählt.

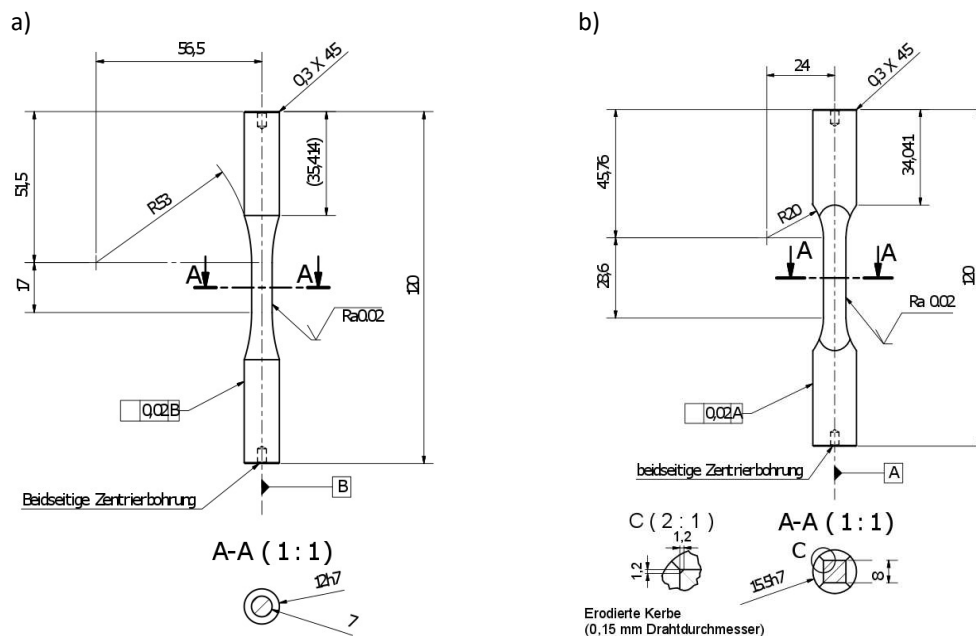


Abbildung 4.4: Probenzeichnungen, die für die Versuche an IN100 verwendet wurden; a) LCF-Probe, b) CC-Probe

4.4 Versuchsprogramm

Zur Generierung des Versuchsprogramms der Langrisswachstumsversuche unter TMF-Belastung werden zunächst dehnungsgeregelte TMF-Versuche durchgeführt. Der Grundcharakterisierung des Werkstoffs hinsichtlich Lebensdauern und der Generierung von zyklischen Materialparametern dienen LCF-Versuche.

Die LCF- und TMF-Versuche werden dehnungsgeregelt an den in Abbildung 4.4a dargestellten LCF-Proben mit einer elektromechanischen Prüfmaschine von Walter und Bai durchgeführt. Der Abstand der Extensometerstäbe wird hierfür auf ca. 10 mm eingestellt. Die LCF-Versuche werden dehnungsgeregelt mit einem Dreieckszyklus der Dehnrates 10^{-3} 1/s und einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$ durchgeführt

4 Langrisswachstum an IN100 unter TMF-Belastung

(die Prüfparameter sind Tabelle 4.2 zu entnehmen). Die TMF-Versuche werden totaldehnungsgeregelt mit einem Totaldehnungsverhältnis $R_{\varepsilon,tot} = -1$ und einer Aufheiz- und Abkühlrate von 5 K/s durchgeführt (die Prüfparameter sind in Tabelle 4.3 aufgeführt).

Tabelle 4.2: Prüfparameter für LCF-Versuche an IN100

| Probennummer | Regelung | Reglertemperatur [°C] | ε_a [%] |
|--------------|-----------|-----------------------|---------------------|
| APR-799 | Dehnung* | 300 | 0.20 |
| APR-836 | Dehnung | 300 | 0.30 |
| APR-869 | Dehnung | 300 | 0.60 |
| APR-818 | Dehnung** | 750 | 0.20 |
| APR-767 | Dehnung | 750 | 0.30 |
| APR-813 | Dehnung | 750 | 0.60 |
| APR-827 | Dehnung | 850 | 0.20 |
| APR-821 | Dehnung | 850 | 0.30 |
| APR-820 | Dehnung | 850 | 0.60 |
| APR-838 | Dehnung | 950 | 0.20 |
| APR-837 | Dehnung | 950 | 0.30 |
| APR-792 | Dehnung | 950 | 0.60 |
| APR-843 | Dehnung | 1050 | 0.20 |
| APR-842 | Dehnung | 1050 | 0.30 |
| APR-839 | Dehnung | 1050 | 0.60 |

* nach 1517000 Zyklen: Sinus bei 5 Hz; ** nach 323500 Zyklen: Sinus bei 5 Hz

Tabelle 4.3: Prüfparameter für TMF-Versuche an IN100

| Probennummer | Phasenbeziehung | Reglertemperatur [°C] | $\varepsilon_{a,mech}$ [%] | Lebensdauer |
|--------------|-----------------|-----------------------|----------------------------|-------------|
| APR-819 | IP | 300-850 | 0.28 | 17041 |
| APR-825 | OP | 300-850 | 0.28 | 3842 |
| APR-803 | IP | 300-950 | 0.18 | 2230 |
| APR-765 | IP | 300-950 | 0.28 | 148 |
| APR-849 | OP | 300-950 | 0.18 | 3921 |
| APR-783 | OP | 300-950 | 0.28 | 758 |

Zur Untersuchung des Langrisswachstums werden CC-Proben (siehe Abbildung 4.4b und Abbildung 3.1) genutzt. Die Versuche werden an einer servohydraulischen Prüfmaschine von Instron (8502) durchgeführt. Die Stäbe des Extensometers werden auf einen Abstand von ca. 10 mm eingestellt. Zunächst werden isotherme Versuche mit einem trapezförmigen 1-1-1-1-Zyklus (1 s von F_{min} zu F_{max} , 1 s Haltezeit bei F_{max} , 1 s von F_{max} zu F_{min} , 1 s Haltezeit bei F_{min}) bei den geplanten Extremaltemperaturen der TMF-Langrisswachstumsversuche (300, 850 und 950 °C) durchgeführt. Ein isothermer Versuch bei 950 °C wird mit einem trapezförmigen 1-1-1-1-Zyklus in einer Vakuumkammer bei einem Druck von ca. $6 \cdot 10^{-6}$ mbar ohne Extensometer an einer Prüfmaschine von Instron (Triax) durchgeführt.

Die TMF-Langrisswachstumsversuche werden mit einem Dreieckszyklus mit einer Aufheiz- und Abkühlrate von 10 K/s durchgeführt. Um diese Abkühlrate einstellen zu können, wird im Einspannbereich der Probe eine Druckluftdüse zur Kühlung genutzt. Das Versuchsprogramm für die TMF-Langrisswachstumsversuche wird so konzipiert, dass die Versuche im aufsteigenden Hystereseast bei $F = 0$ kN gestartet werden. Kraft-Temperatur-Verläufe, die als Eingabe für die Maschinensteuerung genutzt werden, sind exemplarisch für Versuche bei 300-950 °C in Abbildung 4.5 dargestellt.

Die Proben werden induktiv mit einer Induktionsanlage von Hüttinger Trumpf (TruHeat) beheizt. Zur Kalibrierung des Potenzialsignals werden jeweils zwei Beachmarks durchgeführt.

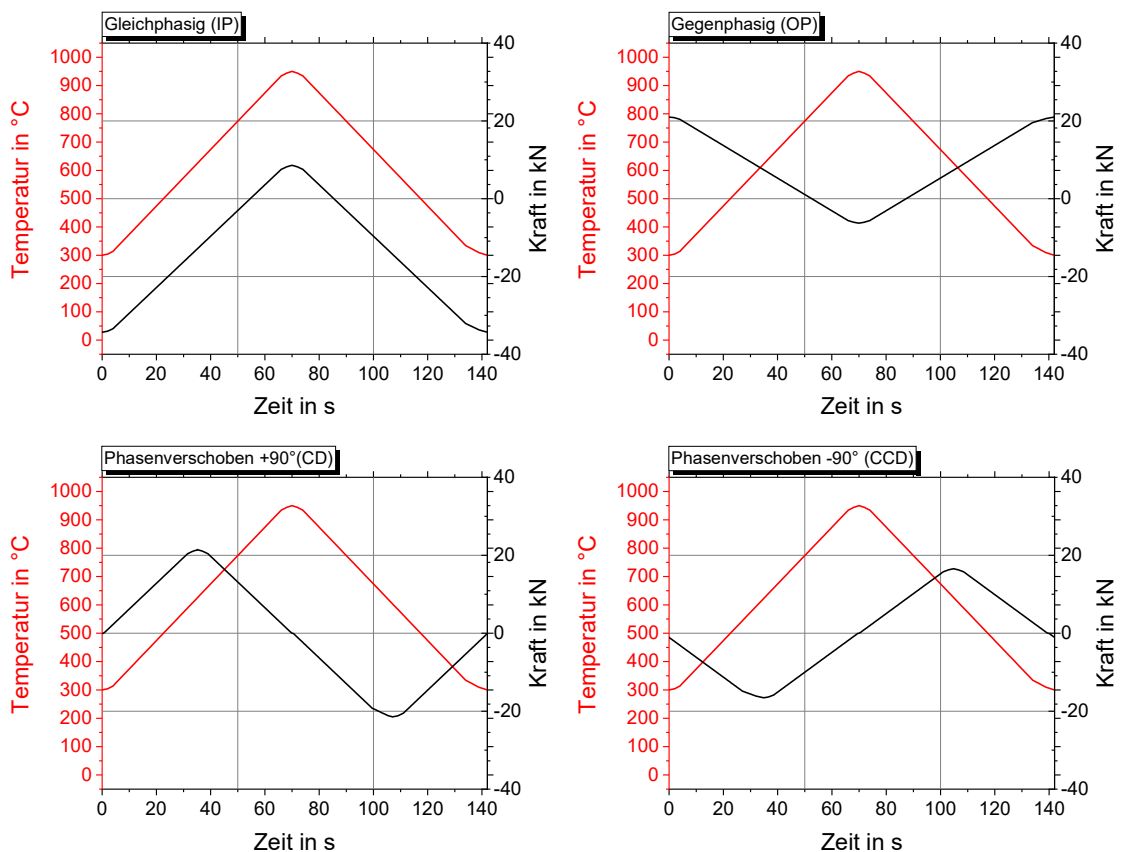


Abbildung 4.5: Kraft-Temperaturverläufe als Input für die Maschinensteuerung der TMF-Versuche an CC-Proben

Das Versuchsprogramm beinhaltet eine Variation der Maximaltemperatur, der Phasenbeziehung und des Spannungsverhältnisses. Des Weiteren werden Versuche mit einer Haltezeit bei maximaler Temperatur durchgeführt. Als Temperaturzyklen werden 300-850 °C und 300-950 °C und als Kraft-Temperatur-Phasenbeziehungen in-phase (IP), out-of-phase (OP), clockwise diamond/phase-shift +90° (CD), counterclockwise diamond/phaseshift -90° (CCD) geprüft (die englischen Begriffe haben sich auch im deutschen Sprachgebrauch durchgesetzt). Die Versuche mit einer Haltezeit von 300 s bei maximaler Temperatur werden bei 300-850 °C mit IP- und OP- Beziehung durchgeführt. Die gewählten Versuchsparameter pro Versuch sind Tabelle 4.4 zu entnehmen. Die Versuche, die zur Absicherung der Risswachstumskurven wiederholt werden, zeigen keine signifikanten Abweichungen und werden deswegen aus Übersichtlichkeitsgründen nicht dargestellt.

Innerhalb der LabView-Programmierung wird ein Filter genutzt, der das Potenzi­alsignal über einen Zyklus mittelt, um Beeinflussungen durch elektromagnetische Felder der Induktionsanlage zu minimieren. Im Versuchsverlauf werden die Potenzialdrähte untereinander optisch auf Berührungsfreiheit überprüft. Nach Beendigung des Versuchs werden die Potenzialdrähte auf feste Verbindung mit der Probe geprüft. Ein Verbindungsverlust der Potenzialdrähte mit der Probe während des Versuchs ist eindeutig an einem stark schwankenden Potenzi­alsignal und einem plötzlich angezeigten Potenzial von null erkennbar.

Zum Ausmessen der Bruchflächenanteile für die Kalibrierung des Potenzi­alsignals werden die Bruchflächen in unterschiedlichen Beleuchtungskonfigurationen (von unterschiedlichen Seiten) und Kippwinkeln begutachtet, um die unterschiedlichen Bereiche (Anschwingen, Beachmarks, Versuch und Durchschwingen) identifizieren zu können. Im Zweifel werden Versuche wiederholt.

Tabelle 4.4: Prüfparameter für kraft­ge­regelte isotherme und TMF-Risswachstumsversuche an CC-Proben aus IN100

| Probe | | Anschwingen | | Ermüdungsversuch | | | | |
|--------------|------------|--------------------|-----------------------|------------------|--------------------------|--------------|-----------------------|-----------------|
| Probennummer | a_K [mm] | ΔK [MPavm] | rel. Abbruchpotential | a_0 [mm] | Start ΔK [MPavm] | R_ϵ | Reglertemperatur [°C] | Phasenbeziehung |
| APR-784 | 1.21 | 14 12 | 1.2 1.3 | 1.42 | 34.75 | -1 | 300 | - |
| APR-859 | 1.20 | 14 12 | 1.2 1.3 | 1.92 | 34.75 | -1 | 300 | - |
| APR-802 | 1.21 | 14 12 | 1.3 1.4 | 1.98 | 26.20 | -1 | 850 | - |
| APR-780 | 1.15 | 14 12 | 1.2 1.3 | 2.05 | 14.08 | -1 | 950 | - |
| APR-830 | 1.72 | 25 20 | 1.4 1.55 | 3.10 | 25 | -1 | 950** | - |
| APR-809 | 1.49 | 25 20 | 1.4 1.55 | 2.74 | 22 | -1 | 950** | - |
| APR-831 | 1.74 | 25 20 | 1.4 1.55 | 2.91 | 25 | -1 | 300 - 950 | IP |
| APR-804 | 1.20 | 14 12 | 1.2 1.3 | 2.43 | 19.19 | -1 | 300 - 950 | IP |
| APR-808 | 1.71 | 14 12 | 1.3 1.55 | 2.20 | 40 | -2.3 | 300 - 950 | IP |
| APR-826 | 1.18 | 14 12 | 1.3 1.7 | 2.16 | 40 | -2.3 | 300 - 950 | IP |
| APR-812 | 1.19 | 14 12 | 1.3 1.4 | 2.42 | 42.40 | -4 | 300 - 950 | IP |
| APR-829 | 1.18 | 14 12 | 1.3 1.85 | 2.18 | 25 | -0.3 | 300 - 950 | OP |
| APR-814 | 1.18 | 14 12 | 1.3 1.4 | 2.27 | 25 | -0.3 | 300 - 950 | OP |
| APR-883 | 1.72 | 45 40 | 1.4 1.55 | 2.82 | 40 | -1 | 300 - 950 | OP |
| APR-834 | 1.19 | 14 12 | 1.3 1.85 | 2.39 | 34 | -1 | 300 - 950 | CD |
| APR-848 | 1.19 | 14 12 | 1.5 1.85 | 2.56 | 44 | -1 | 300 - 950 | CD |
| APR-774 | 1.83 | 35 30 | 1.4 1.55 | 3.36 | 45 | -1 | 300 - 950 | CCD |
| APR-845 | 1.19 | 14 12 | 1.5 1.85 | 2.74 | 46 | -1 | 300 - 950 | CCD |
| APR-817 | 1.73 | 40 35 | 1.4 1.55 | 2.63 | 40 | -1.4 | 300 - 850 | IP |
| APR-853 | 1.18 | 14 12 | 1.5 1.85 | 2.04 | 50 | -1.4 | 300 - 850 | IP |
| APR-832 | 1.71 | 40 35 | 1.4 1.55 | 2.89 | 40 | -1.4 | 300 - 850 | IP-h* |
| APR-841 | 1.73 | 14 12 | 1.4 1.55 | 2.18 | 40 | -0.7 | 300 - 850 | OP |
| APR-768 | 1.81 | 40 35 | 1.35 1.5 | 2.79 | 40 | -0.7 | 300 - 850 | OP-h* |
| APR-877 | 1.73 | 14 12 | 1.4 1.55 | 2.53 | 50 | -1 | 300 - 850 | CD |
| APR-775 | 1.45 | 35 30 | 1.3 1.65 | 2.98 | 50 | -1 | 300 - 850 | CCD |

* mit einer Haltezeit von 300 s bei maximaler Temperatur; ** unter Vakuum

Validierungsversuche

4.5 Mechanische Grundcharakterisierung

Zur Anpassung der Materialparameter E-Modul, zyklische Fließgrenze und zyklischer Verfestigungsexponent, die in Kapitel 4.7 angegeben sind und für die Beschreibung der Versuche genutzt werden, werden die stabilisierten Hysteresen der dehnungsgeregelten isothermen LCF-Versuche an zylindrischen Proben genutzt (Abbildung 4.6). Es ist zu beachten, dass die Diagramme aus Darstellungsgründen nicht identisch skaliert sind.

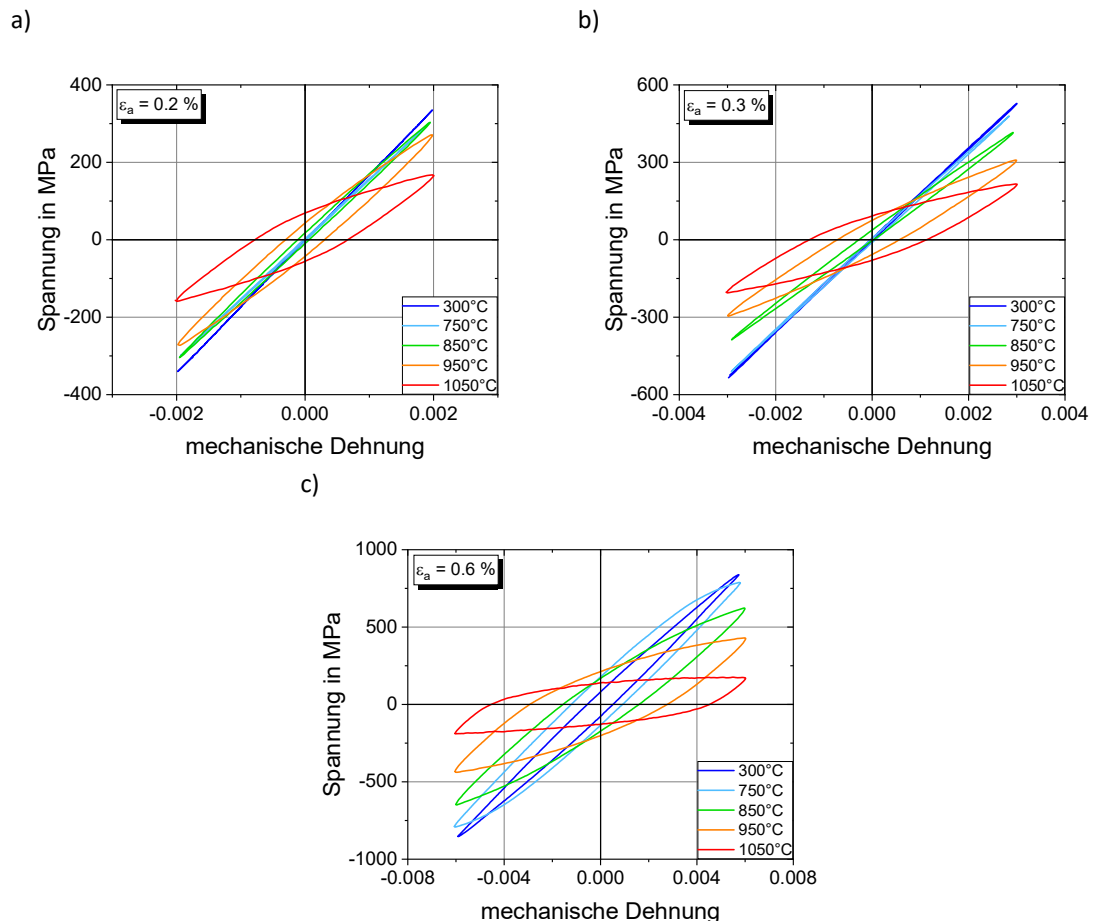


Abbildung 4.6: Stabilisierte Hysteresen bei halber Lebensdauer von isothermen dehnungsgeregelten LCF-Versuchen bei den mechanischen Dehnungsamplituden a) 0.2 % b) 0.3 % c) 0.6 %

Bei der Durchführung der kraftgeregelten TMF-Rissfortschrittsversuche werden Spannungsverhältnisse gewählt, wie sie sich bei dehnungsgeregelten TMF-Versuchen mit $R_{\epsilon, tot} = -1$ und den entsprechenden Extremaltemperaturen einstellen. Die sich einstellenden Spannungsverhältnisse entsprechen einem um die Fließgrenzen bei den jeweiligen Extremaltemperaturen korrigierten Totaldehnungsverhältnis:

$$R_{\sigma, TMF} = \frac{\epsilon_{min} \sigma_{Y,c}}{\epsilon_{max} \sigma_{Y,t}} \quad (4.2)$$

$\sigma_{Y,t}$ und $\sigma_{Y,c}$ sind die jeweiligen Fließgrenzen im Zug (t: tension) oder im Druck (c: compression). Die Hysteresen der dehnungsgeregelten TMF-Versuche als Basis für die Bestimmung des R_{σ} -Verhältnisses für die kraftgeregelten TMF-Risswachstumsversuche sind in Abbildung 4.7 dargestellt.

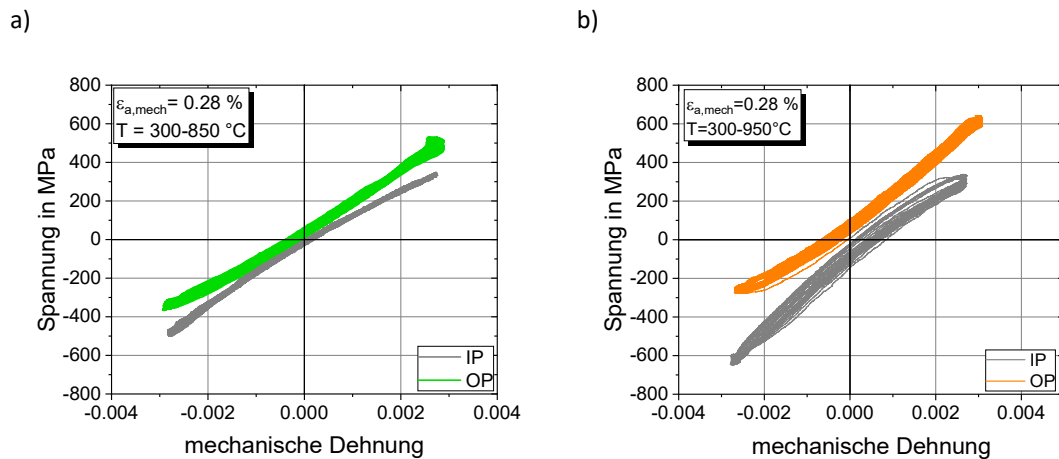


Abbildung 4.7: Hysteresen der dehnungsgeregelten IP- und OP TMF-Versuche bei der mechanischen Dehnungsamplitude 0.28 % bei a) 300-850 °C und b) 300-950 °C

4.6 Risswachstumsuntersuchungen an Corner-Crack-Proben

Die Ergebnisse von Risswachstumsversuchen unter TMF-Belastung mit einer Variation unterschiedlicher Einflussfaktoren werden im Folgenden dargestellt. Die Versuche werden allesamt global im elastischen Bereich durchgeführt, weswegen das Rissfortschrittsinkrement über den Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I aufgetragen wird. Die Auswertung der Rissfortschrittsrate da/dN erfolgt nach ASTM E 647 – 05 über die Sekantenmethode. Hierbei wird Sorge getragen, dass mindestens zwanzig Rissfortschritts-Datenpunkte generiert werden.

4.6.1 Risswachstum unter isothermen Bedingungen

Isotherme Risswachstumsversuche werden bei den Extremaltemperaturen der in den nächsten Kapiteln dargestellten TMF-Risswachstumsversuche zur deren Einordnung und Bewertung durchgeführt. Die Risswachstumsraten staffeln sich wie zu erwarten (Abbildung 4.8): Der Versuch bei 300 °C liegt am weitesten rechts und der Versuch bei 950 °C am weitesten links im Rissfortschrittsschaubild. Der Versuch bei 850 °C ordnet sich dazwischen ein. Der Rissfortschritt bei 950 °C ist bei gleichem ΔK_I ca. 1.5 Größenordnungen höher, als der bei 850 °C. Bei 850 °C wiederum ist der Rissfortschritt eine Größenordnung höher als bei 300 °C. Die Steigungen der Rissfortschrittsgeraden gleichen sich.

Zusätzlich zu den Versuchen bei 300, 850 und 950 °C an Luft wird ein Versuch bei 950 °C unter Vakuum durchgeführt, um den Umgebungseinfluss zu untersuchen. Die Risswachstumsraten fallen bei geringen ΔK_I -Werten mit denen bei 850 °C zusammen, ab ca. $\Delta K_I = 30 \text{ MPam}^{0.5}$ liegt der Rissfortschritt zwischen dem bei 850 und 950 °C. Der Abstand zur Risswachstumskurve bei 850 °C beträgt bei gleichem ΔK_I knapp eine Größenordnung und zum Versuch bei 950 °C an Luft ca. eine halbe Größenordnung. Der Validierungsversuch zeigt das gleiche Verhalten.

Die nachfolgend dargestellten Ergebnisse der TMF-Versuche werden zu Einordnungszwecken stets im Vergleich zu den isothermen Versuchen an Luft dargestellt.

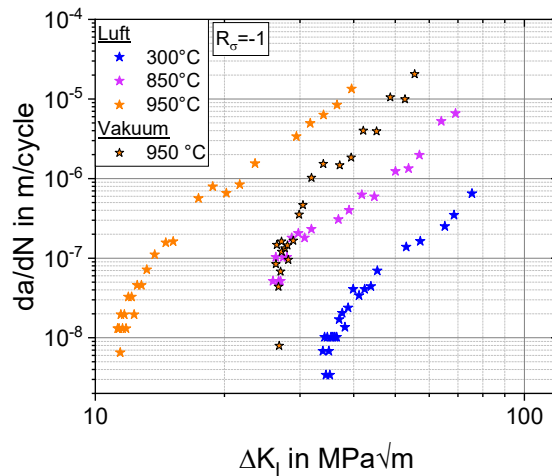
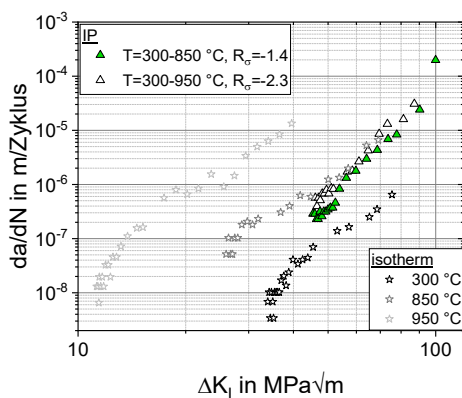


Abbildung 4.8: Risswachstum unter isothermen Bedingungen.

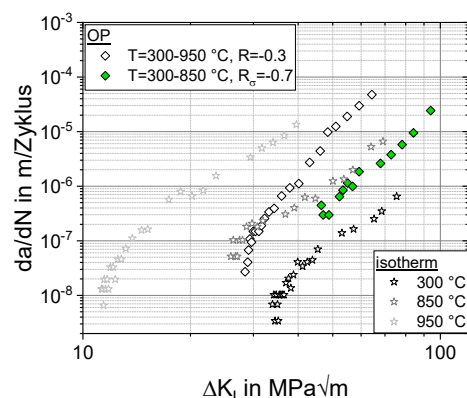
4.6.2 Einfluss der Maximaltemperatur

In Abbildung 4.9 sind die Ergebnisse der TMF-Risswachstumsversuche bei dem R_σ -Verhältnis, das sich bei totaldehnungsgeregelten TMF-Versuchen mit $R_{\epsilon,tot} = -1$ einstellt, im Vergleich zu isothermen Risswachstumsversuchen dargestellt. Die Risswachstumsraten der TMF-Versuche ordnen sich tendenziell zwischen denen der isothermen Versuche bei 850 und 300 °C ein - mit Ausnahme des OP-Versuchs bei 300-950 °C. Bei diesem Versuch liegen die Risswachstumsraten zwischen den isothermen Versuchen bei 850 und 950 °C. Die Rissfortschrittsgeraden bei Versuchen mit einer Maximaltemperatur von 850 °C liegen rechts derer mit einer Maximaltemperatur von 950 °C, weisen also einen höheren Schwellenwert auf. Die Steigungen der Risswachstumsgeraden der TMF-Versuche bei 300-850 °C gleichen den Steigungen der isothermen Versuche. Die Steigungen der Versuche bei 300-950 °C sind tendenziell etwas höher. Den geringsten Einfluss der Maximaltemperatur auf die Rissfortschrittsrate weist die IP-Beziehung auf – die Risswachstumsraten sind nahezu gleich – und den größten Einfluss die OP-Beziehung. Bei der CCD-Beziehung nimmt der Einfluss der Maximaltemperatur bei längeren Rissen zu – das Risswachstum bei 300-950 °C beschleunigt sich.

a)



b)



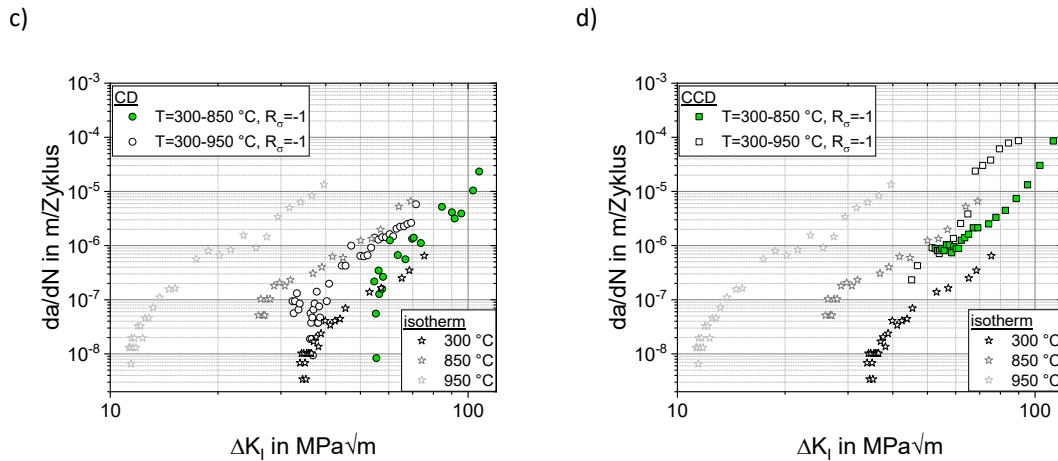


Abbildung 4.9: Risswachstum unter TMF-Belastung: Einfluss der Maximaltemperatur bei a) IP-, b) OP-, c) CD- und d) CCD-Beziehung.

4.6.3 Einfluss der Kraft-Temperatur-Phasenbeziehung

Für die sich bei dehnungsgeregelten TMF-Versuchen mit $R_{\varepsilon, tot} = -1$ einstellenden Spannungsverhältnisse ist in Abbildung 4.10 das Langrisswachstum bei unterschiedlichen Phasenbeziehungen und zwei Maximaltemperaturen dargestellt. Die Risswachstumskurven bei 300-850 °C (Abbildung 4.10a) ordnen sich zwischen denen der isothermen Versuche bei 300 und 850 °C ein. Bei 300-850 °C ist die IP-Belastung am schädlichsten und liegt leicht rechts der isothermen Gerade bei 850 °C. Am wenigsten schädlich ist die CD-Belastung. OP- ist schädlicher als CCD-Belastung.

Bei 300-950 °C, Abbildung 4.10b, gruppieren sich die Rissfortschrittsgeraden um die isotherme Gerade bei 850 °C. Die Rissfortschrittsgerade des OP-Versuchs liegt links des isothermen Versuchs bei 850 °C, die Rissfortschrittsgeraden aller anderen Phasenbeziehungen ordnen sich rechts der isothermen Kurve bei 850 °C ein und liegen für kurze Risslängen quasi aufeinander. Wenn die Risse länger sind, wirkt CCD-nach OP-Belastung am schädlichsten, danach folgen IP- und CD-Beziehung als am wenigsten schädliche Belastung.

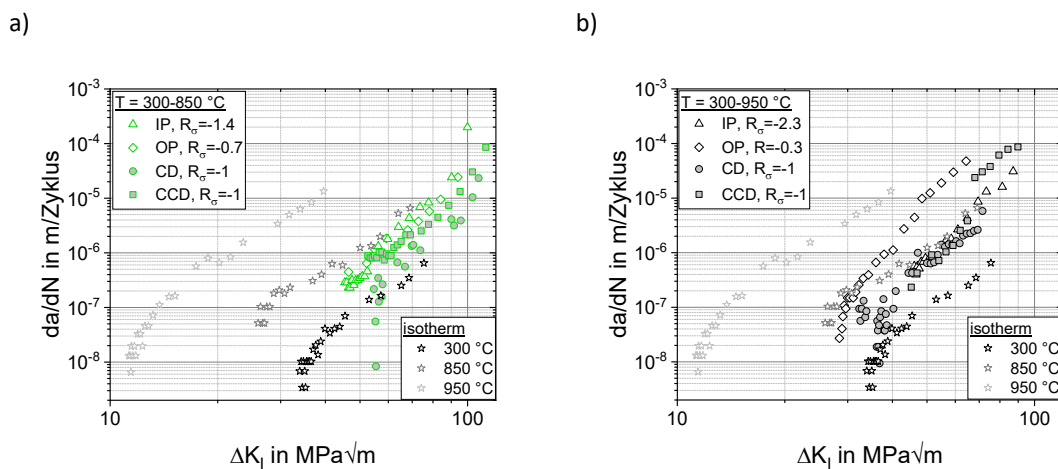


Abbildung 4.10: Risswachstum unter TMF-Belastung: Einfluss der Kraft-Temperatur-Phasenbeziehung bei; a) 300-850 °C, b) 300-950 °C.

Bei einem Spannungsverhältnis von $R_\sigma = -1$ und 300-950 °C wirken IP- und OP-Beziehung gleich schädigend (Abbildung 4.11). IP- und OP-Versuche führen zu einem schnelleren Rissfortschritt als CD- und CCD-Versuche, bei denen die relative Rissfortschrittsgeschwindigkeit der der isothermen Versuche gleicht. Die CCD-Belastung, bei der im aufsteigenden Hystereseast die maximale Temperatur auftritt, ist bei langen Rissen tendenziell schädigender als die CD-Belastung, bei der die maximale Temperatur im absteigenden Hystereseast auftritt. Bei langen Rissen gleicht sich die Steigung der Rissfortschrittsgeraden bei CCD-Belastung der bei IP- und OP-Belastung an.

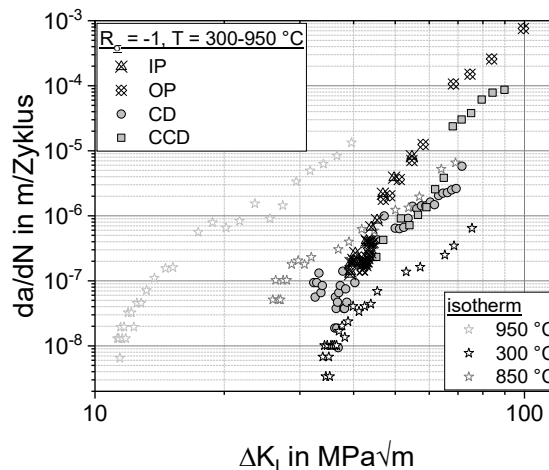


Abbildung 4.11: Risswachstum unter TMF-Belastung: Einfluss der Kraft-Temperatur-Phasenbeziehung bei $R_\sigma = -1$

4.6.4 Einfluss des Spannungsverhältnisses

Beim Vergleich von Abbildung 4.10 mit Abbildung 4.11 zeichnet sich ab, dass das Spannungsverhältnis einen Einfluss auf das Risswachstum hat. In Abbildung 4.12 ist das Risswachstum für unterschiedliche Spannungsverhältnisse bei 300-950 °C für IP- und OP-Beziehung dargestellt.

Für beide Phasenbeziehungen ist der Trend gleich, dass mit abnehmendem Spannungsverhältnis die schädigende Wirkung abnimmt bzw. sich die Risswachstumsrate bei gleichem Spannungsintensitätsfaktor verringert.

Bezüglich der Rissfortschrittsrate hat ein abnehmendes Spannungsverhältnis für die beiden Phasenbeziehungen eine gegenteilige Wirkung: Bei OP-Beziehung wirkt sich ein abnehmendes Spannungsverhältnis in einer Erhöhung der Steigung der Risswachstumskurven aus, bei IP-Beziehung in einer Verringerung der Steigung.

Die Risswachstumskurve bei OP-Beziehung weist bei dem Spannungsverhältnis $R_\sigma = -1$ eine höhere Steigung auf als bei $R_\sigma = -0.3$, die der Steigung der isothermen Versuche gleicht. Bei IP-Belastung ist die Steigung der Risswachstumskurven bei $R_\sigma = -1$ am höchsten und bei $R_\sigma = -4$ am geringsten. Die Steigungen und Lage der Risswachstumskurven beider Phasenbeziehungen bei $R_\sigma = -1$ gleichen sich. Die Risswachstumskurve bei IP-Beziehung und $R_\sigma = -2.3$ fällt nahezu (mit tendenziell höherer Steigung) mit der des isothermen Versuchs bei 850 °C zusammen und die bei IP-Beziehung und $R_\sigma = -4$ mit der des isothermen Versuchs bei 300 °C.

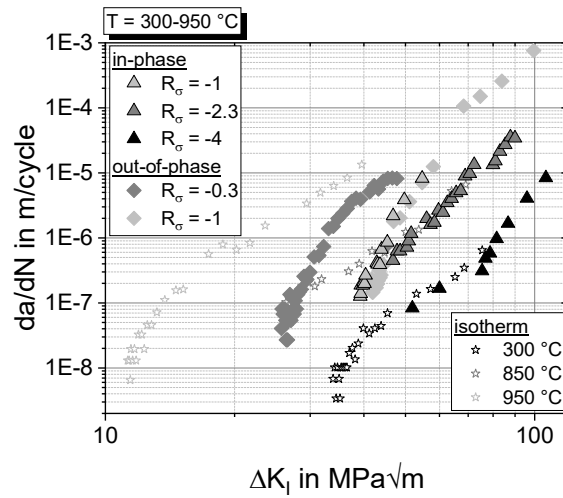
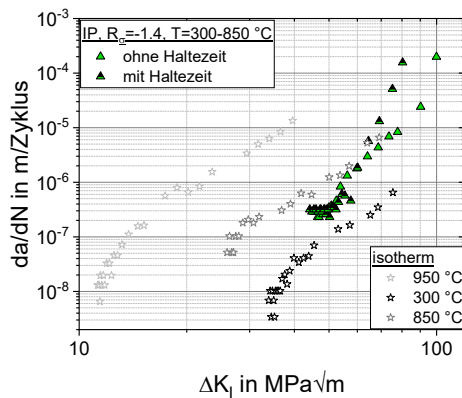


Abbildung 4.12: Risswachstum unter TMF-Belastung: Einfluss des R_σ -Verhältnisses

4.6.5 Einfluss der Haltezeit

Eine Haltezeit von 300 s bei maximaler Temperatur führt bei den untersuchten Prüfbedingungen 300-850 °C und den Phasenbeziehungen IP und OP zu einer Erhöhung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit (Abbildung 4.13). Hierbei wirkt eine Haltezeit bei IP-Beziehung insbesondere bei langen Rissen schädigender als bei OP-Beziehung.

a)



b)

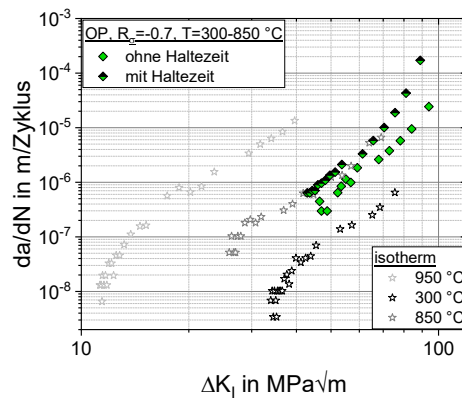


Abbildung 4.13: Risswachstum unter TMF-Belastung: Einfluss der Haltezeit bei Maximaltemperatur; a) unter IP- und b) unter OP-Beziehung

4.6.6 Analysen anhand von Fernfeldmikroskopaufnahmen

Während der Langrisswachstumsversuche werden die zwei Probenseiten, auf denen die Anfangskerbe liegt, mit Fernfeldmikroskopen von Basler AG aufgenommen. Bilder, die kurz vor Ende des Versuchs bei maximaler Kraft aufgenommen sind, sind in Abbildung 4.14 bis Abbildung 4.16 gezeigt (wobei z.B. bei Abbildung 4.16b keine Bilder am Ende der Lebensdauer vorliegen und deswegen das letzte aufgenom-

mene Bild dargestellt ist). Die Qualität der Aufnahmen schwankt, da mit zunehmender Kenntnis über das Materialverhalten und die Versuchstechnik die Fernfeldmikroskope besser eingestellt werden können und zusätzliche Hilfsmittel wie Blaufilter für die Aufnahmen zur Anwendung kommen. Generell ist bei 300-850 °C die Mikrostruktur deutlich besser zu erkennen, da sich innerhalb der Versuchsdauer keine geschlossene Oxidschicht auf der Probenoberfläche bildet – im Gegensatz zu den Versuchen bei 300-950 °C. Je länger die Versuche laufen, desto stärker verändert sich die Oberfläche. Z.B. sind die in Abbildung 4.14a und c auftretenden lokal scharf abgegrenzten hellen Stellen lokal abgeplatzte Oxidschichten.

Bei IP-Versuchen orientiert sich der Rissverlauf an der Mikrostruktur (Abbildung 4.14). Eine Belastung bei 300-950 °C mit $R_\sigma = -2.3$ führt zu deutlich sichtbaren Nebenrissen (Abbildung 4.14b), die oberflächlich nicht mit dem Riss verbunden sind, der von der Startkerbe aus gewachsen ist. Das Risswachstum wird sichtlich stark von der lokalen Mikrostruktur beeinflusst: Abbildung 4.14d und e sind an zwei Proben bei den gleichen Versuchsbedingungen aufgenommen. Während sich der Riss in Abbildung 4.14d stark an der Mikrostruktur orientiert, ist dies in Abbildung 4.14e nicht der Fall.

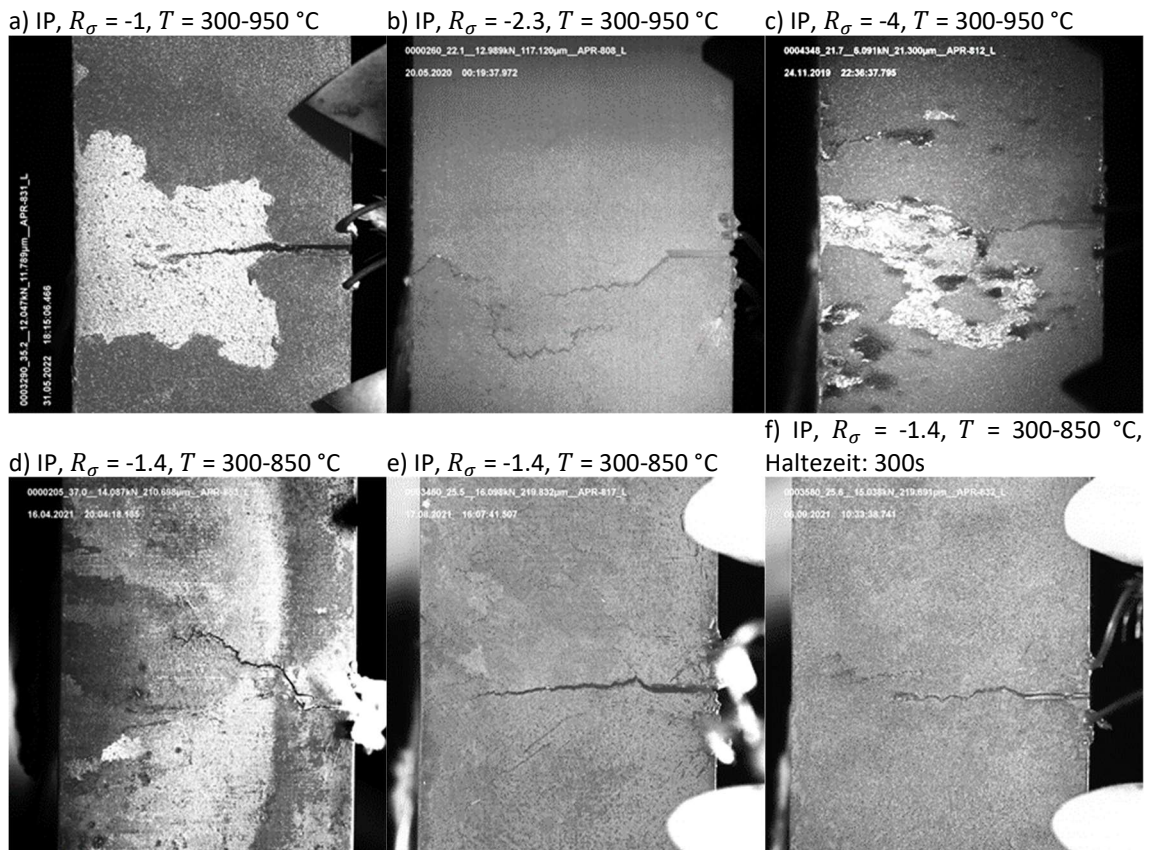
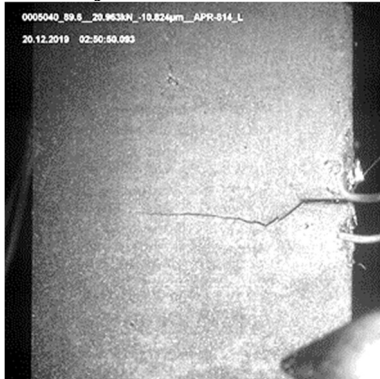


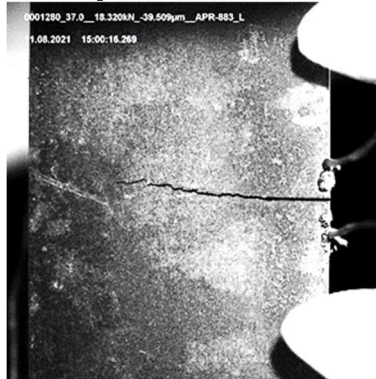
Abbildung 4.14: Fernfeldmikroskopaufnahmen bei maximaler Kraft für IP-Versuche

Der Riss verläuft bei OP-Belastung (siehe Abbildung 4.15) senkrecht zur Belastungsrichtung mit lokalen Abweichungen und orientiert sich insbesondere im ersten Drittel der Risswachstumsphase wenig an der Mikrostruktur.

a) OP, $R_\sigma = -0.3$, $T = 300-950$ °C



b) OP, $R_\sigma = -1$, $T = 300-950$ °C



c) OP, $R_\sigma = -0.7$, $T = 300-850$ °C



d) OP, $R_\sigma = -0.7$, $T=300-850$, Haltezeit: 300s

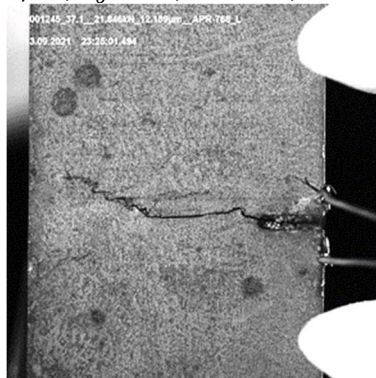


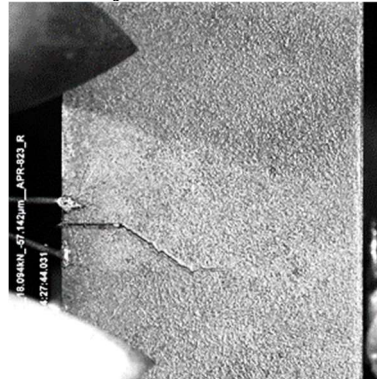
Abbildung 4.15: Fernfeldmikroskopaufnahmen bei maximaler Kraft für OP-Versuche

CD und CCD-Belastung führen, ähnlich wie OP-Belastung, zu einer geringen Orientierung des Risses an der Mikrostruktur (siehe Abbildung 4.16), vielmehr wächst der Riss senkrecht zur Belastungsrichtung mit lokalen Abweichungen.

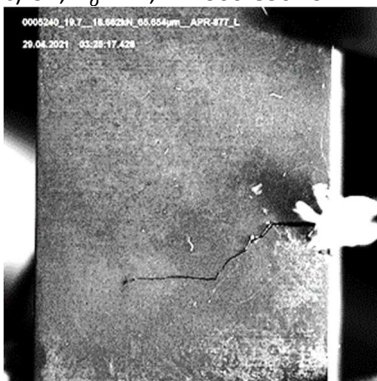
a) CD, $R_\sigma = -1$, $T = 300-950\text{ }^\circ\text{C}$



b) CCD, $R_\sigma = -1$, $T = 300-950\text{ }^\circ\text{C}$



c) CD, $R_\sigma = -1$, $T = 300-850\text{ }^\circ\text{C}$



d) CCD, $R_\sigma = -1$, $T = 300-850\text{ }^\circ\text{C}$

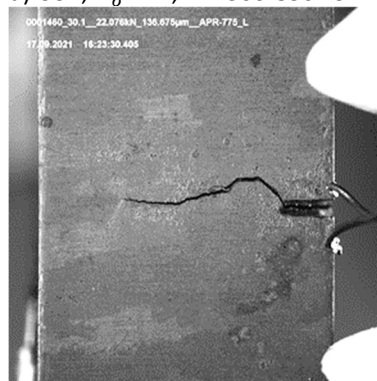


Abbildung 4.16: Fernfeldmikroskopaufnahmen bei maximaler Kraft für CD- und CCD-Versuche

4.7 Bruchmechanische Risswachstumsbewertung

Die Bewertung des Risswachstums unter TMF-Belastung wird basierend auf der zyklischen Risspitzenöffnung $\Delta CTOD$ durchgeführt, da mit diesem bruchmechanischen Parameter sowohl elastische, als auch plastische und viskose Effekte beschrieben werden können. Bei den durchgeführten Langrisswachstumsmessungen wird darauf geachtet, den Werkstoff im Fernfeld elastisch zu belasten, so dass plastische Effekte außer Acht gelassen werden können; viskose Effekte sind bei den aufgetragenen Temperaturen bis 950 °C für IN100 jedoch zu erwarten. Dementsprechend wird eine Formulierung für $\Delta CTOD$ gewählt, die von Schlesinger (2014) vorgeschlagen wurde und für elastisches und viskoses Materialverhalten und Kleinbereichsfließen anwendbar ist:

$$\Delta CTOD_{eff}^{el-vis} = d_{N'} \frac{\Delta J_{eff}^{el}}{\sigma_{cy}} \left[1 + (n+1)\alpha^* \int_{t_{cyc}} \frac{\sigma_{cy}^n}{0.002} \exp\left(\frac{-Q_{cr}}{RT}\right) dt \right]^{\frac{1}{n}} \quad (4.3)$$

Gleichung (4.3) ist eine empirische Verallgemeinerung von Gleichung (2.38), die von Riedel (1987) für konstante Belastung und konstante Temperatur abgeleitet wurde. Über den Term vor der Klammer in Gleichung (4.3), der die elastische zyklische Risspitzenöffnung $\Delta CTOD_{eff}^{el}$ beschreibt, werden elastische Effekte bewertet. Der Arrhenius-Ansatz in der Klammer mit dem Norton-Vorfaktor α^* und der Aktivierungsenergie Q_{cr} beschreibt die viskosen Effekte. Sofern die Lösung auch für plastisches Materialverhalten genutzt werden soll, ist ein Term zur Beschreibung dieses Verhaltens hinzu zu addieren. Für die Berechnung von ΔJ_{eff}^{el} wird der effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor mit der wahren Spannung und der Rissöffnungsspannung nach Fischer et al. (2016) genutzt. Dieser bezieht zusätzlich zu den von Newman berücksichtigten Einflüssen ein mit der zyklischen Fließgrenze korrigiertes R-Verhältnis über

$$R_{\sigma, TMF}^* = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \frac{\alpha_{TMF} \sigma_{Y,t}}{\sigma_{Y,c}} \quad (4.4)$$

mit ein. Zwar ist dessen Anwendung nur für OP- und IP-Belastungen per FE berechnet, wird im Folgenden jedoch auch für CD- und CCD-Belastungen angewandt. Für die nachfolgenden Berechnungen wird $\alpha_{TMF} = 1.3$ gewählt.

Die für die Bestimmung von $\Delta CTOD_{eff}^{el-v}$ genutzten zyklischen Materialparameter sind in Tabelle 4.5 aufgeführt. Aus Kriechdaten, die in den FVV-Vorhaben Nr. 249 (Bartsch und Granacher 1982), 375 (Granacher und Preußler 1986), 432 (Granacher und Pfenning 1991) und 523 (Granacher und Pfenning 1994) generiert worden waren, werden die Kriechparameter in Tabelle 4.6 bestimmt.

Eine Bestimmung der plastischen Materialparameter, insbesondere des zyklischen Ramberg-Osgood Verfestigungsexponenten N' , ist bei Hysteresen, die wenig Plastizität aufweisen, mit Unsicherheiten behaftet. Deswegen wird für die Berechnung von $\Delta CTOD_{eff}^{el-v}$ nicht $d_{N'}$ über N' bestimmt, sondern $d_{N'} = 0.5$ angenommen.

Für die Berechnung von $\Delta CTOD_{eff}^{el-v}$ werden aus den Materialparametern bei den transienten Zyklustemperaturen die Mittelwerte über einen Zyklus ermittelt und genutzt. Der Kriechanteil eines Zyklus wird durch das Integral in Gleichung (4.3) über den Temperaturzyklus ermittelt.

Tabelle 4.5: Materialparameter, ermittelt an stabilisierten Hysterese bei halber Lebensdauer

| T [°C] | E [MPa] | σ_{cy} [MPa] | N' |
|----------|-----------|---------------------|-------|
| 300 | 193438 | 1504 | 0.117 |
| 750 | 160078 | 1550 | 0.158 |
| 850 | 150035 | 1090 | 0.184 |
| 950 | 139281 | 672 | 0.212 |

Tabelle 4.6: Kriechparameter, bestimmt aus den in den FVV-Vorhaben Nr. 249 (Bartsch und Granacher 1982), 375 (Granacher und Preußler 1986), 432 (Granacher und Pfenning 1991) und 523 (Granacher und Pfenning 1994) generierten Daten

| Q_{cr} [kJ/mol] | α^* | n |
|-------------------|------------|-----|
| 401.7 | 2.7E-5 | 7 |

Eine Schwäche von Gleichung (4.3) ist, dass die Gleichung auf einer Lösung für eine Stufenlast beruht. Schlesinger (2014) versucht das Problem abzumildern, indem das Integral in Gleichung (4.3) nur über die Teile des Zyklus ausgeführt wird, in denen Zugspannungen herrschen. Im Folgenden wird eine andere Herangehensweise vorgeschlagen, mit der die Phasenbeziehung zwischen Spannung und Temperatur in TMF-Versuchen berücksichtigt werden kann.

Zur Ermittlung des Kriechanteils, ohne den Zyklus in Zug- und Druckanteile unterteilen zu müssen, wird ein Term basierend auf dem Phasenwinkel ϑ eingeführt, ähnlich wie ihn Sehitoglu und Boismier (1990) nutzten. Damit ergibt sich die Formulierung:

$$\Delta CTOD_{eff}^{el-vis} = d_{N'} \frac{\Delta J_{eff}^{el}}{\sigma_{cy}} \left[1 + \frac{\cos\left(\frac{\vartheta}{180}\pi\right)+1}{2} (n+1)\alpha^* \int_{t_{cyc}} \frac{\sigma_{cy}^n}{0.002} \exp\left(\frac{-Q_{cr}}{RT}\right) dt \right]^{\frac{1}{n}} \quad (4.5)$$

Es wird erwartet, dass auch bei einer OP-Belastung die im Vergleich zu isothermen Versuchen relativ lange Rampenzeit zu einer Kriechbelastung führt. Um diese miteinzubeziehen, wird Gleichung (4.5) erweitert:

$$\Delta CTOD_{eff}^{el-vis} = d_{N'} \frac{\Delta J_{eff}^{el}}{\sigma_{cy}} \left[\frac{\cos\left(\frac{\vartheta}{180}\pi\right)+1}{2} (n+1)\alpha^* \int_{t_{cyc}} \frac{\sigma_{cy}^n}{0.002} \exp\left(\frac{-Q_{cr}}{RT}\right) dt + f_v \right]^{\frac{1}{n}}, \quad (4.6)$$

wobei f_v für den vorliegenden Fall zu $f_v = 40$ angepasst wurde. Mit der Anwendung dieser Beziehung ist eine einheitliche Beschreibung der TMF-Risswachstumsversuche möglich (siehe Abbildung 4.17).

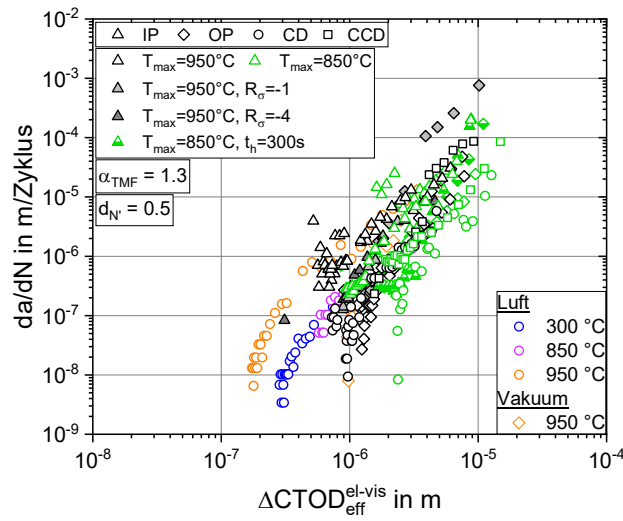


Abbildung 4.17: Anwendung des erweiterten Konzepts aus Gleichung (4.6) auf die Versuchsdaten

Aus den isothermen Versuchen werden die Risswachstumsparameter B und β , die für Risswachstumsrechnungen genutzt werden, über

$$\frac{da}{dN} = \beta (\Delta CTOD_{eff}^{el-vis})^B \tag{4.7}$$

bestimmt (Abbildung 4.18).

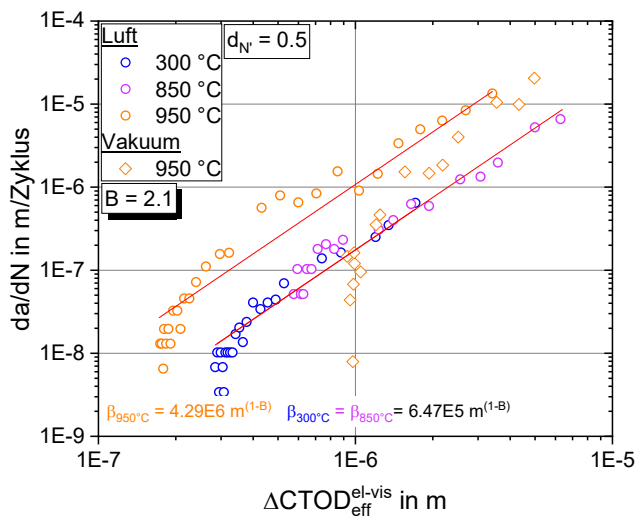


Abbildung 4.18: Anwendung von ΔJ_{eff}^{el-vis} auf die isothermen Risswachstumsdaten zur Bestimmung der Risswachstumsparameter B und β

Für die Risswachstumsrechnung werden $B = 2.1$ und $\beta = 2.0 \cdot 10^6 \text{ m}^{(1-B)}$, also ein aus den isothermen Versuchen gemittelt β genutzt. Dies führt zu den in Abbildung 4.19 dargestellten Ergebnissen, die sich größtenteils im Streuband mit Faktor 5 befinden. Tendenziell liegen die Risswachstumsraten der Versuche mit IP-Belastung auf der konservativen Seite – ebenso wie der Versuch mit OP-Belastung und $R_\sigma = -1$.

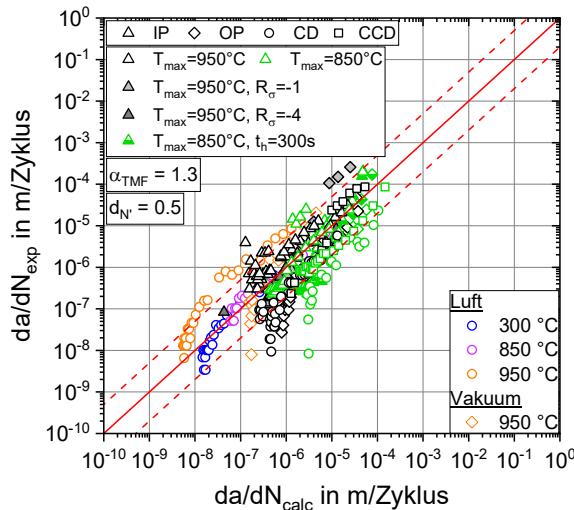


Abbildung 4.19: Gemessene im Vergleich zu berechneten Risswachstumsraten

4.8 Zusammenfassung und Diskussion

An der grobkörnigen Nickelbasis Gusslegierung IN100 wurden Langrisswachstumsuntersuchungen an CC-Proben unter TMF durchgeführt. Der Einfluss der Maximaltemperatur, der Kraft-Temperatur-Phasenbeziehung, des Spannungsverhältnisses und einer Haltezeit bei maximaler Temperatur auf das Risswachstum wurden untersucht.

Den größten Effekt für das Risswachstum von IN100 unter TMF-Belastung haben das Spannungsverhältnis (Abbildung 4.12) und die Haltezeit (Abbildung 4.13). Bei Versuchen mit Spannungsverhältnissen nach Gleichung (4.2) spielen die Maximaltemperatur bei gleicher Phasenbeziehung (Abbildung 4.9) und das Phasenverhältnis bei gleicher Maximaltemperatur (Abbildung 4.10) in den meisten Fällen eine untergeordnete Rolle.

In der Literatur lassen sich von unterschiedlichen Autoren (Guth et al. (2014), Boismier und Sehitoglu (1990)) Beobachtungen finden, dass sich die Wöhlerdauerlinien für dehnungsgeregelte IP- und OP-Belastung kreuzen – bei hohen mechanischen Dehnungsamplituden ist IP-Belastung schädlicher und bei geringen mechanischen Dehnungsamplituden, wie sie bei den durchgeführten Versuchen vorliegen, OP-Belastung. Bei Versuchen, die mit Spannungsverhältnissen nach Gleichung (4.2) durchgeführt wurden und näherungsweise denen entsprechen, die sich bei stabilisierten dehnungsgeregelten TMF-Versuchen mit $R_{\epsilon,tot} = -1$ einstellen, ist der Einfluss der Phasenbeziehung nur marginal sichtbar. Es kann davon ausgegangen werden, dass man sich mit den mechanischen Dehnungsamplituden in der Nähe des Schnittpunktes der Wöhlerlinien befindet.

Für die Versuche mit $R_\sigma = -1$ läge die Erwartung nahe, dass die IP-Belastung schädlicher ist als die OP-Belastung, da über einen größeren Teil des Zyklus Zugspannungen bei hoher thermischer Belastung wirken und Kriecheffekte dadurch stärker induziert werden. Jedoch sind die Risswachstumsraten für IP- und OP-Belastung bei $R_\sigma = -1$ nahezu identisch. Hierbei könnte, wie von Jones et al. (2020) beobachtet, die Größe der sekundären γ' -Teilchen einen Einfluss auf das Risswachstum haben. Im von ihnen untersuchten Material wirken sich große γ' -Teilchen verlangsamernd auf das Risswachstum aus. Da die γ' -Teilchen im hier untersuchten Material mit einer Größe von bis zu ca. 4 μm vergleichsweise groß sind, ist ein verlangsamerndes Effekt zu erwarten.

CD-Belastung ist weniger schädlich als CCD-Belastung. Dies stellen auch Jones et al. (2020) fest und führen dies auf die Interaktion von Risswachstum und Oxidation zurück. Da bei CD-Belastung die Maximaltemperatur im absteigenden Hystereseeast auftritt, oxidiere die Riss Spitze, ohne dass der Riss wachse, während der Riss dann im aufsteigenden Hystereseeast entlang der oxidierten Korngrenzen wachse. Bei CCD-Belastung hingegen trete die Maximaltemperatur im aufsteigenden Hystereseeast auf, was eine Oxidation der Riss Spitze verhindere. Dies wiederum befördere ein transkristallines Risswachstum; der Risswachstumsprozess sei also schneller als der Oxidationsprozess.

Beim Vergleich der Risswachstumskurven bei 950 °C an Luft und im Vakuum (Abbildung 4.8) ist zu erkennen, dass der Umgebungseinfluss – vermutlich größtenteils Oxidation – einen Einfluss auf das Risswachstum hat. Die Risswachstumsrate des Versuchs bei 950 °C unter Vakuum ist um ca. eine halbe Größenordnung geringer als die des Versuchs an Luft. Vergleicht man die Anwendung von ΔJ_{eff}^{el-vis} auf die Versuche bei 300 und 850 °C an Luft mit dem bei 950 °C unter Vakuum (Abbildung 4.18), scheint der Kriecheinfluss unterschätzt zu werden – insbesondere, wenn der Riss lang ist. Möglicherweise finden auch Kriecheffekte statt, die durch das Modell nicht abgebildet werden, wie z.B. Kriechporenbildung. Obwohl Oxidation im Risswachstumsmodell nicht berücksichtigt wird, liefert es dennoch befriedigende Ergebnisse (Abbildung 4.19). Sollte der Oxidationseinfluss berücksichtigt werden, könnte eine Erweiterung angelehnt an Schlesinger (2014) zur Anwendung kommen.

Mehrere Autoren konnten eine zentrale Rolle des Riss schließens für das Risswachstumsverhalten unter TMF bei unterschiedlichen Belastungsarten feststellen: Laut Loureiro-Homs et al. (2021) und (2022) bestimmt das Riss schließen weitgehend – neben anderen Effekten wie Kriechen und Oxidation – das TMF Risswachstumsverhalten mit Haltezeiten. Bei IP-Versuchen beobachteten Palmert et al. (2019) einen Anstieg der Rissfortschrittsrate aufgrund der Haltezeiten bei maximaler Temperatur, was laut den Autoren mit einer Abnahme der Rissöffnungsspannung zusammenhängen könnte. Die Risswachstumsrate unter OP-Belastung konnte von Azeez et al. (2021) und Almroth et al. (2020) auch durch Riss schließeffekte erklärt werden. Riss schließen wurde in der vorliegenden Arbeit nicht experimentell untersucht und könnte beobachtete Effekte aufklären.

Eine Auswertung auf Basis von $\Delta K_{I,eff}$ (also einer Vernachlässigung von Kriecheffekten), wobei das Riss schließen ebenfalls nach Fischer et al. (2016) berechnet wird, führt nicht zu einheitlichen Ergebnissen (Abbildung 4.20).

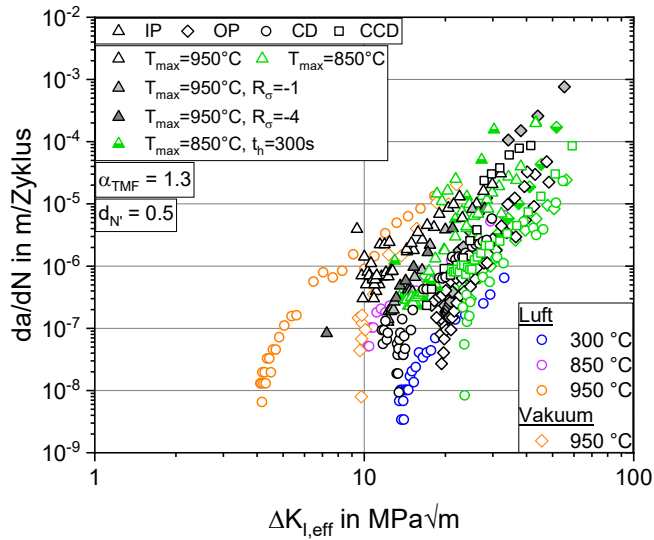


Abbildung 4.20: Anwendung von $\Delta K_{I,eff}$ auf die Versuchsdaten

Tendenziell führt die Anwendung von Gleichung (4.6) zu einer geringeren Streubreite von ΔJ_{eff}^{el-vis} und besseren Übereinstimmung der berechneten mit den gemessenen Risswachstumsraten als die Auswertung der sich unter Zugspannung befindlichen Zyklusanteile (vgl. Abbildung 4.17 und Abbildung 4.19 mit Abbildung 4.21).

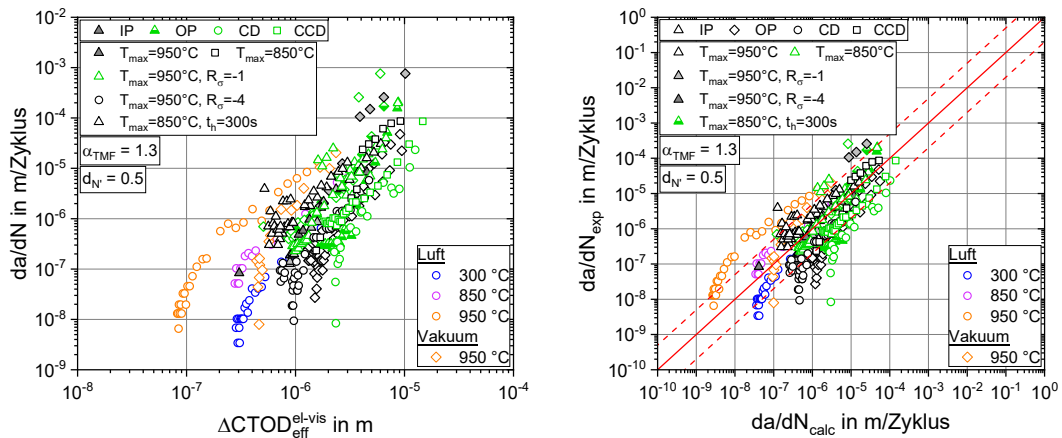


Abbildung 4.21: Risspitzenöffnung und Rissfortschritt; berechnet mit Zyklusanteilen unter Zugbelastung

Teilweise machen mikrostrukturelle Merkmale wie z.B. ungünstig orientierte Körner es notwendig, ein hohes ΔK_I für einen Beginn des Risswachstums zu wählen. Der Hauptriss (Start an der Initiierungskerbe) einer bei 950 °C geprüften und an einem Nebenanriss versagten Probe wird per EBSD und Nanohärtemessung untersucht. Anhand der Inversen Polfigur (IPF) in Abbildung 4.22a ist zu erkennen, dass sich der Riss entlang von Korngrenzen an einem Korn verzweigt und zum Arrest kommt. Die Bereiche an den

beiden Rissspitzen sind stark verformt, was an einer erhöhten Kernel Average Misorientation (KAM) und Härte im Bereich der höchsten KAM in Abbildung 4.22b und c erkennbar ist.

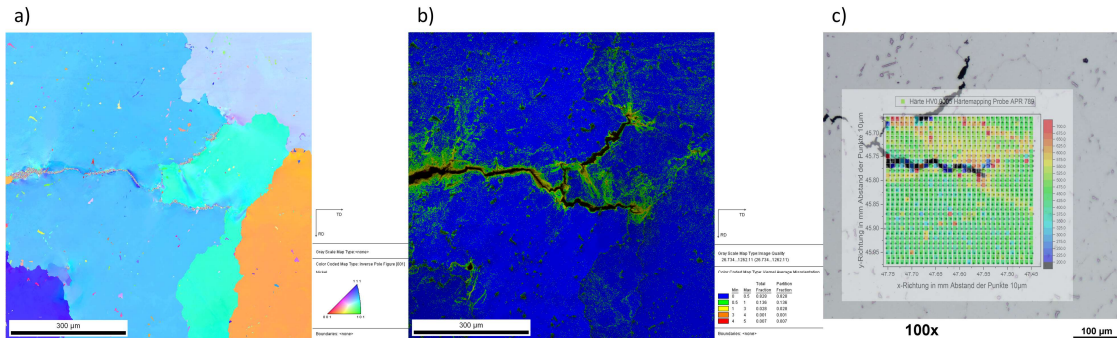


Abbildung 4.22: Nachuntersuchungen im Bereich des Hauptrisses ausgehend von der Anfangskerbe einer bei 950 °C geprüften CC-Probe, die an einem Nebenanriss versagte; a) Inverse Polfigur (IPF), b) Kernel Average Misorientation (KAM), c) Nanohärteprüfung

Die Probenlage im grobkörnigen Bereich des Gusstabs kann darüber hinaus zu Versuchsergebnissen führen, die lokal beeinflusst sind durch die entsprechende Mikrostruktur. Große Körner, die zur Begünstigung des Risswachstums positiv orientiert sind, führen zu einem schnellen Risswachstum und umgekehrt. Da ein Korn einen großen Bereich des Probenquerschnitts einnehmen kann, ist eine Beeinflussung des Risswachstums über einen größeren Bereich möglich. Dies ist beim Vergleich zweier Risswachstumskurven, die bei gleicher Belastung generiert wurden, zu erkennen – z.B. bei 300-950 °C und OP-Belastung in Abbildung 4.23a. Bei anderen Belastungen ist eine Beeinflussung des Risswachstums durch die Kornorientierung nicht oder nur ansatzweise erkennbar (Abbildung 4.23a und IP-Belastung in Abbildung 4.23b), obwohl sich der Riss in einem Fall stark an der Mikrostruktur orientiert und im anderen nicht (vgl. Abbildung 4.14d und Abbildung 4.14e).

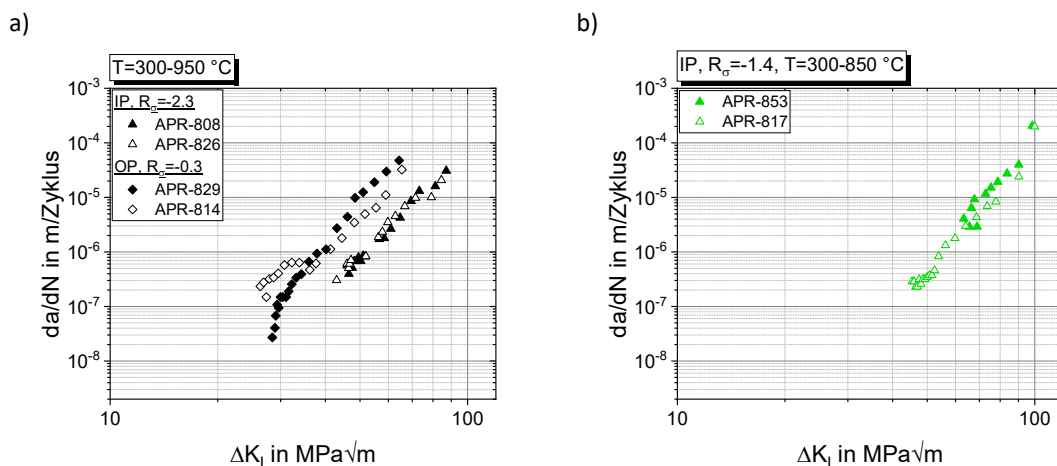


Abbildung 4.23: Vergleich zweier Risswachstumskurven bei gleicher Belastung bei a) 300-950 °C, IP- und OP-Belastung; b) 300-850 °C und IP-Belastung

5 Ermüdungsrisswachstum an einer umlaufenden Schweißnaht an 1.4550

Schweißnähte weisen im Vergleich zu glattem Grundwerkstoff zwei Arten von Spannungsüberhöhungen im Bereich des Schweißnahtübergangs auf: eine geometrische aufgrund der Schweißnahtüberhöhung und eine mikrostrukturelle aufgrund der Gefügeunterschiede im Bereich der Schweißnaht. Zur Beschreibung der Spannungsüberhöhung durch geometrische Kerben wird häufig der K_t -Faktor genutzt. Dieser bildet die Wirkung der geometrischen Kerbe ab, nicht jedoch die potenzielle Spannungsüberhöhung durch die lokal unterschiedlichen Gefüge.

Im Folgenden wird ein risslängenabhängiger Überhöhungsfaktor für umlaufend geschweißte zylindrische Hohlproben ermittelt, der sowohl den Effekt der geometrischen wie auch der metallurgischen Spannungsüberhöhung im Bereich der Schweißnaht abbildet. Dies ermöglicht eine Risswachstumsbewertung basierend auf dem Grundwerkstoff. Zur Berechnung des Überhöhungsfaktors wird eine exemplarische Schweißprobe in Abaqus modelliert. Um einen mikrostrukturellen Effekt abbilden zu können, werden den Bereichen der Wärmeeinflusszone (WEZ), des Grundwerkstoffs und des Schweißguts jeweils lokal definiert Materialparameter zugewiesen. Die Auswirkung der Kerbe und der Gefügeunterschiede auf die risstreibende Kraft, das zyklische J -Integral, wird über das berechnete J -Integral bei der jeweiligen Risslänge mit dem eines Finite Elemente (FE)-Modells für glatten Grundwerkstoff verglichen und damit quantifiziert. Der daraus berechnete risslängenabhängige Überhöhungsfaktor dient anschließend der Berechnung der Kurzrissswachstumsrate und der Lebensdauer der geschweißten Proben. Das zugrundeliegende Gesetz für das Ermüdungsrisswachstum betrachtet die zyklische Risspitzenöffnung $\Delta CTOD$ als relevanten Faktor für die Wachstumsrate und basiert auf Risswachstumsdaten, die an Grundwerkstoffproben ermittelt worden sind. Zusätzlich werden ein Schwellenwert, unterhalb dessen kein Risswachstum stattfindet, und eine Gefügelänge mit einbezogen, die sehr kurze Risse künstlich verlängert und so deren Risswachstum künstlich vorantreibt.

5.1 Ermüdungsbewertung von Schweißverbindungen

Der folgende Abschnitt beschäftigt sich mit Schweißnähten; Punktschweißverbindungen stellen einen separaten Bereich dar, der für die vorliegende Arbeit nicht von Relevanz ist und deswegen nicht abgedeckt wird. Schweißverbindungen sind konstruktiv häufig notwendig, stellen jedoch lokale Schwächungen des Materials dar. Die schematische Darstellung einer Schweißnaht ist in Abbildung 5.1 gezeigt. Zum einen verursacht eine Schweißnahtüberhöhung, die häufig aus Zeit-, Kosten- oder Zugänglichkeitsgründen nicht entfernt wird, eine Spannungsüberhöhung. Zum anderen führt das lokale Einbringen von Wärme zu einer Kornvergrößerung im die Schweißnaht umgebenden Material, der WEZ. Die lokal aufeinandertreffenden Gefügeunterschiede können eine mikrostrukturell verursachte Spannungsüberhöhung bewirken. Des Weiteren können beim Schweißen bzw. der anschließenden Abkühlung Zugspannungen entstehen. Die schwächende Wirkung kann durch eine Schweißnahtnachbehandlung reduziert werden. Fehlstellen wie Poren, Anbindefehler, Einbrandkerben, etc. können während des Schweißprozesses in die Schweißnaht eingebracht werden, die rissinitierend wirken und sich nicht durch eine Nachbehandlung entfernen lassen. Dadurch und durch die Spannungsüberhöhung ist die

Risseinleitungsphase für die Lebensdauerbestimmung oft vernachlässigbar kurz und die Risswachstumsphase das lebensdauerbestimmende Element.

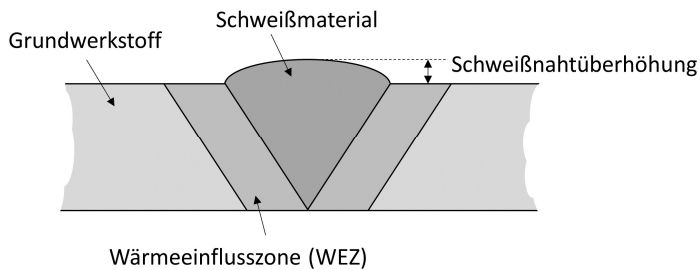


Abbildung 5.1: Schematische Darstellung einer Schweißnaht

In der Literatur finden sich unterschiedliche Ansätze zur Ermüdungsbewertung von Schweißverbindungen. Nach Radaj (1996) und Fricke (2003) können Konzepte basierend auf folgenden Größen dafür verwendet werden:

Nennspannung:

Für die Bewertung nach diesem Kriterium werden Nennspannungen herangezogen, die sich im Bereich des zu bewertenden Bauteilquerschnitts ergeben. Zusätzlich werden Oberflächenspezifikationen in die Bewertung einbezogen, die z.B. Regelwerken entnommen werden können

Strukturspannung

Diese Bewertungsmethode berücksichtigt die gesamtheitlichen Spannungsüberhöhungen auf Basis der Bauteilgeometrie, indem Spannungen oder Dehnungen in einer gewissen Entfernung von der Schweißnaht bestimmt werden.

Kerbspannung

Für das Kerbspannungskonzept werden zur Lebensdauerbewertung die elastischen Spannungen und Dehnungen im Kerbgrund genutzt, was bei scharfen Schweißnahttradien mit sehr großen Spannungen im Kerbgrund und mikrostrukturellen Stützeffekten einhergeht

Kerbdehnung

Für das Kerbdehnungskonzept werden elastisch-plastische Spannungen und Dehnungen im Kerbgrund des Schweißnahtübergangs zugrunde gelegt. Hierbei werden elastische Stützeffekte des umgebenden Materials berücksichtigt

Rissfortschrittskonzepte

Basierend auf dem Spannungsintensitätsfaktor oder dem J -Integral – je nach Material und Belastungshöhe – werden die Rissfortschritts-Gleichungen für stabilen Rissfortschritt nach Paris und Erdogan für die Lebensdauerbestimmung verwendet. Für die Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktors werden hierbei sogenannte M_k -Überhöhungsfaktoren im Bereich des Schweißnahtübergangs, der Rissverlauf, Materialparameter und andere Faktoren mit einbezogen.

5.2 Austenitischer rostfreier Edelstahl 1.4550

Der austenitische rostfreie Edelstahl 1.4550 bzw. X6CrNiNb18-10 nach DIN EN 10088-3:2014-12 wird häufig als Werkstoff für Rohrleitungen unter widrigen Bedingungen wie in der chemischen Industrie oder in Kraftwerken genutzt, da er vergleichsweise resistent gegenüber chemischem Angriff ist (siehe z.B. thyssenkrupp Materials (UK) Ltd (2017)). Die Legierungszusammensetzung aus dem Werkstoffprüfzeugnis ist in Tabelle 5.1 gegeben.

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung des rostfreien austenitischen Edelstahls X6-CrNiNb18-10 in Gew.-%

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Nb | N | B | Co | Nb/C |
|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|--------|
| 0.026 | 0.27 | 1.83 | 0.024 | 0.001 | 18.40 | 10.25 | 0.415 | 0.026 | 0.001 | 0.04 | 15.962 |

Die Rohlinge für die Probenfertigung werden von BGH Edelstahlwerke GmbH als 5 Stangen mit einer Länge von ca. 165 mm und einem Durchmesser von 80 mm aus der Charge 388055 gefertigt. Nach dem Lösungsglühen für 115 Minuten bei 1040 °C und Wasserabschrecken werden die Stäbe gewalzt und geschält nach DIN EN 10060:2004-02.

Der Werkstoff wird in 3 Zuständen untersucht: Als Grundwerkstoff, nach einer Wärmebehandlung im Gleeble-Schweißsimulator und als geschweißte zylindrische Hohlproben, für die als Schweißzusatzwerkstoff X5CrNiNb19-9/1.4551 nach DIN EN ISO 14343:2017-08 zum Einsatz kommt.

Von dem Stangenmaterial, das für die Probenfertigung zur Verfügung steht, werden ein Quer- und ein Längsschliff angefertigt, um das Gefüge zu untersuchen. Für Untersuchungen unter dem Lichtmikroskop werden die Schliche mit V2A-Beize für 30 Sekunden bei 60 °C geätzt.

5.3 Probenformen

Für die Untersuchungen an 1.4550 werden drei zylindrische Probenformen geprüft: eine LCF-Probe aus Grundwerkstoff (im Folgenden Grundwerkstoffprobe genannt), eine knicksteife LCF-Probe aus wärmebehandeltem Grundwerkstoff (im Folgenden Gleeble-Probe genannt) und eine geschweißte Hohlprobe (im Folgenden Schweißprobe genannt). Die Probenzeichnungen sind in Abbildung 5.2 dargestellt.

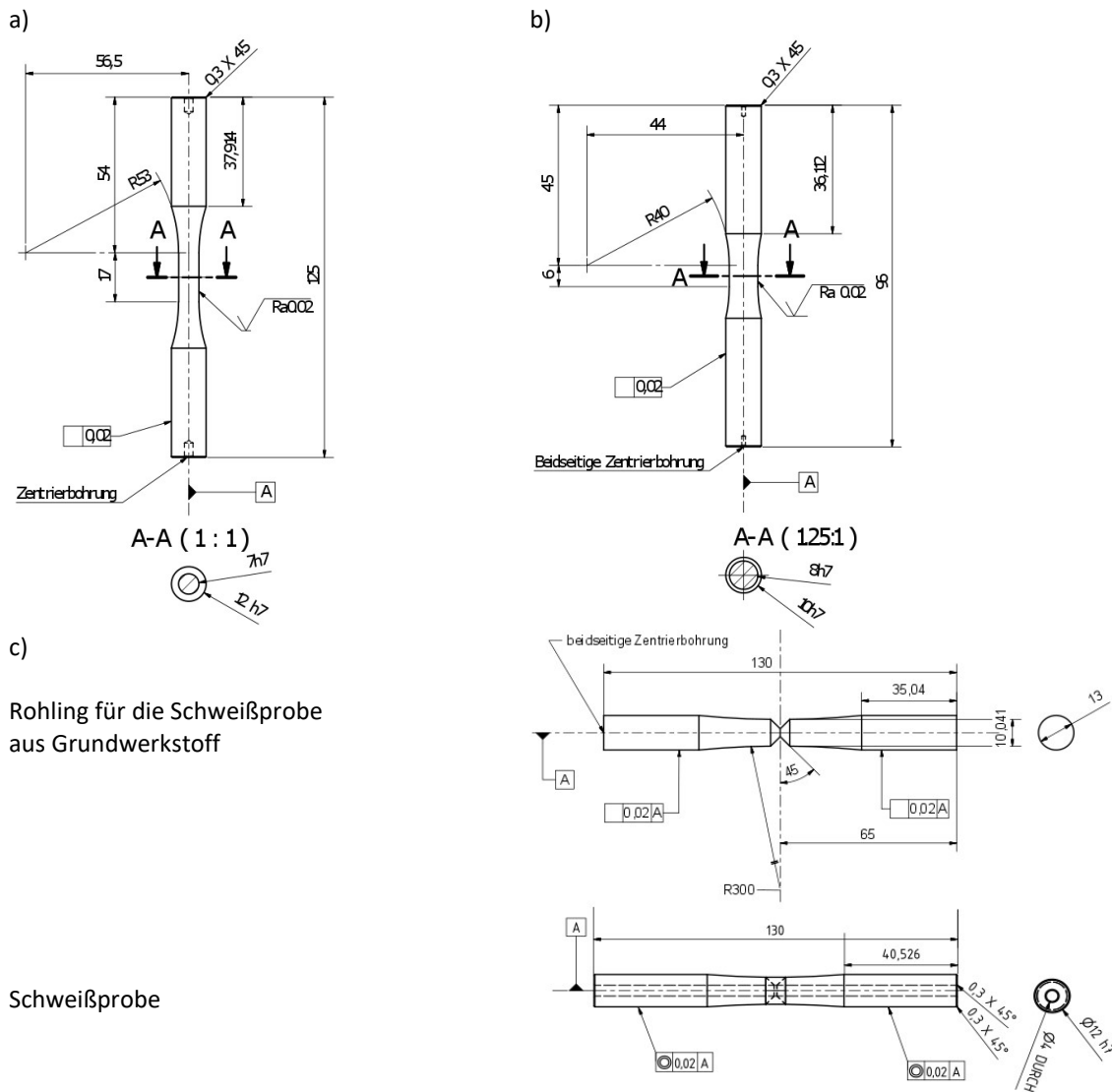


Abbildung 5.2: Probezeichnungen, die für die Versuche an unterschiedlichen Werkstoffzuständen von X6CrNiNb18-10 verwendet wurden; a) Grundwerkstoffprobe, b) Gleebleprobe c) Schweißprobe

Die stabförmigen Rohlinge für die Grundwerkstoff- und Gleeble-Proben werden mittels Drahterosion aus dem Stangenmaterial entnommen. Die Rohlinge für die Gleeble-Proben werden daraufhin in einem Gleeble-Schweißsimulator 3150 wärmebehandelt. Die Wärmebehandlung erfolgt basierend auf Temperaturmessungen, die während des Schweißvorgangs der geschweißten Hohlproben angefertigt worden waren. Hierfür sind an drei Proben je ein Thermoelement an den direkten Übergang zur Schweißnaht platziert worden, 180° entfernt zu der Stelle, an der der Schweißbrenner an- und absetzte. Die Temperaturmessungen an den drei Proben werden gemittelt und mittels des Gleeble Schweißsimulators axial mittig konduktiv auf die Grundwerkstoffrohlinge aufgebracht. Der gemittelte Temperaturverlauf ist in Abbildung 5.3 zu sehen.

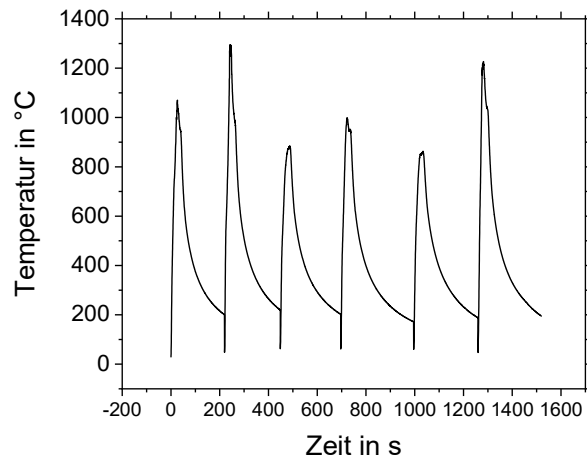


Abbildung 5.3: Temperaturverlauf, der im Gleeble-Schweißsimulator auf die Grundwerkstoffrohlinge aufgebracht wurde

Da die Probenaufnahme des Gleeble-Schweißsimulators einen maximalen Probendurchmesser von 10 mm erlaubt, wird der Messbereich der Proben entsprechend kurz gewählt, um ein Ausknicken der Proben trotz des geringen Durchmessers zu vermeiden. Die Rohlinge der Grundwerkstoff- und Gleeble-Proben werden auf Endkontur gedreht und der Prüfbereich inklusive des Übergangs zum Prüfbereich auf eine Oberflächenrauheit von $R_a=0.02$ geläpft.

Die Schweißproben werden aus auf Kontur gedrehtem Grundwerkstoff gefertigt, in den axial mittig eine V-förmige umlaufende Kerbe eingebracht worden war (siehe Abbildung 5.2 c)). Die V-förmige Kerbe wird in sechs Lagen mit Schweißzusatzwerkstoff gefüllt und axial hohlgebohrt. Das Hohlbohren dient dazu, die beiden in der Längsachse aufeinandertreffenden Schweißwurzeln zu entfernen, um eine Schweißnaht zu erhalten, wie sie der an einem Rohr möglichst nahekommt. Der Schweißvorgang ist durch AREVA mittels Wolfram-Inertgas (WIG)-Schweißen halbautomatisiert möglichst eigenspannungsarm durchgeführt worden. Eigenspannungsmessungen, die an drei Proben mittels Röntgenbeugung entlang der Schweißnaht durchgeführt worden waren, bestätigten geringe Schweißereigenspannungen. Die Zugeigenspannungen, die möglicherweise axial am Schweißnahtübergang auftreten könnten, sind im Falle der untersuchten Schweißproben so gering, dass sie für die weiteren Untersuchungen außer Acht gelassen werden können.

5.4 Mikrostrukturelle Untersuchungen

Unter dem Lichtmikroskop wird im Hellfeld anhand der Längs- und Querschliffe des Grundwerkstoffs mit dem Linienschnittverfahren nach DIN EN ISO 643:2020-06 eine mittlere Korngröße von 11 μm ermittelt. Ein Querschliff ist in Abbildung 5.4 dargestellt.

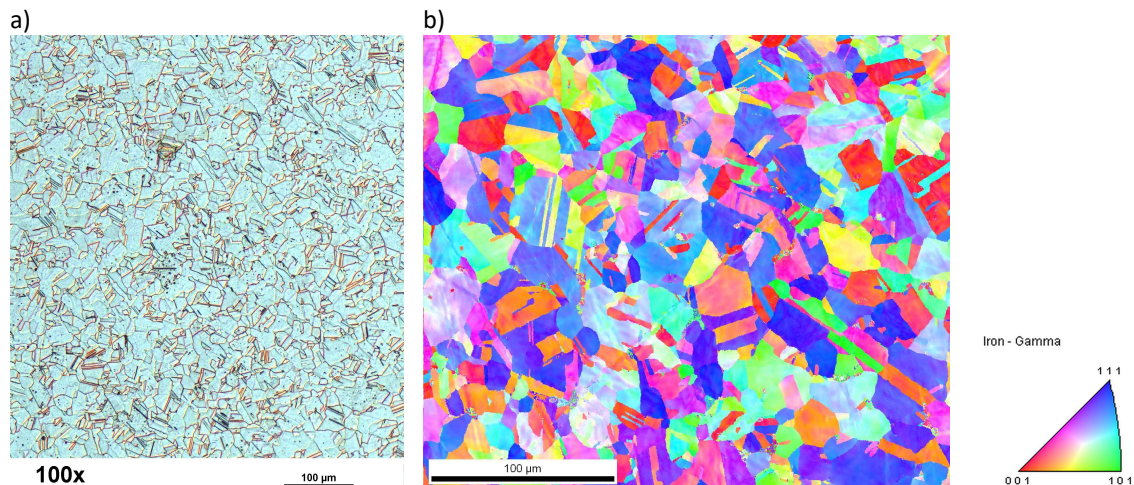


Abbildung 5.4: Schliff des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 a) Mit V2A-Beize bei 60 °C für 30 Sekunden geätzt unter dem Lichtmikroskop im Hellfeld und b) mit EBSD aufgenommene inverse Polfigur

Die Gleeble-Proben werden hinsichtlich ihrer Korngröße und Härte mit der WEZ der Schweißproben verglichen. Der Vergleich der Korngrößen, die ebenfalls mittels des Linienschnittverfahrens ermittelt werden, ergibt für die WEZ im Mittel (längs und quer gemessen) 41 µm und für die Gleeble-Proben 45 µm. In Abbildung 5.5 sind die Schlitze der WEZ und des Gleeble-Probenmaterials dargestellt. Die Abbildung der WEZ wird anhand eines Längsschliffes der Schweißnaht erstellt.

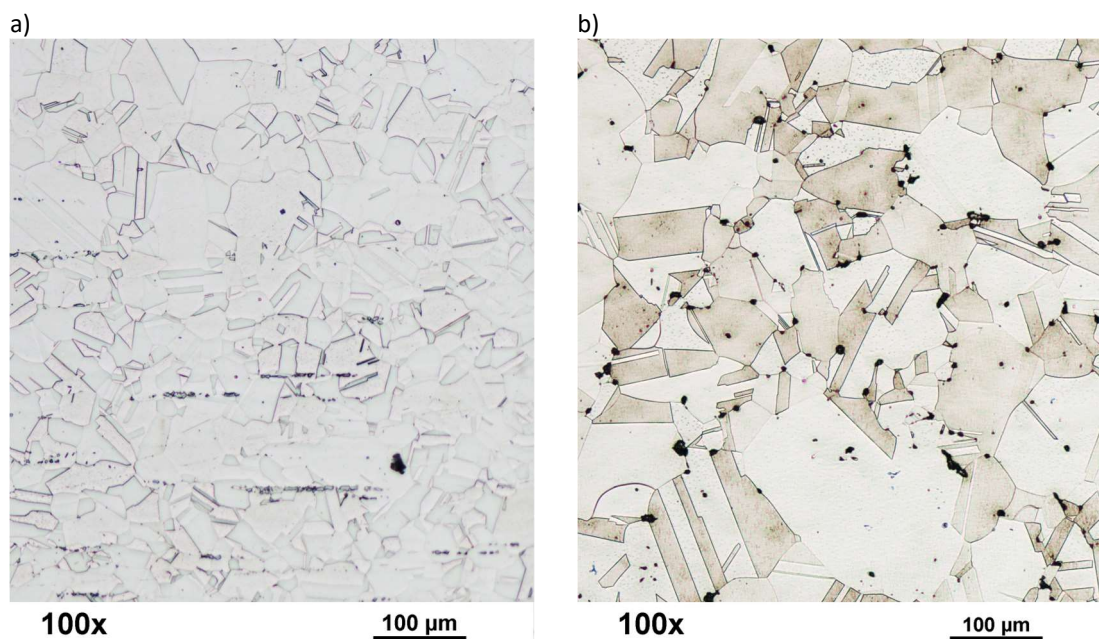


Abbildung 5.5: Vergleich der Korngröße von a) WEZ (geätzt für 30 s in V2A-Beize bei 60 °C) und b) Gleeble-Proben (geätzt für 8 s in Adlerschem Ätzmittel)

Die Härte wird für das Gleeble-Probenmaterial über fünf Härteeindrücke nach DIN EN ISO 6507-1:2018-07 bestimmt. Hierbei liegt der Mittelwert bei 141 HV1. Für die Schweißproben wird im Bereich der Schweißnaht eine Mikrohärtprüfung an einem EMCO-Härteprüfer durchgeführt. Der untersuchte

Bereich umfasst den Grundwerkstoff, die WEZ und das Schweißgut. Aus Abbildung 5.6 ist zu erkennen, dass die Härte im Bereich der WEZ bei 135-140 HV1 liegt. Somit stimmt das Gefüge der WEZ mit dem der Gleeble-Proben hinsichtlich der untersuchten Parameter – Korngröße und Härte – sehr gut überein.

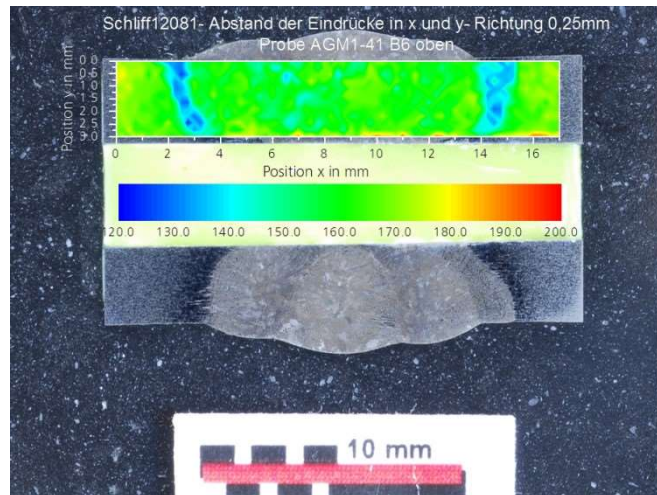


Abbildung 5.6: Härteprüfergebnisse generiert mit einem EMCO-Test an einem Schweißprobenabschnitt

Ein Längsschliff durch eine exemplarische Schweißprobe zeigt den Verlauf der unterschiedlichen Mikrostrukturen in Abbildung 5.7. Links im Bild ist das dendritisch erstarrte Schweißgut sichtbar, mittig die grobkörnige Wärmeinflusszone und rechts der feinkörnige Grundwerkstoff.

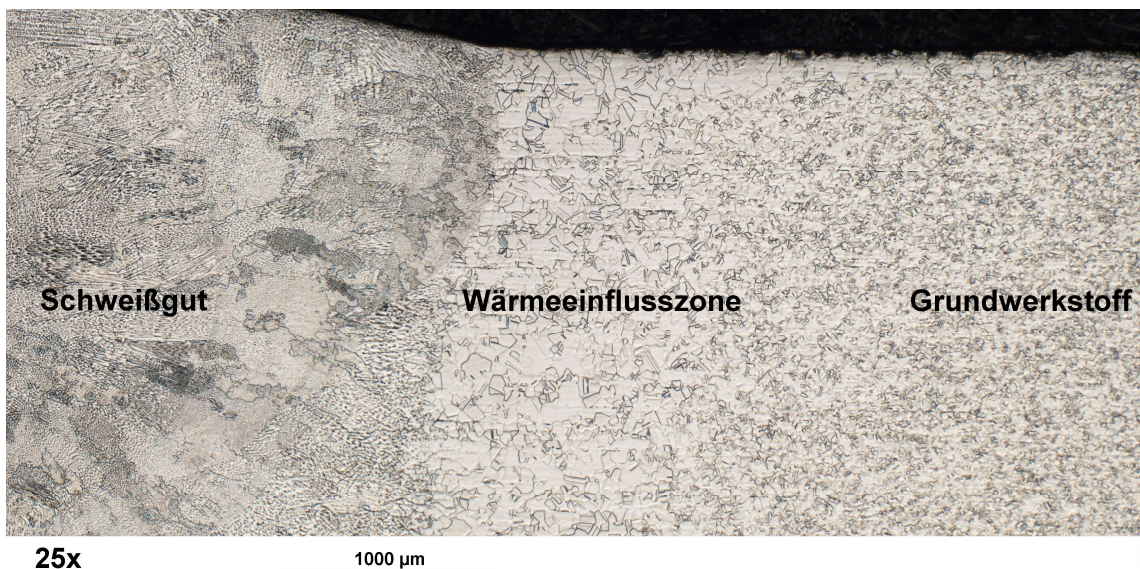


Abbildung 5.7: Längsschliff durch eine Schweißprobe, geätzt für 30 Sekunden mit V2A Beize bei 60 °C

Zu tiefergehenden Mikrostrukturuntersuchungen im Hinblick auf Auswirkungen der Korngröße auf Härte und Dauerfestigkeit des Stangenmaterials siehe Bosch (2019).

5.5 Versuchsprogramm

Für die dehnungsgeregelt geprüften LCF-Proben wird der Abstand der Extensometerstäbe auf 10 mm eingestellt, für die Gleeble-Proben auf 5 mm und für die Schweißproben auf 20 mm, so dass die Dehnungsregelung in diesem Fall integral über die Schweißnaht erfolgt. Die Proben werden mit einem Dreieckszyklus der Dehnrate 10^{-3} 1/s und einem Dehnungsverhältnis von $R_e=-1$ an einer elektromechanischen Prüfmaschine von Instron geprüft.

Zur Generierung von Materialparametern, die für die FE-Simulation benötigt werden, werden isotherme LCF-Versuche an Grundwerkstoff- und Gleeble-Proben durchgeführt. Die Temperaturen sind basierend auf Temperaturmessungen an Sammlerrohren eines Kraftwerks gewählt. 20 °C ist die minimal und 350 °C die maximal auftretende Temperatur, 180 °C ist die mittlere und am häufigsten auftretende Temperatur und bekommt deswegen im Folgenden die meiste Aufmerksamkeit. Die Versuchsparameter können Tabelle 5.2 entnommen werden. Zusätzlich werden Daten, die an der TU Darmstadt bei 180 °C an Hourglassproben aus Grundwerkstoff bei höheren Dehnungsamplituden und -raten generiert wurden (dokumentiert in Schackert et al. (2018)), hinzugezogen.

Tabelle 5.2: Prüfparameter für die dehnungsgeregelten LCF-Versuche an Grundwerkstoff- und Gleebleproben aus 1.4550

| Probennummer | Werkstoffzustand | Reglertemperatur [°C] | ε_a [%] |
|--------------|------------------|-----------------------|---------------------|
| AGM_D_5 | Grundwerkstoff | 20 | 0.50 |
| AGM_D-6 | Grundwerkstoff | 20 | 0.75 |
| AGM_D-9 | Grundwerkstoff | 180 | 0.35 |
| AGM_D-14 | Grundwerkstoff | 180 | 0.50 |
| AGM_D_15 | Grundwerkstoff | 180 | 0.50 |
| AGM_D-1-K | Grundwerkstoff | 180 | 1.25 |
| AGM_D1.3.1 | Grundwerkstoff | 180 | 1.25 |
| AGM_D-2-K | Grundwerkstoff | 180 | 1.50 |
| AGM_D1.3.2 | Grundwerkstoff | 180 | 1.50 |
| AGM_D-15 | Grundwerkstoff | 350 | 0.35 |
| AGM_D-16 | Grundwerkstoff | 350 | 0.50 |
| AGM1-110 | gegleebelt | 20 | 0.50 |
| AGM1-111 | gegleebelt | 20 | 0.70 |
| AGM1-113 | gegleebelt | 20 | 0.70 |
| AGM1-109 | gegleebelt | 20 | 1.25 |
| AGM1-104 | gegleebelt | 180 | 0.20 |
| AGM1-100 | gegleebelt | 180 | 0.50 |
| AGM1-102 | gegleebelt | 180 | 0.70 |
| AGM1-106 | gegleebelt | 180 | 1.00 |
| AGM1-107 | gegleebelt | 180 | 1.25 |
| AGM1-108 | gegleebelt | 350 | 0.50 |

Zur Validierung des Modells und zur Untersuchung des An- und Durchrissverhaltens werden isotherme LCF-Versuch an Schweißproben bei unterschiedlichen Dehnungsamplituden, $R_\epsilon = -1$ und 180°C durchgeführt. Die Prüfparameter sind in Tabelle 5.3 aufgeführt.

Tabelle 5.3: Prüfparameter für die dehnungsgeregelten LCF- Versuche an geschweißten Proben aus 1.4550

| Probennummer | Werkstoffzustand | Reglertemperatur [$^\circ\text{C}$] | ϵ_a [%] |
|--------------|------------------|---------------------------------------|------------------|
| AGM_A_s2 | Schweißprobe | 20 | 0.50 |
| AGM1-56 | Schweißprobe | 180 | 0.10 |
| AGM1-58 | Schweißprobe | 180 | 0.10 |
| AGM1-32 | Schweißprobe | 180 | 0.12 |
| AGM1-30 | Schweißprobe | 180 | 0.16 |
| AGM1-28 | Schweißprobe | 180 | 0.20 |
| AGM1-29 | Schweißprobe | 180 | 0.20 |
| AGM1-26 | Schweißprobe | 180 | 0.25 |
| AGM1-34 | Schweißprobe | 180 | 0.25 |
| AGM1-25 | Schweißprobe | 180 | 0.35 |
| AGM1-33 | Schweißprobe | 180 | 0.70 |
| AGM1-55 | Schweißprobe | 180 | 0.70 |

5.6 Numerische Untersuchungen mit Abaqus

An metallografischen Schliffen geprüfter Schweißproben kann festgestellt werden, dass sie Risse am Schweißnahtübergang – also der geometrischen und metallurgischen Spannungsüberhöhung der Schweißnaht – initiieren und durch die WEZ wachsen (siehe Abbildung 5.8).

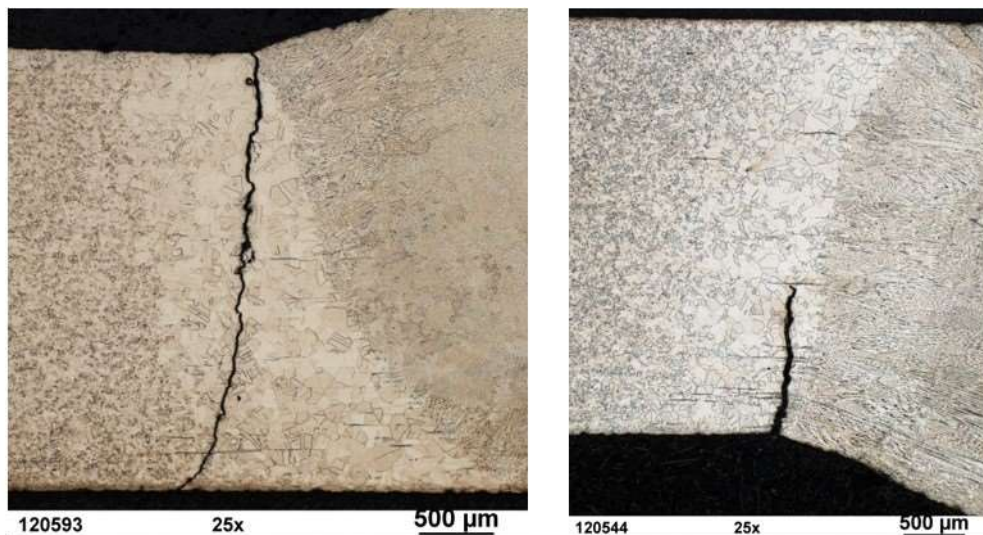


Abbildung 5.8: Rissinitiationsorte und Risspfad in metallografischen Schliffen von geprüften Schweißproben, geätzt mit V2A-Beize bei 60°C für 30 s

5.6.1 Exemplarische Schweißnaht

Zur Erstellung des geometrischen Modells für Abaqus wird die Kontur einer geschweißten Probe und der WEZ manuell (mit Origin) aus einem lichtmikroskopischen Bild eines geätzten metallografischen Längsschliffs einer Schweißprobe abgegriffen (Abbildung 5.9 a). Die aufgenommenen Punkte werden in Abaqus geladen und mögliche unerwünschte Ecken, die beim Abgreifen der Kontur entstehen, werden durch einen Spline verrundet. Aus der Kontur wird ein rotationssymmetrisches Modell erstellt (Abbildung 5.9 b). Da an Schweißmaterial keine Versuche gemacht wurden, Grundwerkstoff und Schweißmaterial jedoch nahezu die gleiche Härte aufweisen (Abbildung 5.6), werden dem Schweißmaterial, genauso wie dem Grundwerkstoff, (grüne Bereiche in Abbildung 5.9 b) die an Grundwerkstoff ermittelten Materialparameter zugewiesen. Den Bereichen der WEZ (beige Bereiche in Abbildung 5.9 b) werden die an Gleeble-Proben ermittelten Materialparameter zugewiesen.

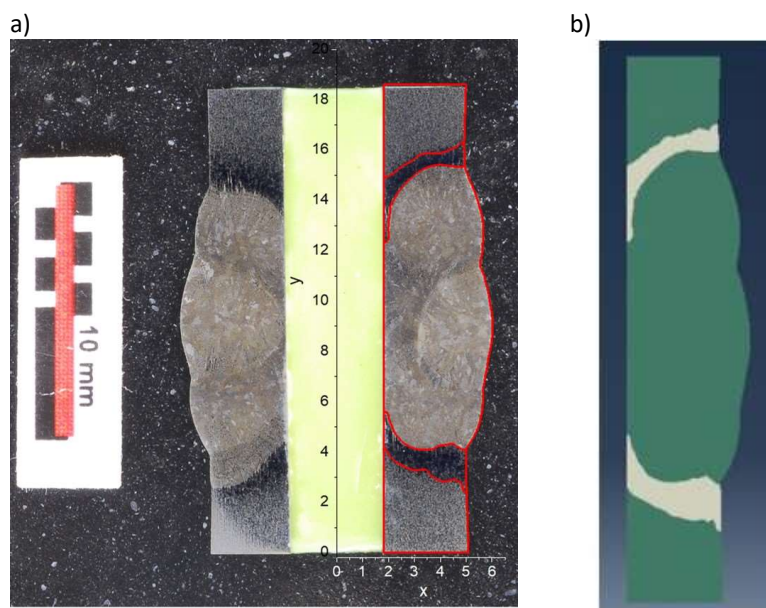


Abbildung 5.9: Exemplarische Schweißnaht a) mit Origin abgegriffene Kontur an einem geätzten Längsschliff der Schweißnaht, b) rotationssymmetrisches FE-Modell der Schweißprobe

5.6.2 Modellierung des Risses

Aufgrund der Beobachtungen aus Abbildung 5.8 wird der Riss in der schärferen der beiden geometrischen Spannungsüberhöhungen der Schweißnaht eingebracht. Der Riss ist unendlich scharf und wird als ‚Seam‘ definiert mit unterschiedlichen Risslängen: 0.02, 0.08, 0.22, 0.4, 0.8, 1.0 und 1.4 mm. Aufgrund der Rotationssymmetrie des FE-Modells ist der Riss umlaufend. Die Rissfront im Bereich der Risspitze wird mit Quad-Elementen (CAX4) einer Kantenlänge von 0.003 mm vernetzt; in der Risspitze teilen sich die Elemente einen Knoten, siehe Abbildung 5.10 a. Für die Riss-Knoten wird die Option ‚duplicate nodes‘ (Knoten duplizieren) gewählt. Die Probe wird monoton belastet, unter Verwendung der zyklischen Fließkurve mit den Ramberg-Osgood-Parametern, die in Tabelle 5.4 angegeben sind. Daher entsprechen die so ermittelten J -Integrale zyklischen J -Integralen, wobei Risschließeffekte nicht berücksichtigt werden. Abbildung 5.10 b zeigt das deformierte Netz in der Nähe der Risspitze.

Die Verschiebungen werden analog zu den Prüfbedingungen aus Tabelle 5.3 aufgeprägt, indem das FE-Modell auf der unteren Seite festgehalten und auf der oberen Seite belastet wird. Am Ort der Extensometerstäbe im Versuch werden am FE-Modell die Verschiebungen so kontrolliert, dass sie den aufgeprägten integralen Dehnungen im Versuch entsprechen.

Das J -Integral wird entlang von 20 Konturen mit der internen Abaqus-Routine ausgewertet. Davon werden die äußeren fünf verwendet, da die Netzdeformationen im Bereich der Risspitze zu einer Nichteinhaltung der Pfadunabhängigkeit führen könnten. Es wird darauf geachtet, dass die Konturen nicht über die Materialgrenzen (z.B. WEZ zu Schweißgut) hinausgehen, um unerwünschte Effekte bei der Berechnung der J -Integrale mit der internen Abaqus-Routine zu vermeiden.

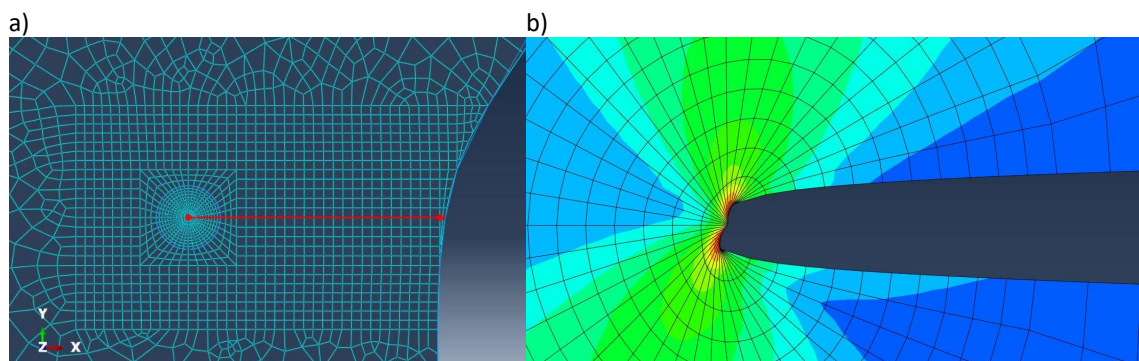


Abbildung 5.10: Vernetzung des FE-Modells im Bereich der Rissfront; a) undeformierte Probe mit markiertem als Seam definiertem Riss, b) deformiertes Netz mit duplizierten Knoten

5.6.3 Bruchmechanisch basierter Spannungsüberhöhungsfaktor

Als Referenz für die Berechnung des Kerbfaktors wird in Abaqus eine glatte Hohlprobe mit dem gleichen Innendurchmesser wie die Schweißprobe aus Grundmaterial modelliert. Der Außendurchmesser der glatten Probe entspricht dem Durchmesser der geschweißten Probe im Kerbgrund. Der Kerbfaktor F_n wird berechnet, indem das zyklische J -Integral der geschweißten Probe ΔJ_{sp} durch das zyklische J -Integral der glatten Probe ΔJ_g für die gleiche Risslänge dividiert wird:

$$F_n = \frac{\Delta J_{sp}}{\Delta J_g} \quad (5.1)$$

5.7 Lebensdauermodell für das Ermüdungsrisswachstum einer umlaufend geschweißten Hohlprobe aus 1.4550

Da die Lebensdauern der Schweißproben wie auf einer Perlenschnur aufgereiht für unterschiedliche aufgeprägte integrale Dehnungen liegen (siehe Abbildung 5.15), wird davon ausgegangen, dass der geometrische Einfluss der Schweißnaht wenig streut und eine exemplarische Schweißnaht für die Modellierung genutzt werden kann.

Das vorgestellte Modell basiert auf der inelastischen Bruchmechanik und verwendet die zyklische Risspitzenöffnung $\Delta CTOD$ als Schädigungsparameter. Außerdem verwendet das Modell das Konzept

von El Haddad et al. (1980), der vorschlägt, eine mikrostrukturelle Länge l_0 zur Risslänge zu addieren, um die Rissantriebskraft für sehr kleine Risse künstlich zu erhöhen. Schließlich wird ein Schwellenwert $\Delta CTOD_{th}$ eingeführt, unterhalb dessen es keinen Beitrag zum Risswachstum gibt. Zusammengefasst lautet das Risswachstumsgesetz:

$$\frac{da}{dN} = \beta (\Delta CTOD_{Had} F_{n,fit} - \Delta CTOD_{th})^B \quad (5.2)$$

mit

$$\Delta CTOD_{Had} = d_N' \frac{Z_D}{\sigma_{cy}} (a + l_0) \quad (5.3)$$

Ist $\Delta CTOD_{Had} F_{n,fit} > \Delta CTOD_{th}$, kann die Lebensdauer N_f durch numerische Integration der Risswachstumsrate, Gleichung (5.2), von einer Anfangsrisslänge a_0 bis zu einer Endrisslänge a_f berechnet werden:

$$N_f = \int_{a_0}^{a_f} \frac{1}{\beta (\Delta CTOD_{Had} F_{n,fit} - \Delta CTOD_{th})^B} \quad (5.4)$$

5.7.1 Bestimmung der Eingabe-Parameter für das Lebensdauermodell

Um den unterschiedlichen Bereichen der Schweißprobe die entsprechenden Werkstoffparameter zuweisen zu können, werden an die Ergebnisse der LCF-Versuche an Grundwerkstoff- und Gleebleproben zyklische Ramberg-Osgood Materialparameter angepasst. Dafür werden die aufsteigenden Hysteresäste der stabilisierten Hysteresen in den Nullpunkt geschoben und durch die Umkehrpunkte eine zyklische Ramberg-Osgood-Kurve angepasst. Exemplarisch sind diese für beide Werkstoffzustände bei 180 °C in Abbildung 5.11 dargestellt. Voraussetzung für die exakte Anwendbarkeit des zyklischen J -Integrals ist nach Wüthrich (1982), dass die Hysteresäste für unterschiedliche Amplituden aufeinanderliegen (Masing-Verhalten). Obwohl hier deutliche Abweichungen von diesem Verhalten auftreten, wird in dieser Arbeit trotzdem vom zyklischen J -Integral Gebrauch gemacht.

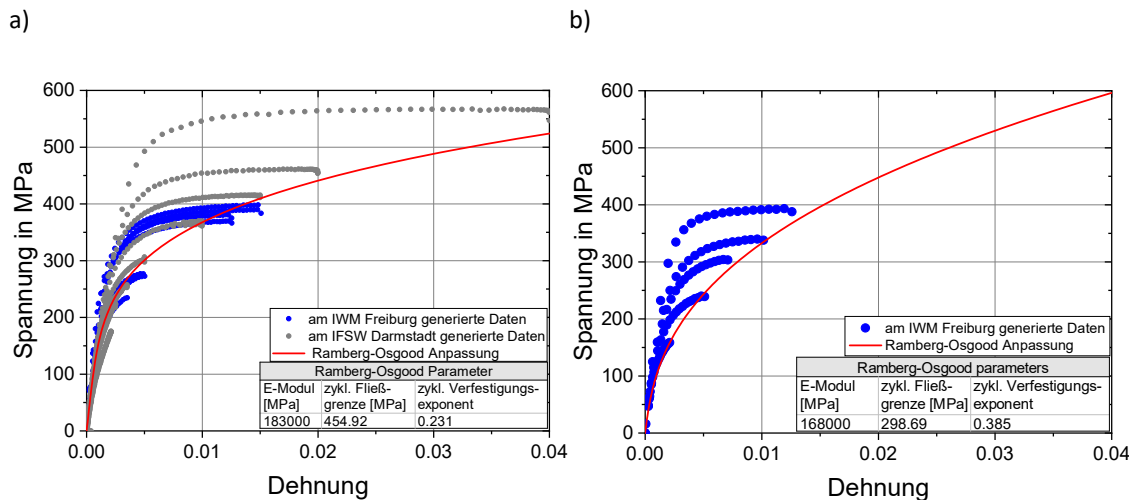


Abbildung 5.11: Bestimmung der zyklischen Ramberg-Osgood Materialparameter anhand der Ergebnisse der LCF-Versuche bei 180 °C an a) Grundwerkstoff- und b) Gleeble-Proben

Die ermittelten Materialparameter für 20, 180 und 350 °C sind in Tabelle 5.4 dargestellt. Die Datenlage für die Materialparameter bei 20 und 350 °C ist allerdings deutlich geringer als die für 180 °C. Die Daten bei 180 °C, insbesondere bei hohen Dehnungsamplituden, wurden teilweise am IFSW Darmstadt generiert (dokumentiert in Schackert et al. (2018)).

Tabelle 5.4: Materialparameter für den Grundwerkstoff- und gegleebelten Werkstoffzustand bestimmt anhand von stabilisierten Hysteresen von LCF-Versuchen

| Werkstoffzustand | T [°C] | E [GPa] | σ_{cy} [MPa] | N' |
|------------------|----------|-----------|---------------------|-------|
| Grundwerkstoff | 20 | 219 | 497.93 | 0.220 |
| | 180 | 183 | 454.92 | 0.231 |
| | 350 | 159 | 325.61 | 0.260 |
| Gegleebelt | 20 | 180 | 340.46 | 0.370 |
| | 180 | 168 | 298.69 | 0.385 |
| | 350 | 155 | 257.93 | 0.395 |

Aus den Simulationsergebnissen, die unter Verwendung der Materialparameter aus Tabelle 5.4 generiert werden, wird über Gleichung (5.1) der risslängenabhängige Überhöhungsfaktor F_n berechnet. Abbildung 5.12 zeigt F_n in Abhängigkeit von der Risslänge. Offensichtlich hat der Kerbfaktor bei sehr kurzen Rissen bzw. direkt an der Oberfläche sein Maximum bei ca. 10 und konvergiert mit zunehmender Risslänge gegen 1. Bereits bei einer Risslänge von 0.22 mm liegt der Wert nur noch bei einem Fünftel des Maximums.

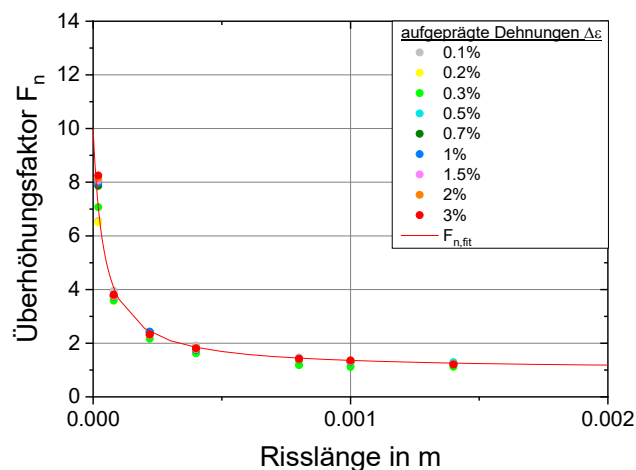


Abbildung 5.12: Überhöhungsfaktor für die scharfe Kerbe der geschweißten Probe für unterschiedliche Risslängen und Dehnungsschwingbreiten, ermittelt anhand einer exemplarischen Schweißnaht

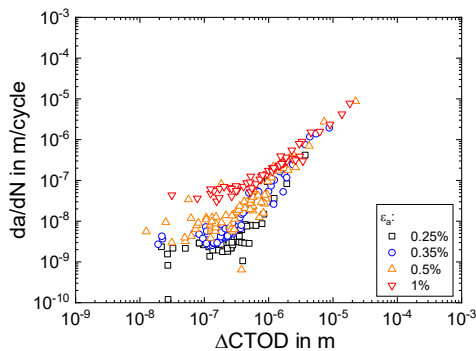
An die Simulationsergebnisse wird eine Funktion zur Beschreibung der Korrelation zwischen Kerbfaktor und Risslänge (in m) angepasst:

$$F_{n,fit} = 1 + \frac{1}{2673.225 \cdot a + 0.111} \quad (5.5)$$

Für die Untersuchung einer potenziellen Belastungsabhängigkeit werden Simulationen bei neun unterschiedlichen Dehnungsschwingbreiten zwischen 0.1 und 3 % durchgeführt. Abbildung 5.12 zeigt, dass der Kerbfaktor lediglich bei sehr kurzen Rissen (0.02-0.08 mm) belastungsabhängig ist und bereits ab einer Risslänge von 0.08 mm nur noch in sehr geringem Maße. Die Simulationen werden für Temperaturen von 20, 180 und 350 °C unter Verwendung der Ramberg-Osgood-Materialparameter aus Tabelle 5.4 durchgeführt. Eine Temperaturabhängigkeit des Kerbfaktors ist in diesem Temperaturbereich nicht zu beobachten.

Zur Bestimmung der Risswachstumsparameter werden die in Chauvot (2001) veröffentlichten Risswachstumsdaten für 1.4550 verwendet. Die Daten sind bei Raumtemperatur mit einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$ unter Verwendung der Replika-Technik erzeugt worden. Um die für das vorliegende Modell benötigten Risswachstumsparameter zu ermitteln, wird in Abbildung 5.13 die Rissfortschrittsrate (da/dN) gegen die zyklische Risspitzenöffnung ($\Delta CTOD$) aufgetragen. Diese wird für die jeweilige Risslänge aus den Replika-Versuchen über Gleichung (2.36) bestimmt. Die relativ große Streuung der Risswachstumsdaten - insbesondere bei sehr kurzen Rissen - kann durch die Berücksichtigung der Mikrostrukturgröße l_0 nach El Haddad et al. (1980) erheblich reduziert werden. Bei Anwendung des von Chauvot (2001) für den vorliegenden Stahl gefundenen Wertes für $l_0 = 60 \mu\text{m}$ liegen alle Risswachstumsdaten unabhängig von der aufgeprägten Dehnung innerhalb eines schmalen Streubandes, siehe Abbildung 5.13 b. Die Risswachstumsparameter β und B können durch eine Anpassung von Gleichung (2.27) an die Risswachstumsdaten unter Verwendung von $F_{n,fit} = 1$ und $\Delta CTOD_{th} = 0$ zu $\beta = 7736 \text{ m}^{-1.8}$ und $B = 1.9$ bestimmt werden.

a)



b)

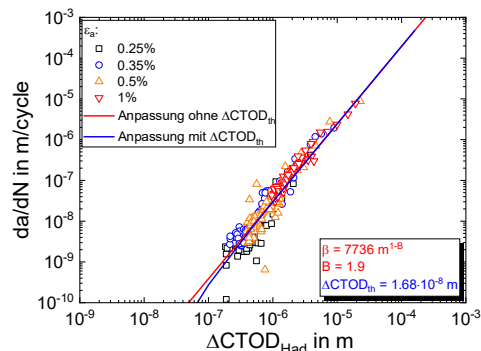


Abbildung 5.13: Bestimmung der Risswachstumsparameter anhand von a) Kurzrisswachstumsdaten ermittelt an 1.4550 bei Raumtemperatur, b) Auftragung derselben über $\Delta CTOD_{Had}$; Daten sind zu finden in Chauvot (2001)

Der Schwellenwert $\Delta CTOD_{th}$ für Lebensdauerberechnungen unter Verwendung des vorliegenden Modells wird über

$$\Delta CTOD_{th} = d_{N'} \frac{\Delta K_{th,eff}^2}{E' \sigma_{cy}} \quad (5.6)$$

bestimmt. Mit $\Delta K_{th,eff}$ in MPam^{0.5} nach der von Maierhofer et al. (2018) vorgeschlagenen Beziehung

$$\Delta K_{th,eff} \approx 1.3 \cdot 10^{-5} \cdot E \quad (5.7)$$

(E in MPa) ist $\Delta CTOD_{th} = 1.85 \cdot 10^{-8}$ m für den Grundwerkstoffzustand und $\Delta CTOD_{th} = 1.3 \cdot 10^{-8}$ m für den gegleebelten Werkstoffzustand bei 180 °C unter Annahme des ebenen Spannungszustands. Für die Berechnungen der Schweißprobe wird $\Delta CTOD_{th} = 1.68 \cdot 10^{-8}$ m für den Grundwerkstoffzustand unter Annahme des ebenen Dehnungszustands genutzt.

5.7.2 Validierung anhand von Versuchsdaten

Die experimentell ermittelten Lebensdauern der Schweiß-, Gleeble- und Grundwerkstoffproben bei 180 °C sind in Abbildung 5.14 dargestellt. Die Lebensdauern der Schweißproben liegen etwa eine Größenordnung unter denen der Grundwerkstoff- und Gleeble-Proben. Die Lebensdauern der Grundwerkstoff- und Gleeble-Proben liegen in einem Streuband.

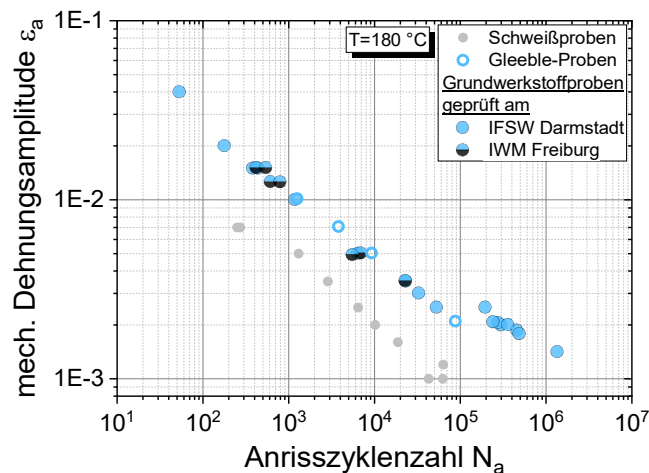


Abbildung 5.14: Lebensdauern der Schweiß-, Gleeble und Grundwerkstoffproben bei 180 °C

Für die Berechnung der Lebensdauern werden die zyklischen Ramberg-Osgood-Parameter genutzt, um aus den aufgeprägten Dehnungen die korrespondierenden Spannungen zu berechnen. Hierfür muss das Ramberg-Osgood-Potenzgesetz numerisch für $\Delta\sigma$ gelöst werden, um damit Z_D bestimmen zu können.

Da in den FE-Simulationen der Riss an den Schweißproben umlaufend ist, wird für die Berechnungen des Rissfortschritts der ebene Dehnungszustand angenommen. Für die Berechnungen des Rissfortschritts der Grundwerkstoff- und Gleeble-Proben wird von kurzen halbkreisförmigen Oberflächenrissen ausgegangen. Das Risswachstumsgesetz wird von $a_0 = 0$ mm bis $a_f = 1$ mm integriert. Die berechneten Lebensdauern unter Verwendung der im vorherigen Abschnitt ermittelten Parameter sind in Abbildung 5.15 dargestellt.

Das genutzte Lebensdauermodell bestimmt die Lebensdauern der Schweiß-, Gleeble und Grundwerkstoffproben in einem Streuband von Faktor drei, wobei die Differenz zwischen gemessenen und berechneten Lebensdauern bei der kleinsten und der größten Dehnungsamplituden am größten ist. Die berechneten Lebensdauern liegen für alle geprüften Dehnungsniveaus, außer für die meisten der Gleeble-Proben, auf der nicht-konservativen Seite.

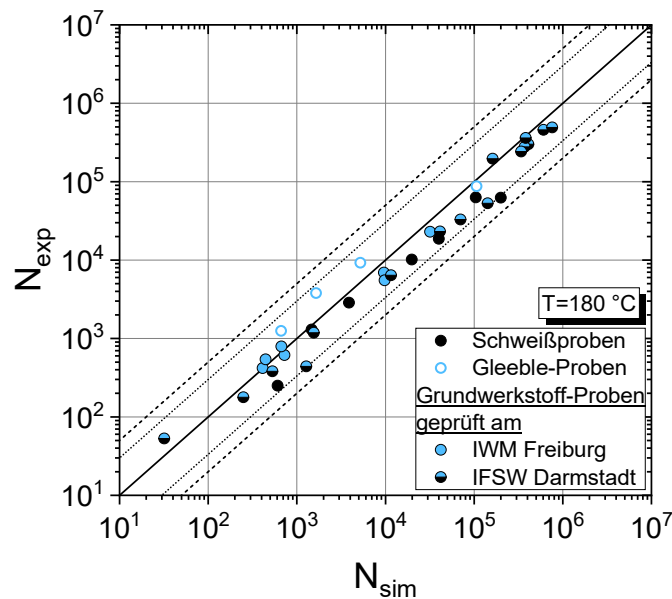


Abbildung 5.15: Berechnete im Vergleich zu experimentell ermittelten Lebensdauern der Schweiß-, Gleeble- und Grundwerkstoffproben bei 180 °C

5.8 Zusammenfassung und Diskussion

Für die Bestimmung eines risslängenabhängigen rissfortschrittserhöhenden Faktors zur Bewertung der Spannungsüberhöhung von Schweißnähten werden FE-Rechnungen an einer exemplarischen Schweißnaht durchgeführt. Obwohl die Schweißnahtgeometrien der Proben bzw. die Übergänge von Schweißnaht zu Grundmaterial teilweise sehr unterschiedlich aussehen, wird für die Bewertung ausschließlich eine Geometrie genutzt bzw. lediglich ein Schnitt durch diese Geometrie und die Probe rotationssymmetrisch modelliert.

Der Kerbfaktor wird wegen der Rotationssymmetrie der Probe anhand eines umlaufenden Risses bestimmt. Eine breite Rissfront stellt sich im Versuchsverlauf zwar auch an den geprüften Proben ein (Abbildung 5.16), jedoch nicht bei kurzen Rissen. Für die Bestimmung der Spannungsüberhöhung werden J -Integrale mit der internen Abaqus-Routine für diesen Riss, für den der ebene Dehnungszustand gilt, berechnet. Der so bestimmte Kerbfaktor wird dann wiederum zusammen mit Kurzrisslösungen für halbkreisförmige Oberflächenrisse genutzt. Möglicherweise werden durch die Normierung der berechneten J -Integrale für die geschweißte Geometrie auf J -integrale der glatten Geometrie die Ungenauigkeiten der Kombination dieser Lösungen gemildert.

Ein Vergleich des berechneten risslängenabhängigen Spannungsintensitätsfaktors bei Temperaturen zwischen Raumtemperatur und 350 °C zeigt, dass dieser in diesem Temperaturbereich temperaturunabhängig ist. Vermutlich kann dieses Modell also angewendet werden, solange Kriechen, was nicht in den Rechnungen abgebildet ist, vernachlässigbar ist.



Abbildung 5.16: Bruchfläche einer bei $\varepsilon_a = 0.7\%$ und $T = 180\text{ °C}$ geprüften Schweißprobe

Für die zugewiesenen Materialeigenschaften werden Ramberg-Osgood-Parameter an halben Hysteresen von LCF-Versuchen bestimmt. Die angepassten Ramberg-Osgood-Kurven werden durch die Umkehrpunkte der Hysteresen gelegt, da die verwendeten Werkstoffzustände kein Masing-Verhalten aufweisen. Dennoch wird für die Bestimmung des Überhöhungsfaktors das zyklische J -Integral verwendet. Des Weiteren wird durch das Vorgehen in den FE-Rechnungen die Belastungsgeschichte für die Bewertung außer Acht gelassen. Die Komplexität der Rechnungen und der Rechenaufwand werden, im Vergleich zu üblichen Vorgehensweisen für Rissfortschrittsrechnungen mittels FE, durch das gezeigte Vorgehen jedoch deutlich reduziert.

Zur Bestimmung der Rissfortschrittsparameter werden isotherme Kurzrischwachstumsversuche am Grundwerkstoffzustand genutzt. Diese sind bei Raumtemperatur generiert worden, werden jedoch für Rissfortschrittsrechnungen bei 180 °C angewandt und auch für die Rissfortschrittsrechnungen der Gleeble-Proben.

Trotz all der genannten Ungenauigkeiten führt die Anwendung des Lebensdauermodells mit dem angepassten Überhöhungsfaktor für die Schweißproben zu passablen Lebensdauervorhersagen (siehe Abbildung 5.15), wobei insbesondere der umlaufend modellierte Riss dazu führen könnte, dass die berechneten Lebensdauern nicht-konservativ sind. Halbkreisförmig modellierte Oberflächenrisse können in weiteren Berechnungen Aufschluss darüber geben.

6 Mehrfachrisswachstum

Während der Untersuchung des Kurzrisswachstums und der Schädigungsentwicklung an den in Kapitel 4 und Kapitel 5 vorgestellten Werkstoffen mit Hilfe der Replika-Technik konnte festgestellt werden, dass sich die Schädigung nicht wie standardmäßig angenommen über einen dominierenden Riss entwickelt, sondern dass Mehrfachrisswachstum und Zusammenwachsen der Risse eine wesentliche Rolle spielen können. Die beobachtete Koaleszenz in Kombination mit Rissinitiierung über einen großen Teil des Versuchs führt zu einem Hauptriss am Ende des Versuchs, der zum Versagen des Materials führt.

Für die Bewertung des Mehrfachrisswachstums können anhand von isothermen Kurzrisswachstumsversuchen an 1.4550 grundlegende Mechanismen der Schädigungsentwicklung aufgedeckt werden. Die Erkenntnisse werden auf TMF-Versuche an IN100 übertragen.

6.1 Stand des Wissens zur Risskoaleszenz

Die Erläuterungen der vorherigen Kapitel beziehen sich auf das Wachstum eines einzelnen Ermüdungsrisses. Bei diesem geht man ab einer gewissen Länge, bei der die Mikrostruktur keine bestimmende Rolle mehr spielt, von einem konstanten Verhältnis von Oberflächenrisslänge c zu –tiefe a aus. In den Untersuchungen von Tokaji et al. (1986) war dies ab einer Oberflächenrisslänge $2c$ größer 3 Korndurchmesser der Fall.

Bei FE-Simulationen des Koaleszenzverhaltens von zwei Einzelrissen stellte Bayley (1997) fest, dass die Risstiefe des zusammenwachsenden Risses einen deutlich größeren Einfluss auf die Risstriebskraft hat als die Oberflächenrisslänge der Einzelrisse. Erst wenn der durch das Zusammenwachsen entstehende Riss eine annähernd halbkreisförmige Form erreicht hat, wächst der Riss an der Oberfläche merklich weiter. Nach Beobachtungen von Tu und Dai (1996) und Ochi et al. (1985) wachsen die Risse zunächst aneinander vorbei, bevor sie zusammenwachsen. Tu und Dai (1996) beobachteten, dass Risse erst miteinander interagieren, wenn deren horizontaler Abstand (bezogen auf die Belastungsrichtung) das 1.5-fache der Risslänge unterschreitet.

Für das Initiierungs-, Wachstums- und Koaleszenzverhalten mehrerer natürlich initiiender Risse an ursprünglich glatten Proben beobachtete Krupp (2004), dass im ersten Fünftel bis Drittel der Lebensdauer die Rissinitiierung dominiert und ab der Hälfte der Lebensdauer das Wachstum und die Koaleszenz der Risse dominant wird. Dadurch nimmt die Rissdichte ab (bei hoher Rissdichte und Dominanz von Koaleszenz) oder erreicht einen Schwellenwert (bei geringer Rissdichte und einem untergeordneten Einfluss von Koaleszenz). Risse, die dann entstehen, bilden nach Stolarz (1997) ein Hintergrundrauschen. Demulsant und Mendez (1995) untersuchten eine Titanlegierung mit drei unterschiedlichen Mikrostrukturen und stellten fest, dass die Rissdichte höher ist bei feinkörnigem Material und dadurch das Zusammenwachsen von Rissen im feinkörnigen Zustand ausgeprägter ist als in grobkörnigem. Das Zusammenwachsen der einzelnen Risse führt zu einer Beschleunigung des Risswachstums. Nach Ochi et al. (1985) führt auch eine steigende Belastung zu einer höheren Rissanzahl. In Bezug auf die Korngröße konnte festgestellt werden, dass die Streuung im Risswachstum geringer ist, je kleiner die Körner sind.

Als entscheidenden Parameter, der mit der Lebensdauer korreliert, fanden Beretta und Clerici (1996) die Gesamtrisslänge pro Fläche. Diese Beobachtung wurde auch durch Zhixue (2001) gemacht. Eine Schädigungsbeurteilung über die Rissanzahl wird als nicht sinnvoll befunden wegen der kontinuierlichen Neubildung von sehr kurzen Ermüdungsrissen im Verlauf der Lebensdauer. Als genauester Parameter zur Schädigungsbeschreibung wird die Rissfläche genannt. Diese Beobachtung machte auch Kamaya (2008) für einzelne und zusammenwachsende Risse. Die Risstriebskraft korreliert in diesen Untersuchungen an Blechen mit unterschiedlich zueinander angeordneten coplanaren Anfangskerben mit der Rissfläche. Der zusammengewachsene Riss wird über die Rissfläche neu charakterisiert.

Nach Forsyth (1983) führt ein Überlappen der plastischen Zonen vor den Rissspitzen der einzelnen Risse zum Zusammenwachsen von Rissen. Deswegen schlugen Ochi et al. (1985) einen Parameter basierend auf der Größe der plastischen Zonen vor den Rissspitzen der einzelnen Risse vor. Auch Wang et al. (2015) nutzten die Größe der plastischen Zone als Koaleszenzkriterium für FE-Simulationen.

6.2 Schädigungsentwicklung von 1.4550 unter isothermer Belastung

Zum besseren Verständnis des Risswachstums und der Schädigungsentwicklung werden Replika-Versuche an dem in Kapitel 5.2 dargestellten austenitischen Edelstahl 1.4550 mit Hilfe der LCF-Proben aus Abbildung 5.2a und Abbildung 5.2b durchgeführt. Die Versuchsbedingungen werden angelehnt an Kapitel 5 gewählt: isotherm bei 180 °C und an zwei Werkstoffzuständen (Grundwerkstoff und gegleebelt).

6.2.1 Versuchsdurchführung der Replika-Versuche an 1.4550

Für die Replika-Versuche wird, wie auch für die LCF-Versuche aus Kapitel 5, ein Dreieckszyklus mit einer Dehnrate von 10^{-3} 1/s genutzt. Der Extensometerstababstand beträgt auch für diese Versuche für die Grundwerkstoffproben ca. 10 mm, für die Gleeble-Proben ca. 5 mm. Als Lebensdauer für die Bestimmung der Unterbrechungsintervalle (alle erwarteten 10 % der Lebensdauer) werden die Lebensdauern aus Kapitel 5 genutzt. Für die Anfertigung der Replika-Abdrücke wird die Probe auf Raumtemperatur abgekühlt. Zum Aufziehen potenzieller Risse wird eine Kraft von 3 kN aufgebracht. Nach der Anfertigung des Replika-Abdrucks wird die Probe zum Versuchsneustart kraftfrei aufgeheizt und die Kraft im aufsteigenden Hystereseast des letzten Zyklus vor der Versuchsunterbrechung bei Dehnungsfreiheit angefahren, bevor der Versuch dehnungskontrolliert fortgesetzt wird. Das Ende der Lebensdauer wird bei einem Kraftabfall von 25 % definiert. Die Versuchsbedingungen sind Tabelle 6.1 zu entnehmen.

Tabelle 6.1: Prüfparameter für die dehnungsgeregelten Replika-Versuche an Grundwerkstoff- und Gleebleproben bei 180 °C

| Probennummer | Materialzustand | Replika-Abdrücke | ε_a [%] | Lebensdauer |
|--------------|-----------------|------------------|---------------------|-------------|
| AGM-x2 | Grundwerkstoff | alle 500 Zyklen | 0.35 | 24606 |
| AGM-x3 | Grundwerkstoff | alle 740 Zyklen | 0.5 | 7022 |
| AGM-117 | Gegleebelt | alle 1600 Zyklen | 0.35 | 28800 |
| AGM-127 | gegleebelt | alle 530 Zyklen | 0.5 | 7341 |

6.2.2 Ergebnisse der Replika-Versuche an 1.4550

Die Lebensdauern der Proben aus Grundwerkstoff und gegleebeltem Material fallen bei 180 °C in ein Streuband. Auch die Lebensdauern der LCF-Versuche unter Anwendung der Replika-Technik liegen im Streuband und unterscheiden sich in Bezug auf die Lebensdauer nicht merklich von den LCF-Versuchen (Abbildung 6.1).

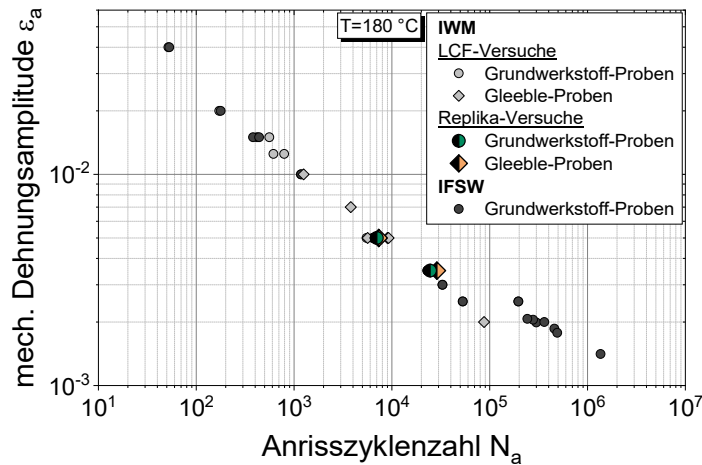
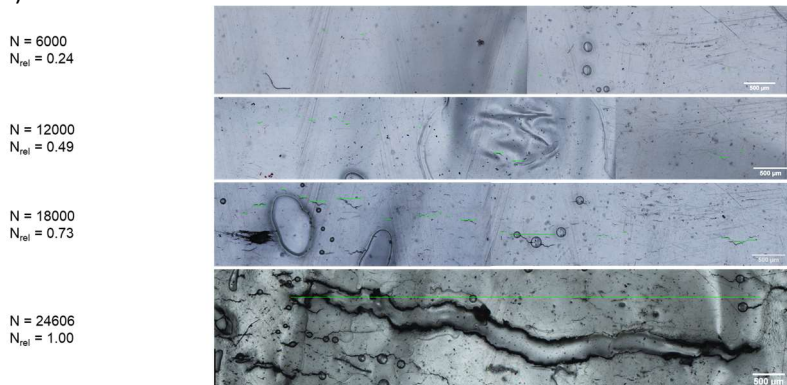


Abbildung 6.1: Lebensdauern der LCF-Versuche mit und ohne Anwendung der Replika-Technik bei 180 °C an Grundwerkstoff- und Gleeble-Proben

Bei der Untersuchung des Risswachstums fällt auf, dass der finale Hauptriss vornehmlich durch das Zusammenwachsen vieler kurzer Risse entsteht (Abbildung 6.2). Diese entstehen mit Risslängen im Bereich der Korngröße entweder senkrecht zur Belastungsrichtung oder im 45°-Winkel. Einige wenige Risse entstehen an Läppriefen. Generell dominiert das Zusammenwachsen der Risse und die Initiierung von Rissen die Lebensdauer. Die Risse werden senkrecht zur Belastungsrichtung ausgewertet und nur die Bereiche der einzelnen Risse berücksichtigt, die zum Hauptriss beitragen. Für die Untersuchungen werden neben dem Hauptriss drei bis vier weitere Risse ausgewertet (angelehnt an Chauvot (2001)), die auf dem letzten Replika-Abdruck am längsten und am weitesten geöffnet sind.

a)



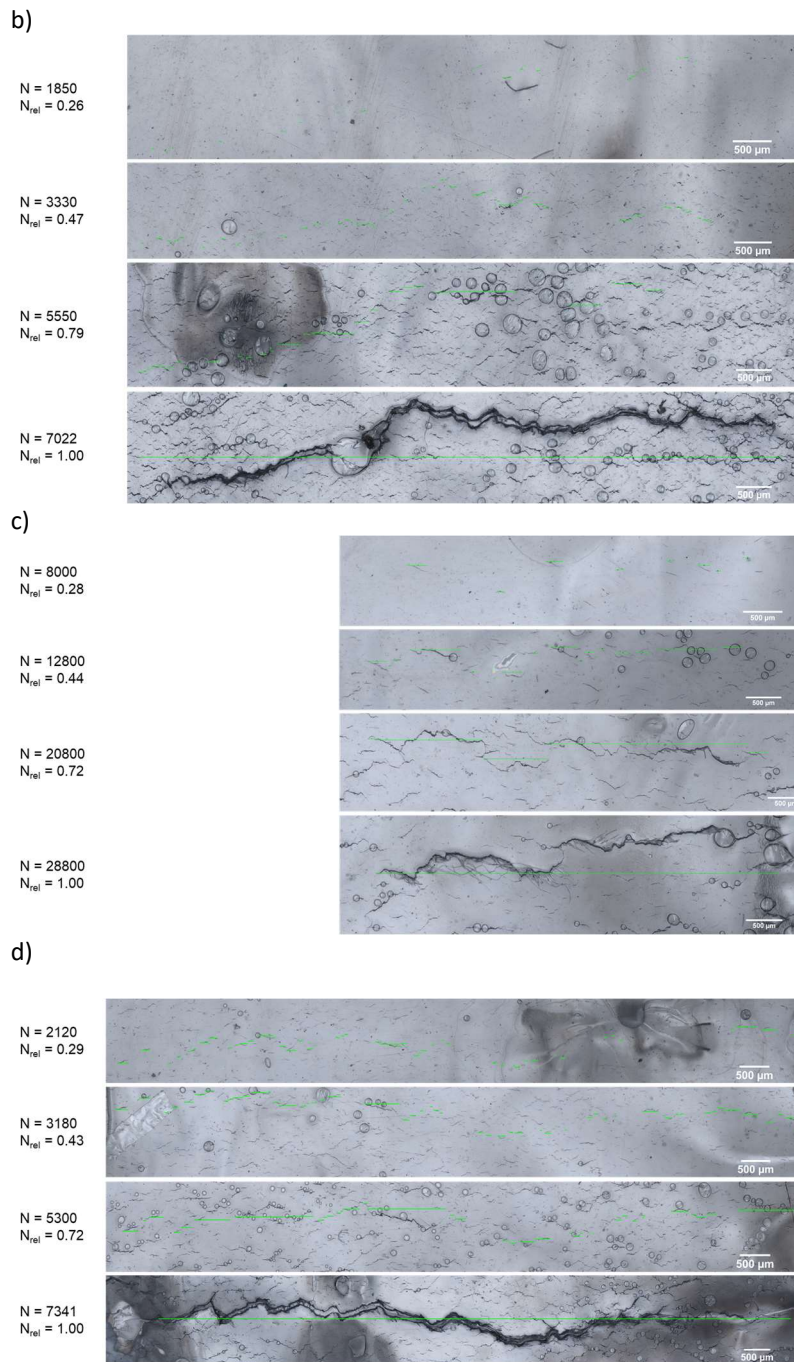


Abbildung 6.2: Hauptriss auf den Replika-Folien , a) $\varepsilon_a = 0.35 \%$, Grundwerkstoff, b) $\varepsilon_a = 0.5 \%$, Grundwerkstoff, c) $\varepsilon_a = 0.35 \%$, gegleebelem Zustand, d) $\varepsilon_a = 0.5 \%$, gegleebelem Zustand

Zusätzlich zum Hauptriss werden jeweils auf einer über den Versuchsverlauf identischen repräsentativen Fläche alle gefundenen Risse ausgewertet. Daraus wird sowohl die Rissdichte bestimmt, die die Risslänge pro Fläche darstellt, als auch die maximale auf dieser Fläche gemessene Risslänge und die Rissanzahl auf der ausgewerteten Fläche. Für den Versuch an gegleebelem Material bei $\varepsilon_a = 0.5 \%$ mit sehr hoher Endrissdichte wird eine Fläche von $2.5 \times 2.5 \text{ mm}$ ausgewertet (mit ca. 1500 ausgemessenen Rissen). Bei dem Versuch an gegleebelem Material bei $\varepsilon_a = 0.35 \%$ wird eine Fläche von $3.5 \times 3.5 \text{ mm}$ und für

Grundwerkstoff eine Fläche von 4.5 x 4.5 mm ausgewertet. Die Fläche variiert, da nicht für alle Versuche ein gleich großer repräsentativer Ausschnitt guter Qualität für alle ausgewerteten Lebensdaueranteile gefunden werden kann. Die Ergebnisse werden auf eine Fläche von 3.5 x 3.5 mm normiert. Die markierten Risse auf den ausgewerteten Flächen der Replika-Folien sind in Abbildung 6.3 für den Grundwerkstoff und in Abbildung 6.4 für das gegleebelte Material dargestellt.

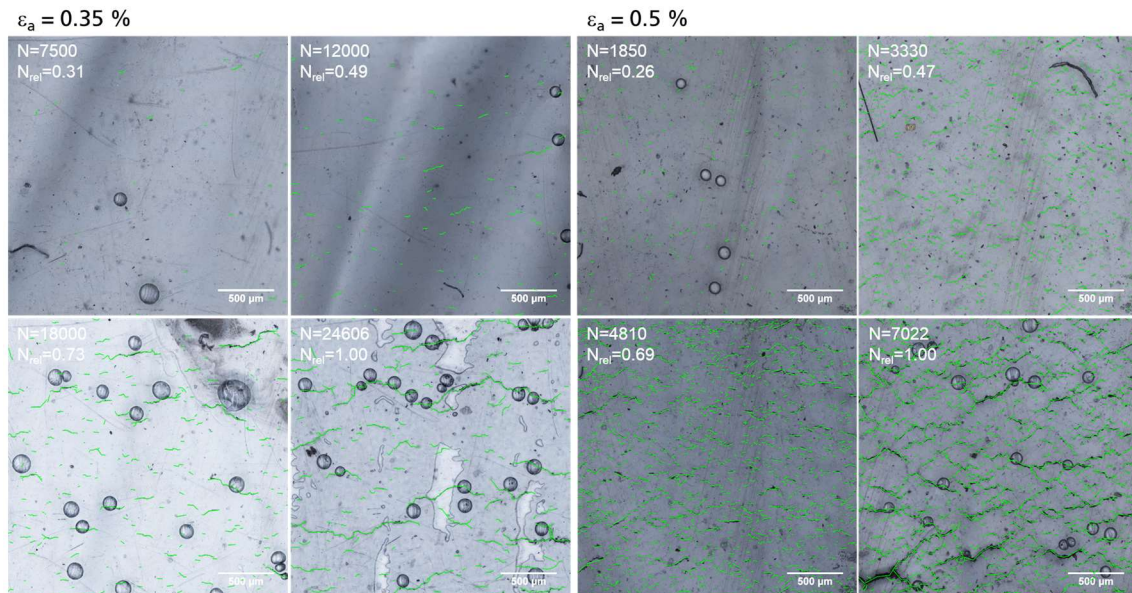


Abbildung 6.3: Ausgewertete Risse auf den Replika-Folien; Grundwerkstoff, Auswertungsfäche: 2.5 x 2.5 mm

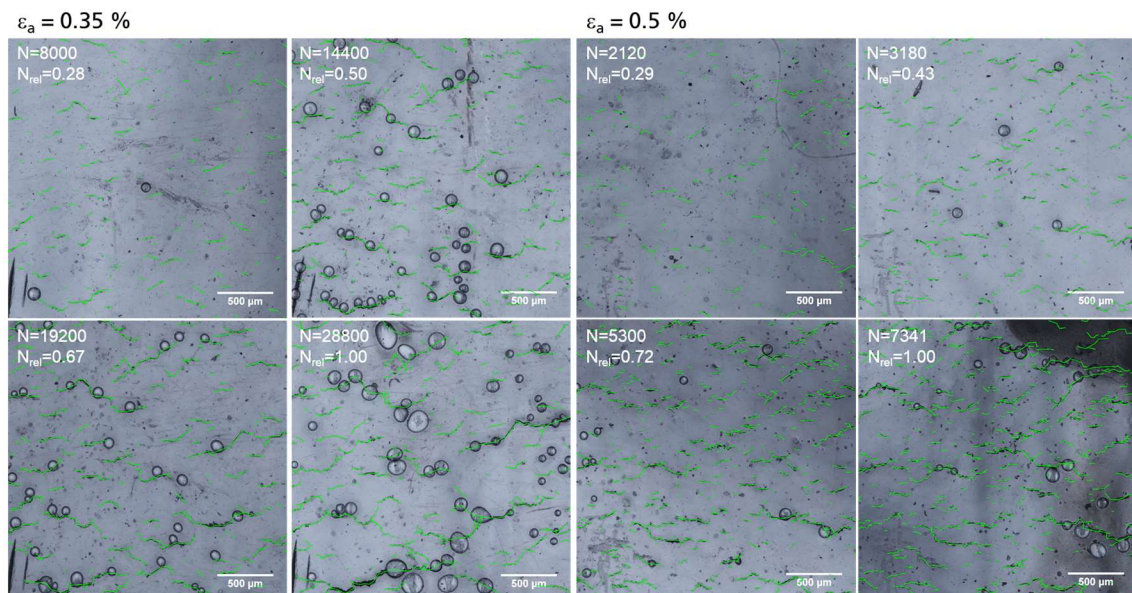


Abbildung 6.4: Ausgewertete Risse auf den Replika-Folien; gegleebelter Zustand, Auswertungsfäche: 2.5 x 2.5 mm

Anhand von Abbildung 6.3 und Abbildung 6.4 lässt sich erkennen, dass sich 1.) bei höherer Belastung ($\varepsilon_a = 0.5 \%$ im Vergleich zu $\varepsilon_a = 0.35 \%$) mehr und kürzere Risse bilden, 2.) sich am Grundwerkstoff

(Korngröße 11 μm im Vergleich zu 45 μm beim gegleeblen Material) bei hoher Belastung mehr und bei geringerer Belastung weniger Risse als an gegleebltem Material bilden. Die Auswertungen hinsichtlich Rissdichte, maximaler Risslänge und Rissanzahl sind in Abbildung 6.5 und Abbildung 6.6 dargestellt.

Die Rissdichte ist jeweils für die großen Dehnungsamplituden höher als für die geringen, wobei die große Dehnungsamplitude zu einer höheren Rissdichte am Grundwerkstoff als bei dem gegleeblen Material führt (Abbildung 6.5). Für die Versuche an gegleebltem Material liegen die Rissdichten beider Dehnungsamplituden zwischen denen der großen und kleinen Dehnungsamplitude am Grundwerkstoff.

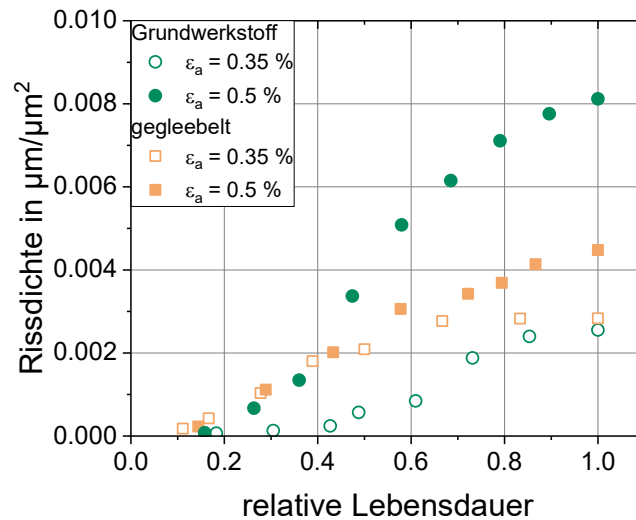


Abbildung 6.5: Rissdichte für eine Fläche von 3.5 x 3.5 mm

Abbildung 6.6a zeigt, dass im Versuchsverlauf das bei $\epsilon_a = 0.35\%$ geprüfte gegleebelte Material die größte Risslänge aufweist, gefolgt von dem bei $\epsilon_a = 0.5\%$ geprüften. Die Risslängen des Grundwerkstoffs liegen für beide Dehnungsamplituden gleichauf bis zu einem Lebensdaueranteil von 0.6, bei dem die maximale Risslänge des bei $\epsilon_a = 0.35\%$ geprüften Grundwerkstoffs die Risslängen des gegleeblen Materials überholt. Die finalen maximalen Risslängen staffeln sich umgekehrt zu den finalen Rissdichten.

Die höchste Rissanzahl auf dem untersuchten Ausschnitt erreicht der bei $\epsilon_a = 0.5\%$ geprüfte Grundwerkstoff, gefolgt vom gegleeblen Zustand bei $\epsilon_a = 0.5\%$. Bei den kleinen Amplituden ist die Rissanzahl des gegleeblen Zustandes und des Grundwerkstoffs ähnlich. Die Rissanzahl nimmt bis zu einem Lebensdaueranteil von ca. 0.7 für den gegleeblen Zustand und bis ca. 0.8 für den Grundwerkstoff zu und danach ab (Abbildung 6.6b).

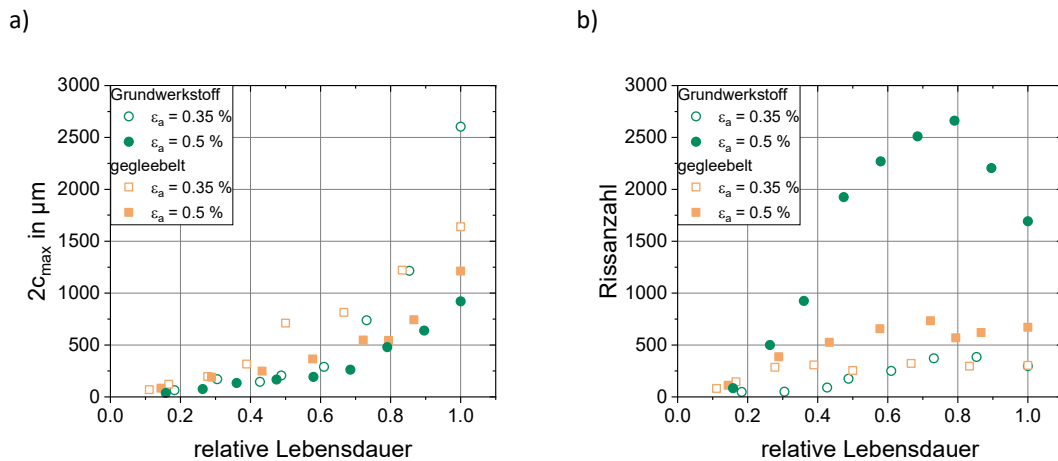


Abbildung 6.6: Für eine Fläche von $3,5 \times 3,5 \text{ mm}$: a) maximale Oberflächenrisslänge; b) Rissanzahl

Im Folgenden wird auf die Entwicklung des finalen Hauptrisses aus mehreren Einzelrissen eingegangen. In Abbildung 6.7a ist die Risslängenentwicklung des längsten Risses innerhalb des finalen Hauptrisses dargestellt und in Abbildung 6.7b die Anzahl der Risse, die zum finalen Hauptriss zusammenwachsen. In Abbildung 6.7a ist die Längenentwicklung des längsten Risses innerhalb des finalen Hauptrisses dargestellt. Für alle Versuche – außer für den bei kleiner Amplitude am gegleebelten Material – kann ein sprunghafter Anstieg der Risslänge auf dem letzten Abdruck festgestellt werden. Im Versuchsverlauf weist das gegleebelte Material bei $\varepsilon_a = 0,35\%$ die größten Risslängen auf, gefolgt vom gegleebelten Material bei $\varepsilon_a = 0,5\%$. Die maximalen Risslängen am Grundwerkstoff sind für beide Dehnungsamplituden über den Versuchsverlauf nahezu gleich. Die finale Risslänge des gegleebleten Materials, das bei $\varepsilon_a = 0,35\%$ geprüft wurde, hat trotz der größten Risslänge über den Versuchsverlauf die geringste finale Hauptrisslänge, während das bei $0,5\%$ geprüfte die höchste aufweist. Die finalen Hauptrisslängen des Grundwerkstoffs liegen dazwischen, wobei der Versuch bei höherer Dehnungsamplitude zur größeren finalen Hauptrisslänge führt.

Die Anzahl der Risse, die zum Hauptriss beitragen, ist für beide Werkstoffzustände für die kleinere Dehnungsamplitude geringer als für die große. Bei den Gleebleproben liegt zwischen den Maxima der Anzahl ein Faktor von drei, bei den Grundwerkstoffproben ein Faktor von 8,5. Für die große Amplitude wachsen in beiden Werkstoffzuständen ähnlich viele Risse zum Hauptriss zusammen. Bei der kleinen Amplitude wachsen beim gegleebelten Zustand mehr Risse zusammen als beim Grundwerkstoff. Die maximale Anzahl an Rissen ist beim gegleebelten Zustand früher erreicht. Am Grundwerkstoff nimmt die Rissanzahl bis ca. der Hälfte der Lebensdauer zu; am gegleebelten Zustand bis ca. 40 % der Lebensdauer und dann ab (Abbildung 6.7b). Ca. 90 % der Lebensdauer sind durch das Zusammenwachsen kurzer Risse dominiert. Erst die letzten ca. 10 % der Lebensdauer wächst ein einzelner Riss.

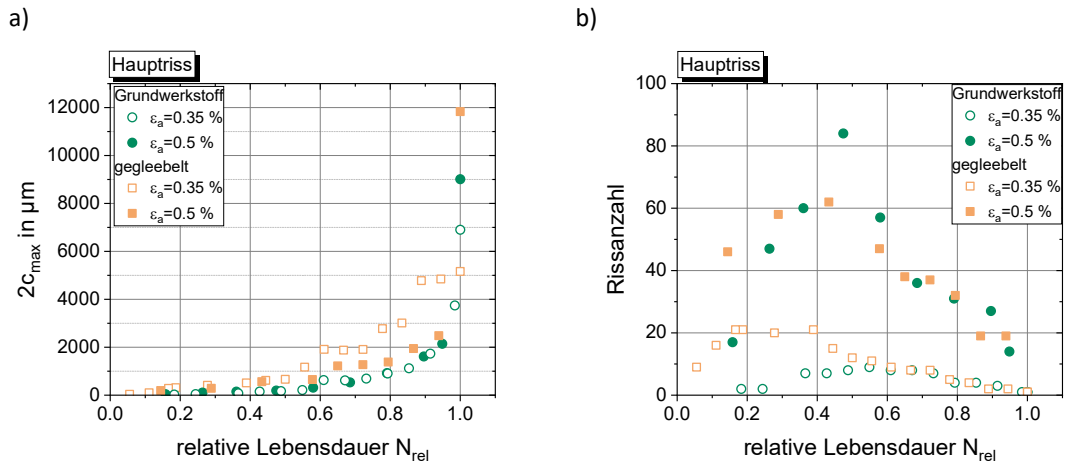
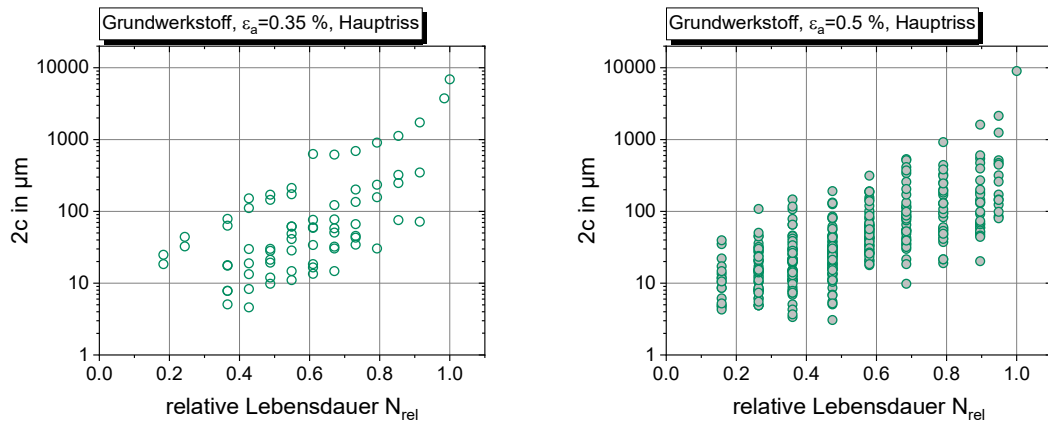


Abbildung 6.7: Auswertung des Hauptrisses über die relative Lebensdauer hinsichtlich a) des jeweils längsten gemessenen Risses und b) der Rissanzahl

In Abbildung 6.8 ist die Risslängenentwicklung aller Risse, die zum finalen Hauptriss zusammenwachsen, über die relative Lebensdauer dargestellt. Die Oberflächenrisslänge der kürzesten gefundenen Risse liegt dabei für beide Werkstoffzustände unterhalb der Korngröße. Für den Grundwerkstoff ist die Länge der kürzesten detektierbaren Risse, die sich im Verlauf der Lebensdauer bilden, ca. halb so groß wie für den gelegebelten Werkstoff.

Vergleicht man die Länge des kürzesten detektierten Risses bei zwei aufeinanderfolgenden Lebensdaueranteilen, kann darauf geschlossen werden, ob sich dieser neu gebildet hat (bei geringerer Risslänge als beim vorherigen Lebensdaueranteil). Bei der geringen Dehnungsamplitude bilden sich bis zu einem Lebensdaueranteil von ca. 0.4 Risse, bei der hohen Dehnungsamplitude bis ca. 0.7, wobei die detektierten Risse so kurz sind, dass eine gewisse Unsicherheit besteht.



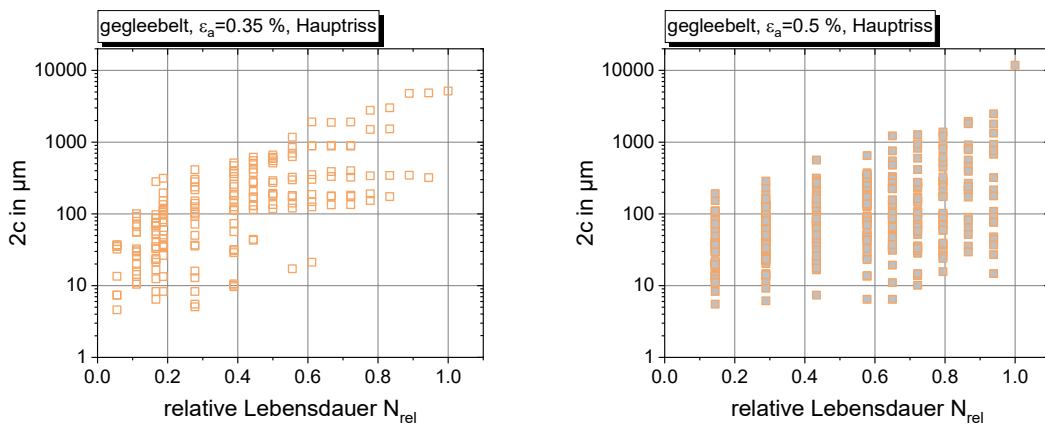


Abbildung 6.8: Längenentwicklung jedes einzelnen Risses, der zum finalen Hauptriss beiträgt

Um die Schädigungsentwicklung und die Rolle des Zusammenwachsens der Risse weiter aufzuklären, wird der Anteil der finalen Hauptrisslänge in Abbildung 6.9a dargestellt. Aufgetragen ist die Summe der einzelnen Risse c_i , die zum endgültigen Riss beitragen, normiert auf die finale Hauptrisslänge $2c_f$ ($2c_{rel} = \frac{\sum_i(2c_i)}{2c_f}$) über die relative Lebensdauer.

Die kleine Dehnungsamplitude führt beim gegleebelten Zustand bereits bei geringem Lebensdaueranteil zu einem hohen Anteil an der finalen Risslänge, was zu einer Abnahme des Wachstums der relativen Risslänge führt. Beim Grundwerkstoff verhält es sich bei geringer Dehnungsamplitude umgekehrt, was zu einem exponentiellen Anstieg der relativen Risslänge führt. Für die große Dehnungsamplitude verhält es sich ähnlich, wobei der Effekt wesentlich weniger stark ausgeprägt ist, so dass sich die Entwicklung der relativen Risslänge nahezu linear verhält.

Die gleiche Auswertung wurde zu Validierungszwecken für Risse mit einer ähnlichen finalen Risslänge wie der des Hauptrisses durchgeführt (Abbildung 6.9b). Der Verlauf der relativen Risslänge bzw. der Schädigungsentwicklung wird dadurch verifiziert, obgleich die Unterschiede zwischen kleiner und großer Dehnungsamplitude für das gegleebelte Material an den Nebenrissen weniger stark ausgeprägt sind.

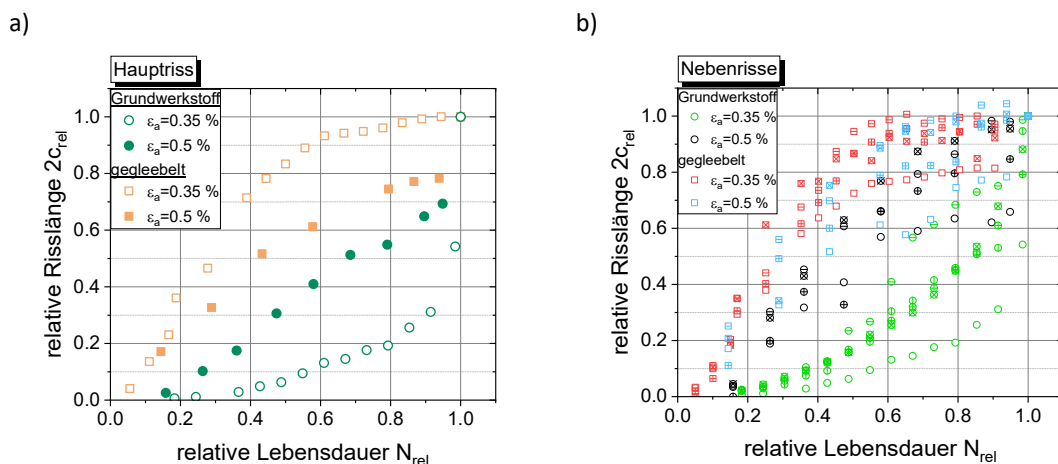


Abbildung 6.9: Entwicklung des Risslängenanteils am finalen Riss über die relative Lebensdauer a) für den Hauptriss, b) für die ausgewerteten Nebenrisse

In Abbildung 6.10 bis Abbildung 6.12 sind im REM mit dem Sekundärelektronen (SE)-Detektor untersuchte Bruchflächen von geprüften LCF-Proben dargestellt. Auf den Bruchflächen sind für mehrere untersuchte Prüfbedingungen mehrere Bruchausgänge sichtbar. Eine breite Hauptrissfront, die durch den Probenquerschnitt wandert, ist anhand von Schwingstreifen in Abbildung 6.10 bis Abbildung 6.12 identifizierbar. Teilweise vereinigen sich die einzelnen Rissfronten zu einer Rissfront, was an der Orientierung der Schwingstreifen hinter dem Ende der Kante erkennbar ist (siehe z.B. orange umrahmter Bereich in Abbildung 6.10), in anderen Fällen bleiben die einzelnen Rissfronten getrennt (besonders gut zu erkennen im orange und rot umrahmten Bereich von Abbildung 6.11). Ebenso ist, ausgehend von anderen Bruchausgängen, unabhängig von der Hauptrissfront, Risswachstum zu beobachten. An den Stellen, an denen die zwei oder mehr Rissfronten aufeinandertreffen, ist eine Kante auf der Bruchfläche zu erkennen. Die unterschiedliche Orientierung der Schwingstreifen lässt auf unabhängiges Risswachstum schließen (besonders gut erkennbar im orange umrahmten Bereich von Abbildung 6.12).

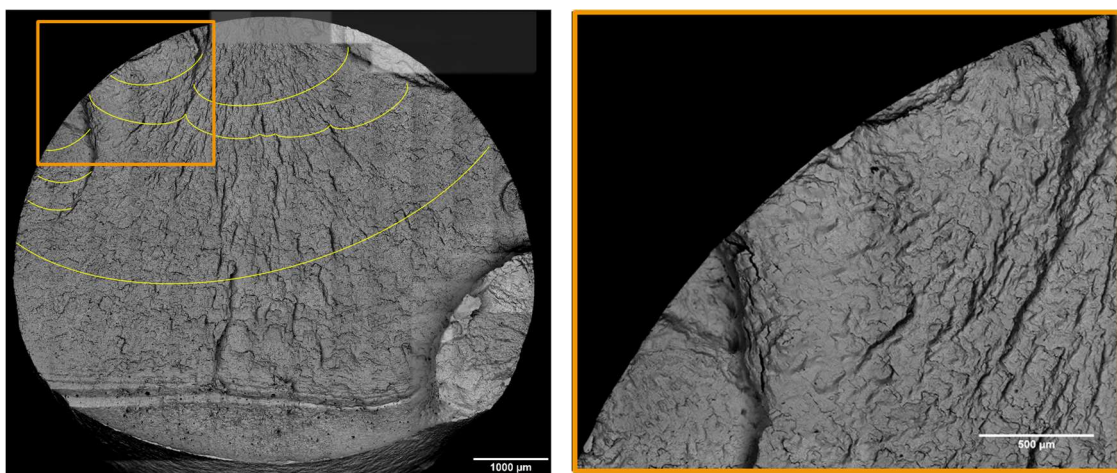


Abbildung 6.10: Bruchfläche einer Grundwerkstoffprobe, die bei $\epsilon_a = 0.35\%$ geprüft wurde

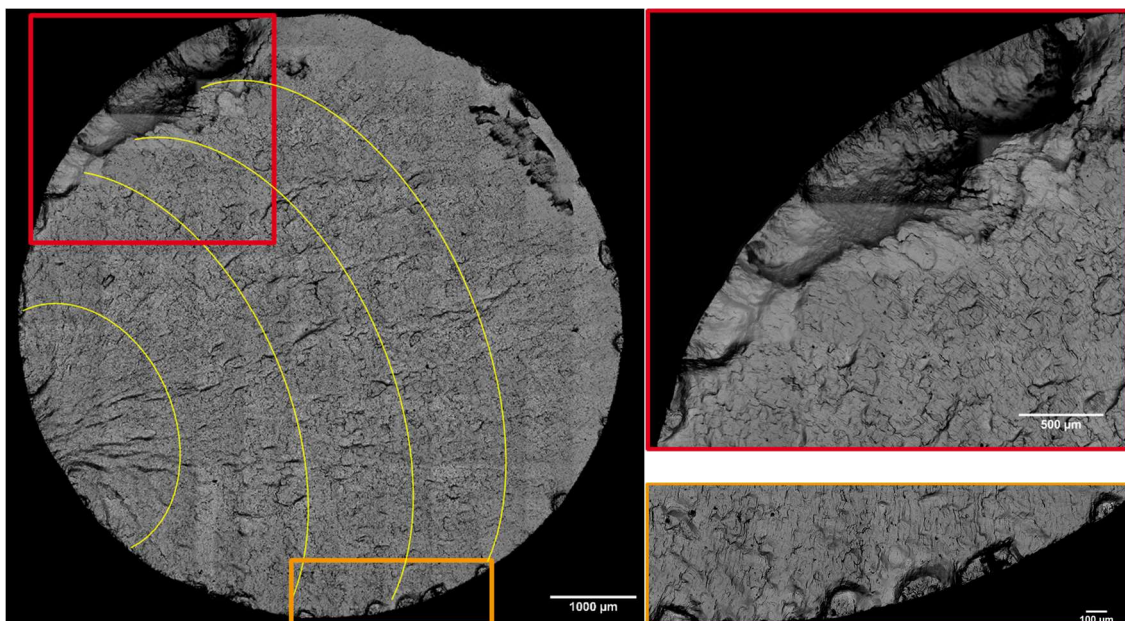


Abbildung 6.11: Bruchfläche einer Grundwerkstoffprobe, die bei $\epsilon_a = 0.5\%$ geprüft wurde

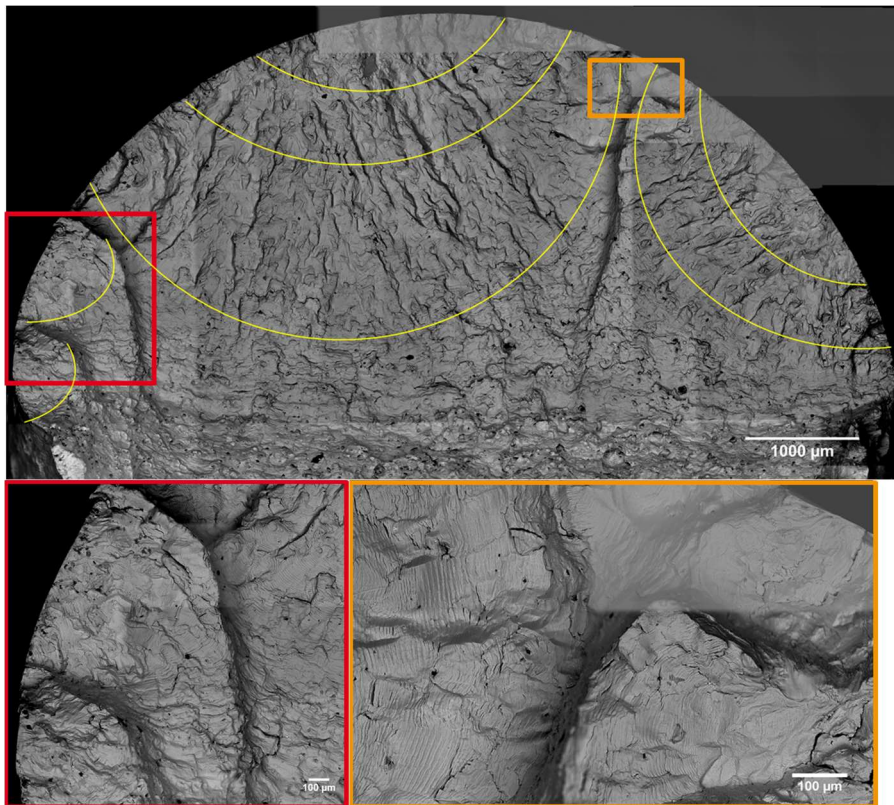


Abbildung 6.12: Bruchfläche einer Probe aus gegleeblem Material, die bei $\varepsilon_a = 0.5\%$ geprüft wurde

6.2.3 Zusammenfassung: Schädigungsentwicklung von 1.4550 bei 180 °C

Für alle untersuchten Versuchsbedingungen führt ein Zusammenwachsen mehrerer Risse zum finalen Hauptriss. Das Mehrfachrisswachstum, die Koaleszenz und die Bildung von Rissen dominieren die Lebensdauer (siehe Abbildung 6.8). Bei Belastung mit der kleinen Dehnungsamplitude bilden sich tendenziell weniger und längere Risse auf der Probenoberfläche als bei hoher Dehnungsamplitude (Abbildung 6.6). Der finale Hauptriss wiederum wächst bei hoher Dehnungsamplitude aus mehr, jedoch nicht bei beiden Werkstoffzuständen aus kürzeren Rissen zu einem schlussendlich längeren finalen Hauptriss zusammen als bei geringer Dehnungsamplitude (Abbildung 6.7).

Die ausgewertete Rissentwicklung zeigt für einen repräsentativen Flächenausschnitt der Probenoberfläche nicht den gleichen Verlauf über die Lebensdauer wie für den Hauptriss, aber ähnliche Trends (vergleiche Abbildung 6.6 mit Abbildung 6.7). Beispielsweise staffelt sich die Entwicklung der Rissanzahl identisch nach Dehnungsamplituden und Werkstoffzuständen, jedoch ist der Peak bei der Flächenauswertung bei einer höheren relativen Lebensdauer und der Abstand der einzelnen Kurven zueinander nicht identisch für beide Auswertemethoden. Eine potenzielle Verfälschung der Ergebnisse der Flächenauswertung durch die Auswertemethode ist nicht auszuschließen. Risse, die über den Auswertebereich hinausgehen, werden beispielsweise nur im Auswertebereich ausgewertet, was tendenziell zu geringen Risslängen führt. Insbesondere über Abbildung 6.9a fällt auf, dass bei kleiner Dehnungsamplitude die Korngröße einen größeren Einfluss auf die Schädigungsentwicklung hat, als bei großer Dehnungsamplitude. Größere Körner führen zu einem schnelleren Risswachstum und kleinere zu einem langsameren.

6.3 Schädigungsentwicklung von IN100 unter TMF-Belastung

Da die Schädigungsentwicklung unter TMF bisher wenig im Detail in-situ erforscht wurde, werden zum tieferen Verständnis und einer möglichen Aufklärung von Schädigungsmechanismen Replika-Abdrücke an unter TMF beanspruchten LCF-Proben aus Abbildung 4.4a aus IN100 genommen. Die Versuchsergebnisse wurden bereits von Schackert und Schweizer (2022) veröffentlicht.

Um das Wachstum kurzer Ermüdungsrisse von Nickelbasis Gusswerkstoffen zu untersuchen, finden sich in der Literatur unterschiedliche Herangehensweisen. So nutzten z.B. Guth et al. (2014), Boismier und Sehitoglu (1990), García de la Yedra et al. (2014), Pitz und Lang (1996), Beck et al. (2002), Kanesund et al. (2011) metallografische Schlitze ihrer geprüften Proben zur Analyse des Rissverlaufs nach Beendigung der Versuche. Im Gegensatz dazu verwendeten z.B. Reger et al. (1984) und Scarlin (1975) die Potentialabfalltechnik, um das Wachstum kurzer Risse bei niederzyklischer Ermüdung (LCF) während des Versuchs zu verfolgen. Zur Verfolgung des Risswachstums bei IP- und OP-TMF-Belastung ausgehend von künstlichen Anrissen an SEN-Proben (Single Edge Notch) wurde von Leidermark et al. (2018) und Moverare et al. (2014) die Compliance Methode nach ASTM E 647-05 und zusätzlich metallografische Schlitze verwendet. Bruchflächen und metallografische Schlitze werden von Huang et al. (2006) verwendet, um die Risswachstumsmechanismen unter IP-, OP- und isothermer Belastung zu untersuchen. Mikrostrukturelle Effekte nach TMF-Prüfungen mit und ohne Haltezeit an verschiedenen Nickel-Basis Superlegierungen wurden von Kontis et al. (2016), Hasselqvist und Moverare (2007), Chai et al. (2016) und Kontis et al. (2018) aufgezeigt. Keine dieser Methoden ist jedoch geeignet, den Rissinitiierungsprozess zu untersuchen und die Entwicklung und das Wachstum möglicherweise mehrerer Mikrorisse, deren Rissstart nicht vorgegeben ist, während des Versuchs zu verfolgen.

6.3.1 Versuchsdurchführung der Replika-Versuche an IN100

Zur Untersuchung der Schädigungsentwicklung und der Einflussfaktoren von TMF bei Kurzzrisswachstum werden dehnungsgeregelte TMF-Versuche unter Verwendung der Replika-Technik durchgeführt. Der Abstand der Extensometerstäbe beträgt ca. 10 mm. Zur Bestimmung der Unterbrechungsintervalle der Replika-Versuche werden die Lebensdauern der TMF-Versuche aus Kapitel 4.5 genutzt. Die Prüfung wird alle erwarteten 10 % der Lebensdauer unterbrochen und die Probe auf Raumtemperatur abgekühlt. Daraufhin wird eine Kraft im elastischen Bereich aufgebracht (bei den Versuchen bei 300-950 °C 10 kN, bei den Versuchen bei 300-850 °C 5 kN), um potenzielle Risse zu öffnen, und ein Abdruck der Probenoberfläche genommen. Vor jedem Neustart des Versuchs werden drei kraftfreie Thermozyklen gefahren, um zu kontrollieren, ob die Druckluftdüse und die Induktionsspule korrekt positioniert sind. Zum Versuchsneustart wird die Probe kraftfrei auf mittlere Temperatur aufgeheizt, bei der im TMF-Versuch Dehnungsfreiheit herrscht. Anschließend wird die Kraft aufgebracht, die bei dieser Temperatur im aufsteigenden Hystereseast des letzten Zyklus vor der Versuchsunterbrechung geherrscht hat und der Versuch unter Dehnungskontrolle fortgesetzt. Das Ende der Lebensdauer ist erreicht, wenn ein Kraftabfall von 25 % erkennbar ist.

Es werden Replika-Versuche bei den Temperaturzyklen 300-850 °C und 300-950 °C durchgeführt. Die Temperatur-Dehnungs-Phasenbeziehung wird dabei jeweils als IP- und als OP-Belastung bei je zwei mechanischen Dehnungsamplituden, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18$ und $\varepsilon_{a,mech} = 0.28$ %, geprüft. Die Versuchsparameter der Replika- und der vorangegangenen TMF-Versuche ohne Unterbrechung aus Kapitel 4.4 sind in Tabelle 6.2 bzw. Tabelle 4.3 aufgeführt.

Bei den TMF-Versuchen mit dem Thermozyklus 300-850 °C bei kleiner mechanischer Dehnungsamplitude werden in unregelmäßigen Intervallen Replika-Abdrücke von der Probenoberfläche genommen, sodass von jedem der beiden Versuche bei Beendigung des Versuchs 4-5 Abdrücke vorliegen.

Tabelle 6.2: Prüfparameter für Replika-Versuche unter TMF an IN100

| Probennummer | Phasenbeziehung | Replika-Abdrücke | Reglertemperatur [°C] | $\varepsilon_{a,mech}$ [%] | Lebensdauer |
|--------------|-----------------|-------------------------------------|-----------------------|----------------------------|-----------------------|
| APR-860 | IP | alle 50 Zyklen | 300-950 | 0.18 | 350 |
| APR-806 | IP | alle 10 Zyklen | 300-950 | 0.28 | 130 |
| APR-824 | OP | alle 300 Zyklen | 300-950 | 0.18 | 1200 |
| APR-815 | OP | alle 50 Zyklen | 300-950 | 0.28 | 400 |
| APR-854 | IP | nach 1357, 2416, 4093, 10000 Zyklen | 300-850 | 0.18 | 10000 ('Durchläufer') |
| APR-811 | IP | alle 84 Zyklen | 300-850 | 0.28 | 1036 |
| APR-828 | OP | nach 870, 2391, 6027, 9773 Zyklen | 300-850 | 0.18 | 9773 |
| APR-810 | OP | alle 125 Zyklen | 300-850 | 0.28 | 3000 |

6.3.2 Ergebnisse der Replika-Versuche an IN100

In Abbildung 6.13 sind die Lebensdauern der Replika-Versuche zusammen mit denen der TMF-Versuche und der LCF-Versuche dargestellt. Die Lebensdauern der LCF-Versuche staffeln sich erwartungsgemäß von geringen Lebensdauern bei hohen Temperaturen zu höheren Lebensdauern bei geringeren Temperaturen. Die TMF-Belastung führt zu Lebensdauern, die jeweils unterhalb derer der isothermen Versuche bei der entsprechenden Maximaltemperatur der TMF-Versuche liegen. Die Lebensdauern der Versuche unter IP-TMF Belastung sind hierbei tendenziell geringer als die der Versuche unter OP-TMF Belastung – die nahezu identisch zu denen der LCF-Versuche bei der entsprechenden Maximaltemperatur sind. Dieser Trend scheint sich bei 300-850 °C mit der geringen Dehnungsamplitude umzukehren: Während der Versuch unter IP-Belastung ein Durchläufer mit 10000 Zyklen ist, bricht der Versuch bei OP-Belastung kurz vor Erreichen von 10000 Zyklen. Die Proben, bei denen Replika-Abdrücke genommen wurden (insbesondere die, die bei 300-950 °C getestet wurden), weisen meist eine geringere Lebensdauer auf als die Proben, die ohne Unterbrechung getestet wurden.

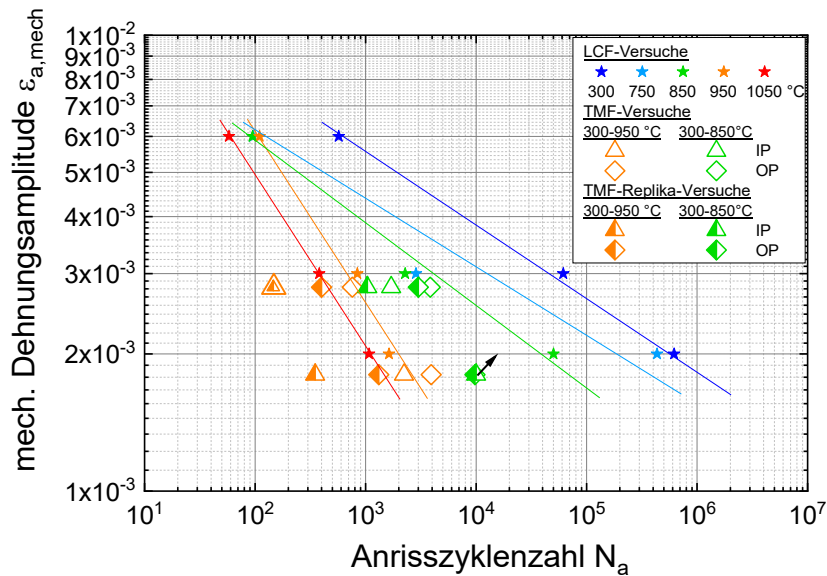


Abbildung 6.13: Lebensdauern der Replika-Versuche bei 300-850 °C und 300-950 °C im Vergleich zu den nicht unterbrochenen TMF- und den LCF-Versuchen

6.3.2.1 Einfluss der Temperatur-Dehnungs-Phasenbeziehung und der Maximaltemperatur

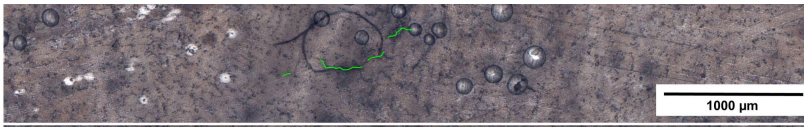
Es ist anzumerken, dass im Folgenden jeweils das Wachstum des finalen Hauptrisses, also des Risses, der auf der letzten Folie die größte Länge aufweist, ausgewertet wird. Der finale Hauptriss wächst – wie in Kapitel 6.2 – im Laufe des Versuchs aus mehreren kurzen Rissen zusammen. Alle Rissanteile, die zu diesem Riss beitragen, werden auf den Folien bei geringerer Zyklenzahl ausgemessen und deren Anteil senkrecht zur Belastungsrichtung ausgewertet. Für den IP-Versuch bei $\epsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ ist zu erwähnen, dass es sich bei diesem Versuch um einen 'Durchläufer' mit 10000 Zyklen handelt und die relative Lebensdauer darüber bestimmt wird.

Der Einfluss der Phasenbeziehung auf die Art des Risswachstums ist am eindrucklichsten anhand von Replika-Folien-Abdrücken im Verlauf der Lebensdauer zu erkennen. Exemplarisch sind diese für Versuche bei 300-850 °C in Abbildung 6.14 dargestellt. Die ausgewerteten Rissbereiche – in diesem Fall des Hauptrisses – sind grün markiert. Die Rissausbreitung erfolgt im Mittel erwartungsgemäß senkrecht zur Belastungsrichtung mit lokalen Abweichungen, die bei IP-Belastung stärker ausgeprägt sind (Abbildung 6.14a und Abbildung 6.14c) als bei OP-Belastung (Abbildung 6.14b und Abbildung 6.14d). Bei IP-Belastung wachsen die Risse lokal entlang von Dendriten, OP-Belastung bewirkt, dass die Risse weitgehend unbeeinflusst durch die Mikrostruktur senkrecht zur Belastungsrichtung wachsen.

6 Mehrfachrisswachstum

a)

N = 1357
N_{rel} = 0.14



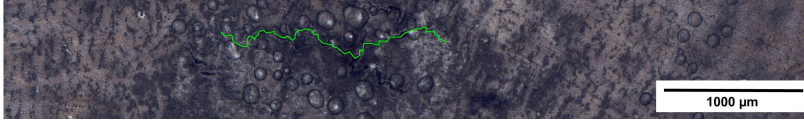
N = 2416
N_{rel} = 0.24



N = 4093
N_{rel} = 0.41

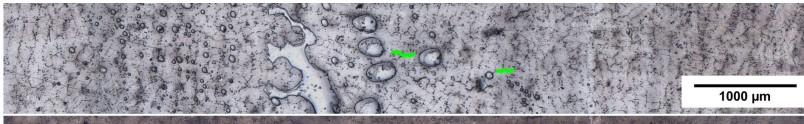


N = 10000
N_{rel} = 1.00

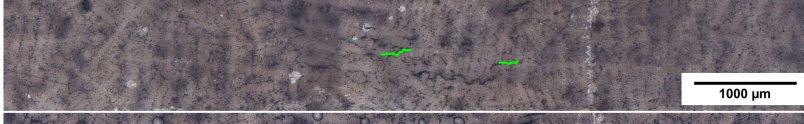


b)

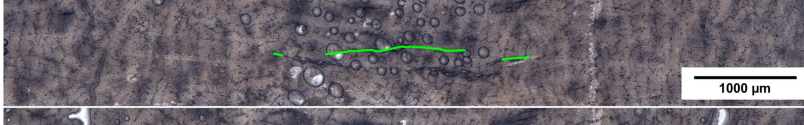
N = 870
N_{rel} = 0.09



N = 2391
N_{rel} = 0.24



N = 6027
N_{rel} = 0.62



N = 9773
N_{rel} = 1.00

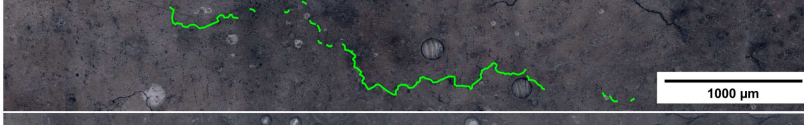


c)

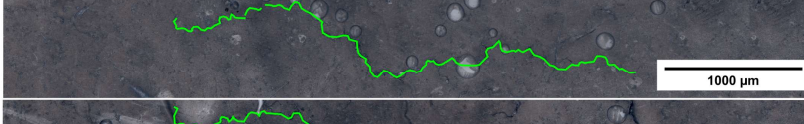
N = 126
N_{rel} = 0.12



N = 378
N_{rel} = 0.36



N = 837
N_{rel} = 0.81



N = 1036
N_{rel} = 1.00



d)

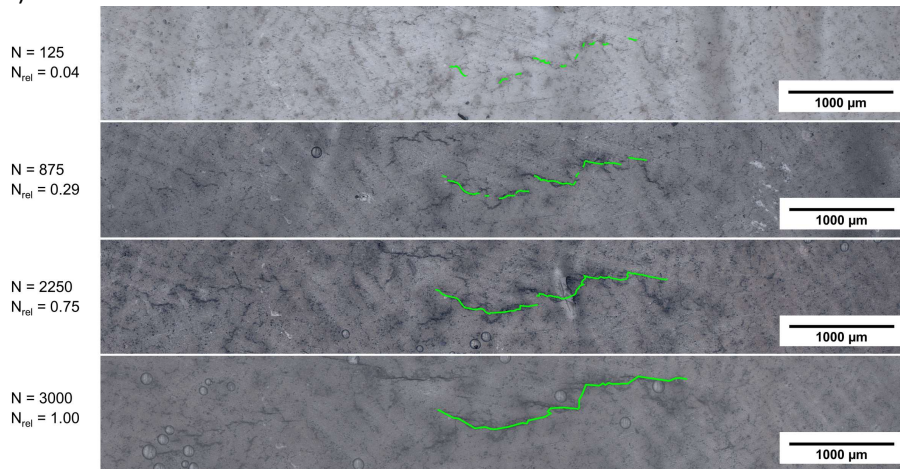


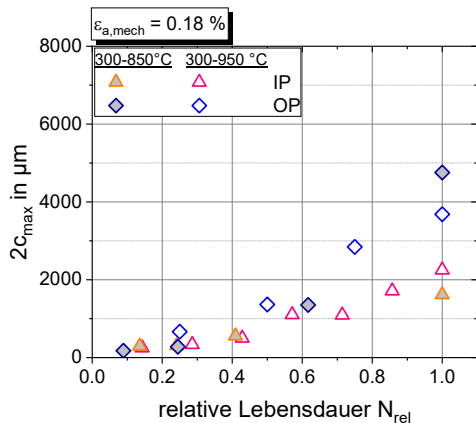
Abbildung 6.14: Markierte Risse auf Replika-Folien bei unterschiedlichen Lebensdaueranteilen und $T = 300\text{-}850\text{ }^{\circ}\text{C}$; a) IP-Versuch bei $\varepsilon_{a,mech} = 0.18\%$ b) OP-Versuch bei $\varepsilon_{a,mech} = 0.18\%$ c) IP-Versuch bei $\varepsilon_{a,mech} = 0.28\%$ d) OP-Versuch bei $\varepsilon_{a,mech} = 0.28\%$; bereits veröffentlicht in Schackert und Schweizer (2022)

In Abbildung 6.15 a und c sind die Risslängen des längsten Risses und in Abbildung 6.15 b und d die Anzahl der Risse, die zum finalen Hauptriss zusammenwachsen, aufgetragen:

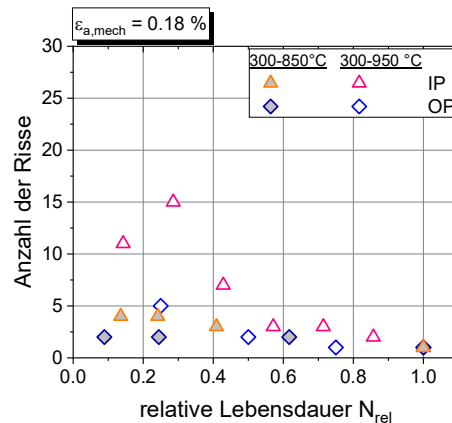
Tendenziell wächst der finale Hauptriss bei IP-Belastung aus mehr Rissen zusammen als bei OP-Belastung (Abbildung 6.15 b und d). Der längste unter diesen Rissen (Abbildung 6.15 a und c) ist bei $300\text{-}950\text{ }^{\circ}\text{C}$ unter IP-Belastung kürzer als unter OP-Belastung. Bei $300\text{-}850\text{ }^{\circ}\text{C}$ ist dies bei kleiner mechanischer Dehnungsamplitude ($\varepsilon_{a,mech} = 0.18\%$) ebenso, bei großer ($\varepsilon_{a,mech} = 0.28\%$) führt IP-Belastung zu größeren maximalen Risslängen.

Bei vergleichbaren Belastungen führt die höhere Maximaltemperatur zu mehr Rissen. Ebenso ist der längste unter diesen Rissen länger als der bei niedriger Maximaltemperatur. Ab ca. 80 % der Lebensdauer beschleunigt sich bei hoher mechanischer Dehnungsamplitude das Wachstum des längsten Oberflächenrisses bei hoher Maximaltemperatur weiter, während es bei $300\text{-}850\text{ }^{\circ}\text{C}$ abnimmt und stagniert. Der längste Oberflächenriss ist hierbei der finale Oberflächenriss (Rissanzahl = 1).

a)



b)



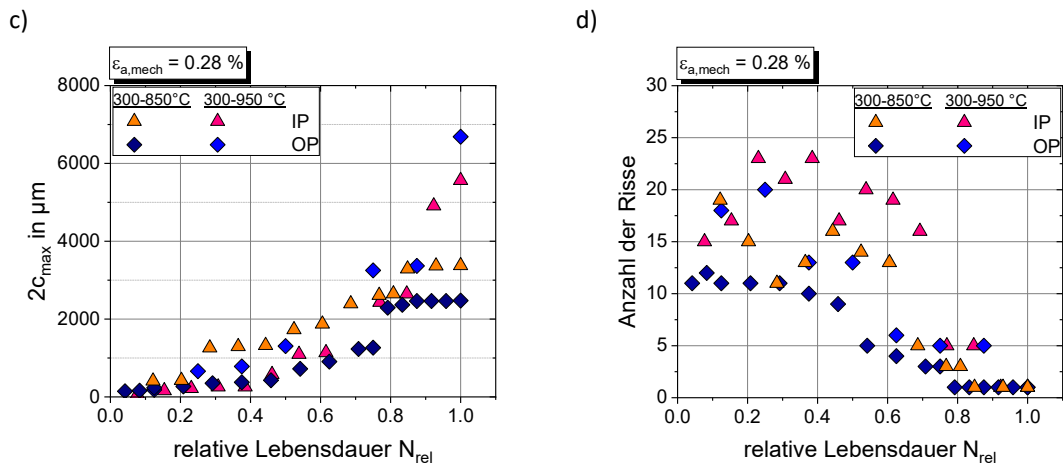


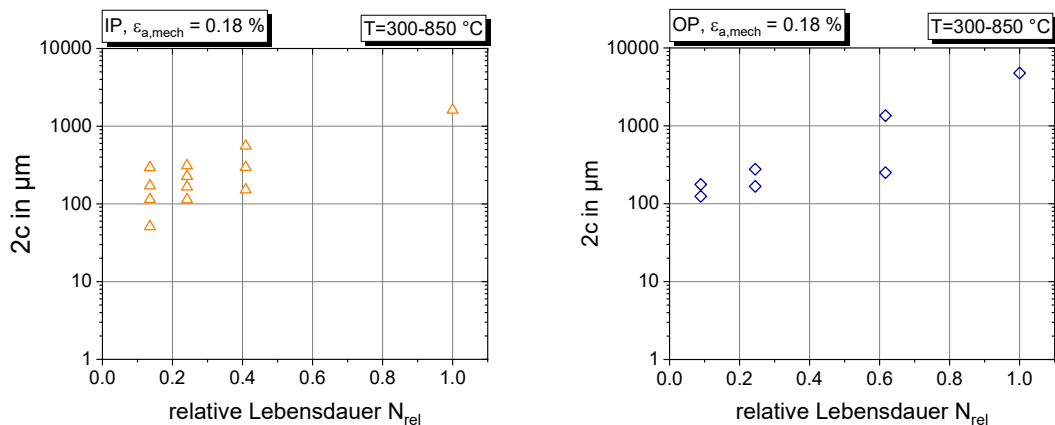
Abbildung 6.15: Entwicklung der Risse, die zum finalen Hauptriss zusammenwachsen; Risslänge des längsten Oberflächenrisses bei a) $\epsilon_{a,mech} = 0.18\%$, c) $\epsilon_{a,mech} = 0.28\%$; Anzahl der Risse bei b) $\epsilon_{a,mech} = 0.18\%$, d) $\epsilon_{a,mech} = 0.28\%$

6.3.2.2 Einfluss der mechanischen Dehnungsamplitude

In Abbildung 6.16 ist die Längenentwicklung jedes einzelnen Risses, der zum Hauptriss beiträgt, pro Versuch für 300-850 °C dargestellt und in Abbildung 6.17 für 300-950 °C:

Abbildung 6.15 bis Abbildung 6.17 zeigen, dass sich bei der geringen mechanischen Dehnungsamplitude weniger Risse bilden als bei der hohen (mit Ausnahme des Versuchs unter OP-Belastung bei 300-850 °C). Die Risslängen liegen bei $\epsilon_{a,mech} = 0.18\%$ in einem engeren Streuband als bei $\epsilon_{a,mech} = 0.28\%$: Die kürzesten der zum Hauptriss beitragenden Risse sind bei $\epsilon_{a,mech} = 0.18\%$ länger und die längsten kürzer als bei $\epsilon_{a,mech} = 0.28\%$. Die finalen Hauptrisse bei großer mechanischer Dehnungsamplitude sind etwa doppelt so lang wie die finalen Hauptrisse bei kleiner mechanischer Dehnungsamplitude. Der längste finale Hauptriss entwickelt sich beim OP-Versuch bei 300-950 °C mit der großen mechanischen Dehnungsamplitude.

Während der Versuche bei großer mechanischer Dehnungsamplitude bilden sich bis zu ca. 50 % der Lebensdauer kontinuierlich neue Risse, während bei kleiner Amplitude die Rissanzahl monoton abnimmt. Die neu gebildeten Risse sind nicht zwingend kürzer als die kürzesten existierenden Risse bei diesem Lebensdaueranteil (vgl. Abbildung 6.15 mit Abbildung 6.16 und Abbildung 6.17)



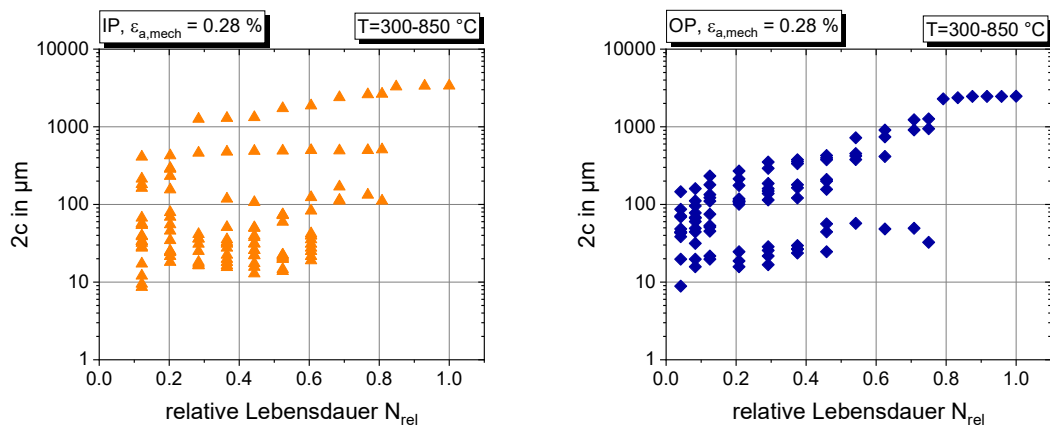


Abbildung 6.16: $T = 300-850 \text{ }^\circ\text{C}$: Risslängenentwicklung jedes einzelnen Oberflächenrisses, der zur finalen Hauptrisslänge beiträgt

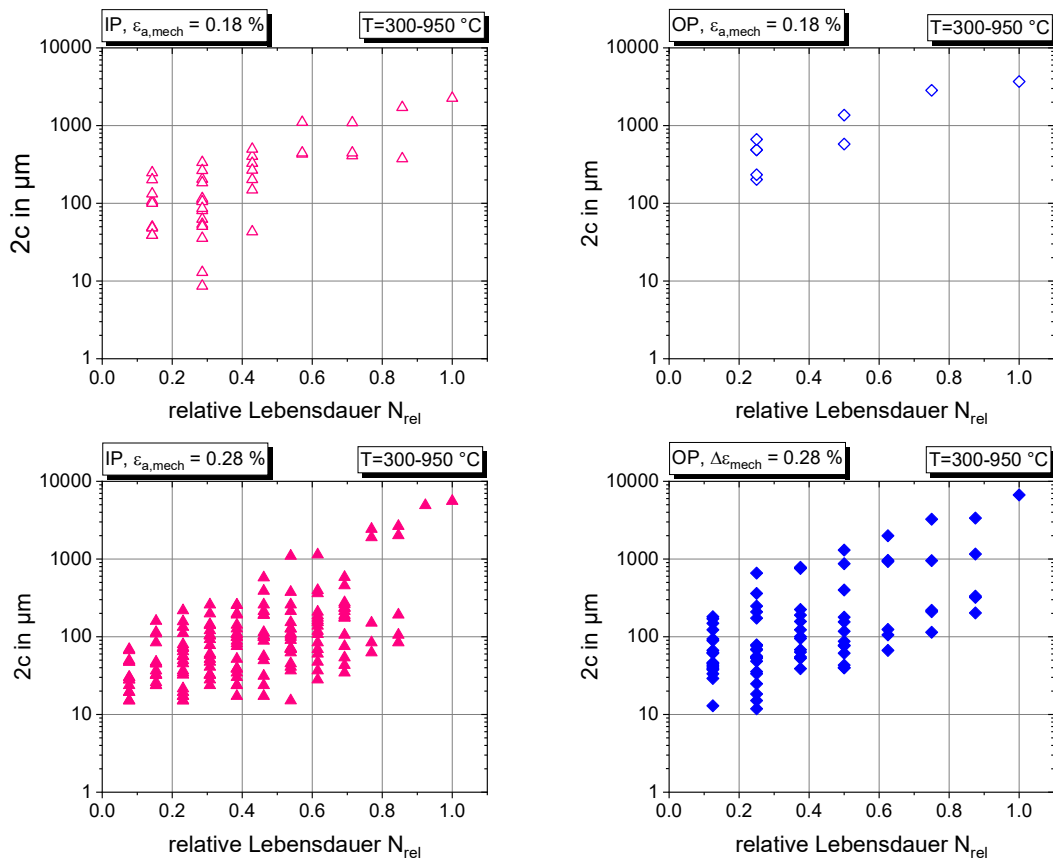


Abbildung 6.17: $T = 300-950 \text{ }^\circ\text{C}$: Risslängenentwicklung jedes einzelnen Oberflächenrisses, der zur finalen Hauptrisslänge beiträgt

6.3.2.3 Allgemeine Beobachtungen zur Schädigungsentwicklung

Analog zu den Untersuchungen an 1.4550 in Abbildung 6.9 wird in Abbildung 6.18 die relative Risslänge über die relative Lebensdauer aufgetragen. Abbildung 6.18 lässt erkennen, dass die Risslängenzunahme des finalen Hauptrisses bei den Versuchen mit $T = 300-950 \text{ °C}$ annähernd konstant ist (außer beim Versuch mit IP-Belastung und $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$), während sie bei $T = 300-850 \text{ °C}$ mit zunehmender Zyklenzahl abnimmt (außer beim Versuch mit OP-Belastung und $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$). Bei den Versuchen mit $T = 300-850 \text{ °C}$ sind beim ersten Replika-Abdruck bereits mehr als 20 % der endgültigen Risslänge vorhanden und nach 50 % der Lebensdauer sind 80 % der endgültigen Risslänge erreicht. Bei den Versuchen mit $T = 300-950 \text{ °C}$ sind hingegen 80 % der Lebensdauer erforderlich, um in Summe 80 % der endgültigen Risslänge zu erzeugen.

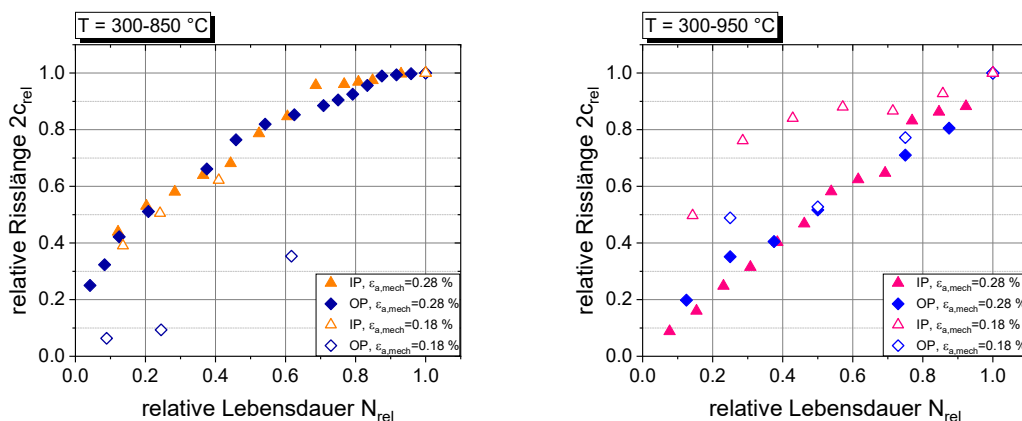


Abbildung 6.18: Risswachstum der Summe aller Oberflächenrisse, die zum finalen Hauptriss führen, normiert auf die finale Hauptrisslänge für Risswachstum unter TMF an IN100

Auf den Replika-Folien, die während der Versuche generiert werden, kann nicht nur das Risswachstum verfolgt werden, sondern es können auch Beobachtungen zur Schädigungsentwicklung neben dem Hauptriss und zur Rissentstehung gemacht werden. Beispielhafte Ausschnitte aus Replika-Folien bei 300-950 °C sind in Abbildung 6.19 dargestellt.

Während der IP-Versuche bei $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ entstehen Sekundärrisse hauptsächlich in der Nähe des Hauptrisses. Dementsprechend wird eine geringe Rissdichte in anderen Bereichen der Probenoberfläche beobachtet.

Für die IP-Versuche bei $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ kann beobachtet werden, dass der Riss im Verlauf des Versuchs ursprünglich stark geschwungene Risspfade abkürzt und im weiteren Versuchsverlauf senkrecht zur Belastungsrichtung wächst. Des Weiteren sind am Ende der Lebensdauer außer dem Hauptriss mehrere deutlich sichtbare Risse entlang des Gussgefüges zu erkennen.

Auf dem ersten Replika-Abdruck der OP-Versuche bei $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$, sind Risse zu sehen, die bereits mehrere hundert Mikrometer lang sind (länger als die Risse, die den finalen Hauptriss bilden, zu diesem Zeitpunkt), aber nicht zum finalen Hauptriss führen oder beitragen. Auf dem letzten Abdruck sind neben dem Hauptriss mehrere Risse mit einer Länge von einigen 100 μm zu sehen.

Bei den OP-Versuchen mit $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ bilden sich bei geringen Lebensdaueranteilen klaffende Risse senkrecht zur Belastungsrichtung, die im weiteren Versuchsverlauf nicht merklich wachsen. Am Ende

des Versuchs hat sich in stark verformten Probenbereichen – bedingt durch mikrostrukturelle Einflüsse – ein dichtes Rissnetzwerk entwickelt.

Die Rissinitiierung erfolgt meist an oder zwischen Karbiden auf den Korngrenzen und zwischen Dendriten. Danach wächst der Riss zunächst hauptsächlich entlang von Korngrenzen und interdendritischen Bereichen, die senkrecht zur Belastungsrichtung ausgerichtet sind.

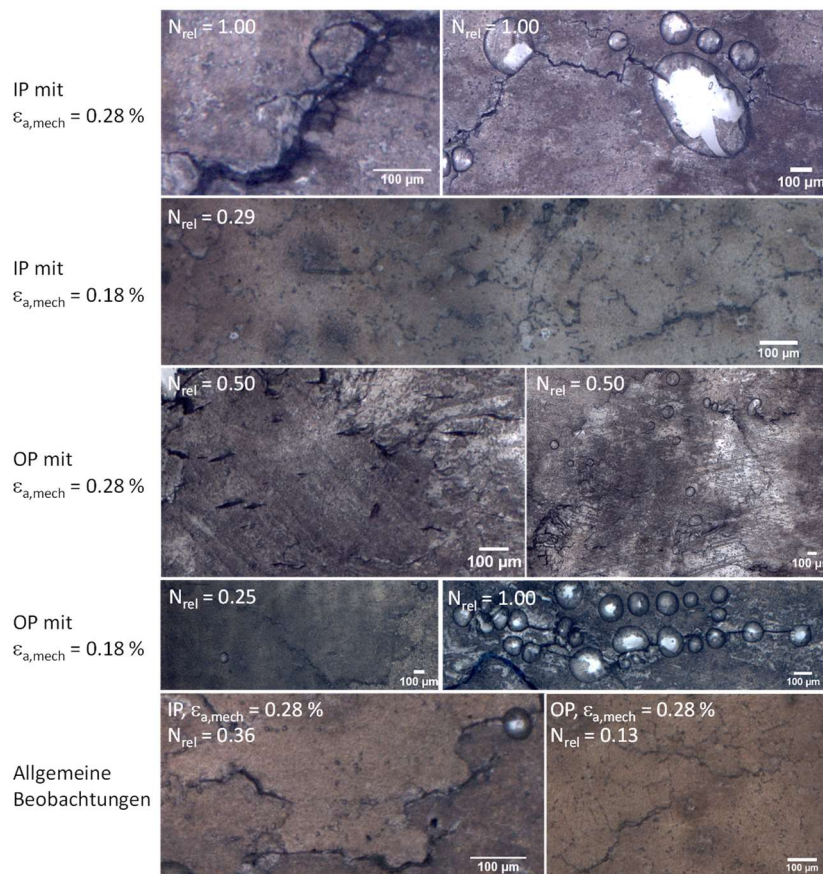


Abbildung 6.19: Beobachtungen zur Rissentstehung und zum Risswachstum während der Replika-Versuche bei $T = 300-950 \text{ °C}$; bereits veröffentlicht in Schackert und Schweizer (2022)

Die Proben der Versuche bei $300-850 \text{ °C}$ werden für die Aufnahme der Bruchflächen nach Beendigung des Versuchs bis zum Bruch bei Raumtemperatur mit $R_\sigma=0$ ermüdet. In Abbildung 6.20 sind die unter dem Stereomikroskop aufgenommenen Bruchflächen dargestellt. Da der Versuch unter IP-Belastung mit $\epsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ ein Durchläufer ist und die während des Versuchs entstandene Schädigung nicht zu einem Bruch an der Stelle des Anrisses führt (kein oxidiertes Bereich sichtbar), ist diese Bruchfläche nicht dargestellt. Für IP- und OP-Belastung ist anhand der Bruchflächen ein unterschiedliches Risswachstumsverhalten erkennbar: Während OP-Belastung zu einer glatten Bruchfläche mit elliptischem Ermüdungsriss führt (Abbildung 6.20a und b), führt IP-Belastung zu einer zerklüfteten Bruchfläche mit Rissen auf unterschiedlichen Tiefenebenen (Abbildung 6.20c). Die Anrisse sind nicht elliptisch.

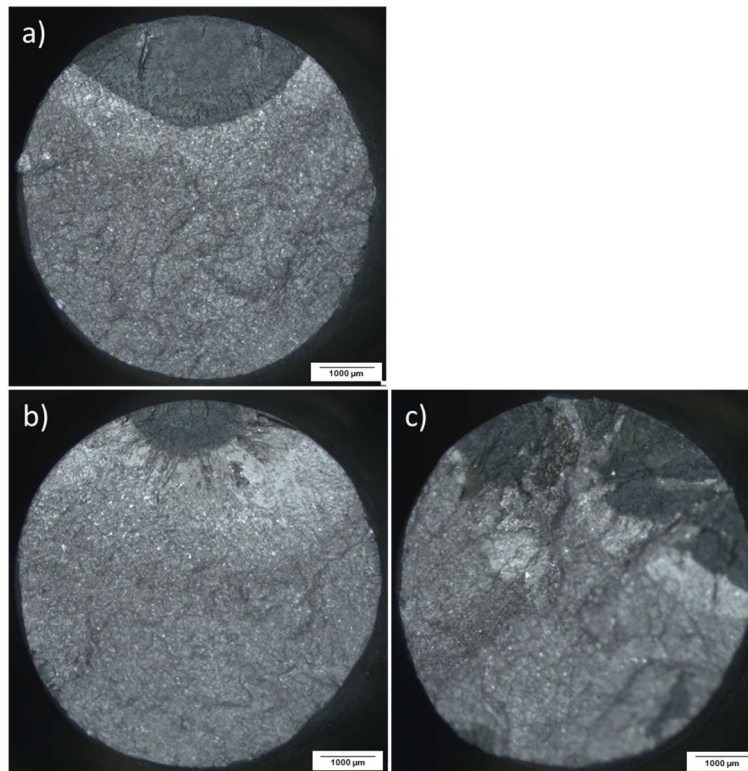


Abbildung 6.20: Bruchflächen der Replika-Versuche bei 300-850 °C unter dem Stereomikroskop;
 a) OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$, b) OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$, c) IP, $\varepsilon_{a,me} = 0.28 \%$

Die unter dem Stereomikroskop aufgenommenen Bruchflächen der Versuche bei 300-950 °C sind in Abbildung 6.21 dargestellt. Es muss berücksichtigt werden, dass einige der Proben nach Erreichen der Lebensdauer weiter unter Versuchsbedingungen zyklert werden, da ein Spannungsabfall während der Versuchsdurchführung nicht eindeutig sichtbar ist. Die Anzahl der Zyklen, bei denen die Lebensdauer entsprechend dem Spannungsabfall erreicht ist und die Zyklenzahl, bei der der Versuch beendet wird, sind in Tabelle 6.3 aufgeführt. Teilweise brechen die Proben bereits beim Ausbau aus der Prüfmaschine, die restlichen Proben werden aufgebrochen.

Tabelle 6.3: Zyklenzahlen für die Replika-Versuche bei 300-950 °C

| Versuchsbedingung | Zyklenzahl bei Versuchsende | Lebensdauer | Gewähltes Zyklenintervall für die Versuchsunterbrechungen |
|---|-----------------------------|-------------|---|
| a) IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ | 550 | 350 | 50 |
| b) OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ | 1300* | 1300 | 300 |
| c) IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ | 150 | 130 | 10 |
| d) OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ | 450 | 370 | 50 |

Bei den Bruchflächen der OP-Versuche (Abbildung 6.21b und d) ist ein Bruchausgang und ein halbelliptischer Risswachstumsbereich erkennbar, während dies bei den IP-Versuchen (Abbildung 6.21a und c) nicht der Fall ist. Die Ermüdungsbruchflächen (dunklere Bereiche) der IP-Versuche sind zerklüftet und ungleichmäßig gewachsen.

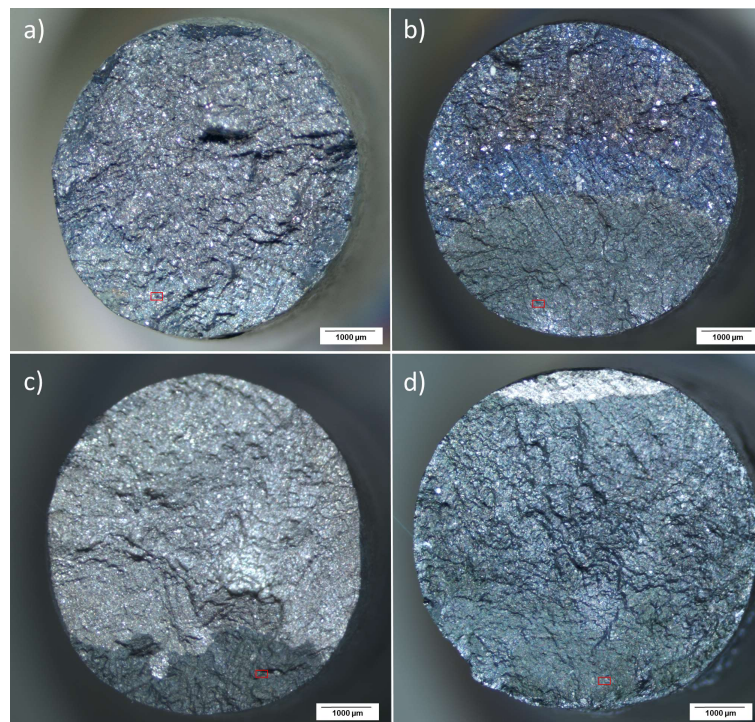


Abbildung 6.21: Bruchflächen der Replika-Versuche bei 300-950 °C unter dem Stereomikroskop;
a) IP, $\epsilon_{a,mech} = 0.18 \%$, b) OP, $\epsilon_{a,mech} = 0.18 \%$, c) IP, $\epsilon_{a,mech} = 0.28 \%$, d) OP, $\epsilon_{a,mech} = 0.28 \%$;
bereits veröffentlicht in Schackert und Schweizer (2022)

Die in Abbildung 6.21 durch rote Rechtecke markierten Bereiche, die sich in der Nähe der im REM durch die Orientierung der Schwingstreifen erkennbaren Rissinitiierungsstelle befinden und in einer Tiefe von etwa 500 µm unter der Probenoberfläche liegen, werden unter dem REM mit dem Rückstreuelektronen (BSE)-Detektor analysiert, siehe Abbildung 6.22. Die Bruchflächen der OP-Versuche weisen Schwingstreifen auf (Abbildung 6.22b und d), während die Bruchfläche des IP-Versuchs bei hoher mechanischer Dehnungsamplitude einen aufgrund der starken Oxidation nicht eindeutig identifizierbaren Bruch aufweist (Abbildung 6.22c). Die Bruchfläche des IP-Versuchs bei niedriger mechanischer Dehnungsamplitude ist deutlich weniger oxidiert und weist überwiegend Anzeichen von Wabenbruch auf (Abbildung 6.22a).

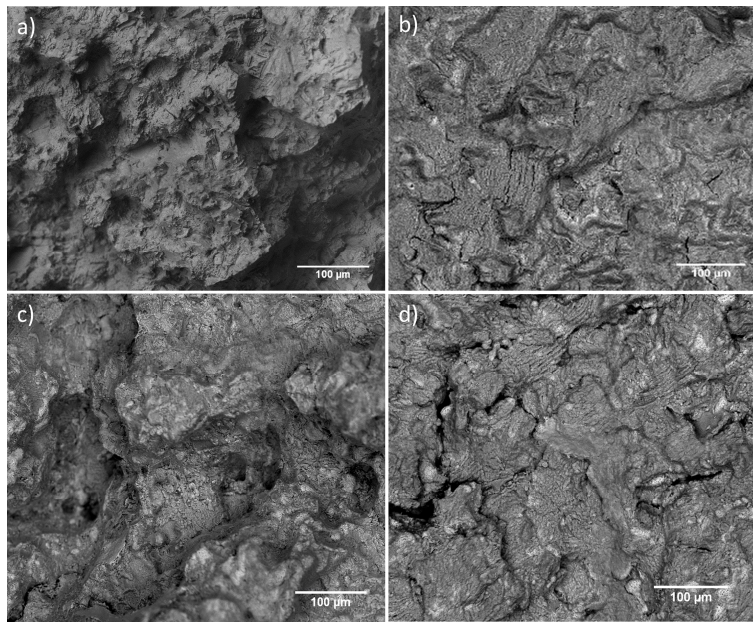


Abbildung 6.22: Detail der Bruchflächen der Replika-Versuche bei 300-950 °C unter dem REM mit BSE-Detektor aufgenommen; a) IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$, b) OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$, c) IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$, d) OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$; bereits veröffentlicht in Schackert und Schweizer (2022)

6.3.3 Zusammenfassung: Schädigungsentwicklung von IN100 unter TMF

Ebenso wie für 1.4550 bei isothermer Belastung kann für IN100 unter TMF festgestellt werden, dass das Wachstum und Zusammenwachsen mehrerer Risse lebensdauerbestimmend ist. Bei allen untersuchten Prüfbedingungen wächst der finale Hauptriss aus mehreren teilweise sehr kurzen Anfangsrissen zusammen, die während der ersten ca. 40-50 % der Lebensdauer der Probe entstehen. Die Anzahl der Risse nimmt im Laufe der Lebensdauer ab und in den letzten 15-20 % der Lebensdauer wächst der Hauptriss als ein Riss. Wobei bei $T = 300-850 \text{ °C}$ nur ein unmerkliches Oberflächenrisswachstum beobachtbar ist, außer bei OP-Belastung mit $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$. Dieses Verhalten ist auch im Ansatz für die Versuche bei 300-950 °C und kleiner mechanischer Dehnungsamplitude festzustellen.

Möglicherweise kann ein unmerkliches Oberflächenrisswachstum gegen Ende des Versuchs auch für die Versuche beobachtet werden, deren finale Hauptrisse dieses Verhalten nicht aufweisen, wenn die Risslängenentwicklung eines anderen Risses auf dieser Probe mit ähnlicher finaler Hauptrisslänge ausgewertet wird. Exemplarische Risswachstumsauswertungen von zwei Rissen mit ähnlichen finalen Hauptrisslängen bei $T = 300-850 \text{ °C}$ legen dies nahe (siehe Abbildung 6.23). Diese Beobachtung legt auch die Vermutung nahe, dass sich mehrere Risse mit ähnlichen finalen Hauptrisslängen im Laufe des Versuchs gegenseitig die Rissantriebskraft nehmen könnten.

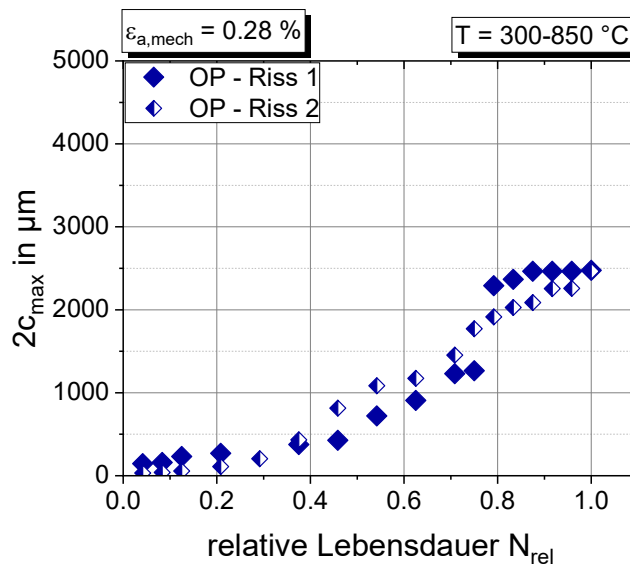


Abbildung 6.23: Risswachstum zweier Risse mit ähnlicher finaler Hauptrisslänge bei OP-Belastung, 300-850 °C und $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$

Das unmerkliche Risswachstum des Hauptrisses gegen Ende des Versuchs, wenn nur noch ein Riss zu beobachten ist, könnte zu der Annahme führen, dass sich die Rissfront des Hauptrisses aus Einzelrissen neu bildet und dann hauptsächlich in die Tiefe des Probekörpers wächst.

Hohe mechanische Dehnungen und maximale Temperaturen führen tendenziell zu mehr Rissen als geringe mechanische Dehnungen und Temperaturen. Hierbei führt IP-Belastung zu mehr Rissen und einem tendenziell kürzeren längsten Riss unter den Rissen, die zum finalen Hauptriss zusammenwachsen, als OP-Belastung.

6.4 Modellbildung zum Mehrfachrisswachstum und der Risskoaleszenz

Beim Wachstum einzelner Risse ist die Risslängenentwicklung typischerweise exponentiell. Da in den beiden untersuchten Fällen - an 1.4550 unter isothermen Bedingungen für zwei unterschiedliche Korngrößen und an IN100 unter TMF-Bedingungen mit Variation der Maximaltemperatur, Phasenbeziehung und mechanischer Dehnungsamplitude - eine lineare Entwicklung des Risslängenzuwachses bzw. ein sich im Laufe des Versuchs verlangsamender Risslängenzuwachs beobachtbar ist, scheinen zusätzliche Mechanismen das Wachstum zu bestimmen. Da im Versuchsverlauf mehrere Risse beobachtbar sind, die zum finalen Hauptriss zusammenwachsen, liegt die Vermutung nahe, dass das Mehrfachrisswachstum zum beobachtbaren Schädigungsverlauf führt.

Abbildung 6.24 zeigt schematisch das Zusammenwachsen zweier coplanarer, halbkreisförmiger Risse.

Das hier vorgeschlagene Modell beschreibt zusammengewachsene Risse, bis der neue Riss halbkreisförmig ist, als einen halbelliptischen Oberflächenriss. Zum Zeitpunkt des Zusammenwachsens ist die neue Oberflächenrisslänge

$$2c_{new} = \sum_{i=1}^{n,coales} 2c_i \quad (6.1)$$

Für die neue Risstiefe a_{new} wird angenommen, dass sie der kleinsten der zusammenwachsenden Risse entspricht:

$$a_{new} = \min(a_1, \dots, a_{n,coales}) \quad (6.2)$$

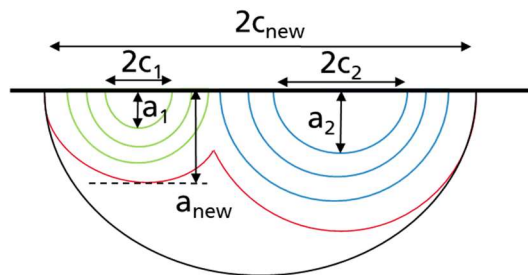


Abbildung 6.24: Schematische Darstellung des Koaleszenzprozesses zweier Risse

Das weitere Wachstum wird mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors bzw. des zyklischen J -Integrals für halbelliptische Risse berechnet (siehe Kapitel 6.4.1). Nachdem zwei Risse zusammengewachsen sind, verlangsamt sich das Oberflächenrisswachstum, da der Riss in Tiefenrichtung die größere Triebkraft aufweist und deswegen zunächst in Tiefenrichtung wächst. Sobald der zusammengewachsene Riss halbkreisförmig ist ($c/a = 1$), wächst er sowohl an der Oberfläche, als auch in Tiefenrichtung gleich schnell.

Als Anfangsbedingung werden die experimentell bestimmten Risslängen und deren Reihenfolge bei maximaler Rissanzahl genutzt. Die Risse werden als gleichverteilt und coplanar angenommen. Die Neubildung von Rissen während des Versuchsverlaufs ist nicht im Modell enthalten. Da aber das Risswachstum ausgehend von der maximal im Experiment gemessenen Anzahl an Rissen startet, sollte dieser Aspekt für die Modellbildung vernachlässigbar sein. Die verwendeten Lasten sind die im Versuch für den stabilisierten Werkstoffzustand gemessenen Lasten. Die Berechnung wird beendet, wenn die im Versuch gemessene Endrisslänge mindestens erreicht ist und ein einziger Riss verbleibt. Für die Bestimmung der berechneten relativen Risslänge wird die finale berechnete Risslänge genutzt, die sich unter Verwendung des Abbruchkriteriums ergibt. Eine Programmierung des Algorithmus erfolgte in Python.

6.4.1 Elliptische Risse

Für die nachfolgenden Erläuterungen gilt die Annahme von reinem Zug normal zum Riss. Der Spannungsintensitätsfaktor für elliptische Risse mit der kleinen Halbachse a und der großen Halbachse c im unendlichen Körper kann nach Pan und Lin (2005) als Funktion des Winkels φ bestimmt werden als

$$K_I = \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q_{el}}} f_\varphi \quad (6.3)$$

mit der Winkelfunktion

$$f_{\varphi} = \left[\left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2(\varphi) + \sin^2(\varphi) \right]^{\frac{1}{4}} \quad (6.4)$$

für $\frac{a}{c} \leq 1$ und dem elastischen Defektformfaktor Q_{el} , der näherungsweise durch

$$\sqrt{Q_{el}} \approx \sqrt{1 + 1.464 \left(\frac{a}{c} \right)^{1.65}} \quad (6.5)$$

bestimmt werden kann. Hiermit ist der maximale Wert für K_I am Punkt D in Abbildung 6.25 zu finden (an dem $f_{\varphi} = 1$ ist):

$$K_D = \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q_{el}}} \quad (6.6)$$

und der minimale Wert am Punkt E (an dem $f_{\varphi} = \sqrt{\frac{a}{c}}$ ist):

$$K_E = \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q_{el}}} \sqrt{\frac{a}{c}} \quad (6.7)$$

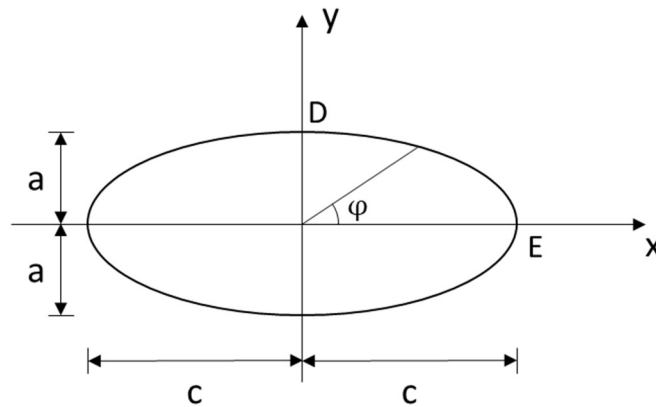


Abbildung 6.25: Schematische Darstellung eines elliptischen Risses

Zur Übertragung dieser Lösungen auf ein elastisch-plastisches Material werden die bekannten Lösungen zur Berechnung von $\Delta CTOD_{eff}$ aus Gleichung (2.35) genutzt. Der elastische Anteil wird über Gleichung (6.3) berechnet. Zur Berechnung des Defektformfaktors für den plastischen Anteil werden die plastischen Grenzfälle für einen kreisförmigen Riss und einen Riss unter ebener Dehnung nach He und Hutchinson (1981) interpoliert. Dies führt mit $n \rightarrow \frac{1}{N'}$ auf den plastischen Defektformfaktor

$$Q_{pl} = 1 + \left(\frac{\pi^2}{8} \sqrt{3 + \frac{1}{N'}} - 1 \right) \left(\frac{a}{c} \right)^{1.65} \quad (6.8)$$

Da der Exponent des Verhältnisses aus Risstiefe zu Oberflächenrisslänge und die Winkelfunktion f_{φ} für den plastischen Grenzfall nicht bekannt sind, werden die gleichen Werte wie für den elastischen Fall gewählt. Somit lautet ΔJ_{eff} , das für die Berechnung von $\Delta CTOD_{eff}$ verwendet wird:

$$\Delta J_{eff} = \left(\frac{\Delta \sigma_{eff}^2 \pi}{E Q_{el}} + \frac{3\pi \Delta \sigma \Delta \epsilon_{pl}}{4 \sqrt{N'} Q_{pl}} \right) f_{\varphi}^2 a \quad (6.9)$$

Eine Multiplikation mit dem Quadrat des Korrekturfaktors 1.12 nach Riedel (1987) führt auf die Lösung für halbelliptische Oberflächenrisse.

6.4.2 Anwendung des Multirissmodells für 1.4550 unter isothermer Belastung

Als Parameter zur Bewertung des Risswachstums unter isothermen Bedingungen an 1.4550 wird die zyklische Risspitzenöffnung $\Delta CTOD$ genutzt, die eine Bewertung von elastisch-plastischem Materialverhalten, wie es während der Kurzrisswachstumsversuche beobachtet wird, ermöglicht. Das Lebensdauermodell ist das gleiche, das in Kapitel 5.7 genutzt wird. Für die Berechnungen werden die zyklischen mechanischen Materialparameter aus Tabelle 5.4 und die in Kapitel 5.7 bestimmten Werte für die Mikrostrukturlänge l_0 nach El Haddad und den Schwellenwert $\Delta CTOD_{th}$ genutzt. Für die Risswachstumsberechnung werden das gleiche β und B wie in Kapitel 5.7.1 genutzt. $\Delta CTOD$ wird nach Gleichung (2.35) unter Anwendung von Gleichung (6.9) für jeweils den auf- und absteigenden Hystereseast einer repräsentativen Hysterese bei stabilisiertem Materialverhalten berechnet und gemittelt.

Die maximale Rissanzahl ist bei 40-49 % der finalen Lebensdauer erreicht (Abbildung 6.7b). Die verwendeten Eingabeparameter diesbezüglich sind in Tabelle 6.4 gegeben.

Tabelle 6.4: Eingabeparameter für das Multirissmodell, generiert durch Kurzrisswachstumsversuche an 1.4550 bei 180 °C

| Prüfbedingung | maximale Rissanzahl | Lebensdaueranteil | Endrisslänge [μm] |
|--|---------------------|-------------------|--------------------------------|
| Grundwerkstoff, $\varepsilon_a = 0.35\%$ | 24 | 0.49 | 7298.8 |
| Grundwerkstoff, $\varepsilon_a = 0.5\%$ | 84 | 0.47 | 9012.7 |
| gegleebelt, $\varepsilon_a = 0.35\%$ | 21 | 0.39 | 5165.6 |
| gegleebelt, $\varepsilon_a = 0.5\%$ | 62 | 0.43 | 11829.3 |

Die Berechnung führt zu dem in Abbildung 6.26 dargestellten aufsummierten Risswachstum im Vergleich zum gemessenen. Die Modellergebnisse passen hinsichtlich der relativen Lage zueinander und der Kurvenform zu den experimentellen Ergebnissen. Bei den Versuchen steigt die Risslänge vom vorletzten zum letzten Replika-Abdruck sprunghaft an. Der Hauptriss wächst in diesem Zeitraum ohne Zusammenwachsen von existierenden Rissen. Die berechneten Kurven zeigen dieses Verhalten nicht, sondern einen kontinuierlichen Anstieg.

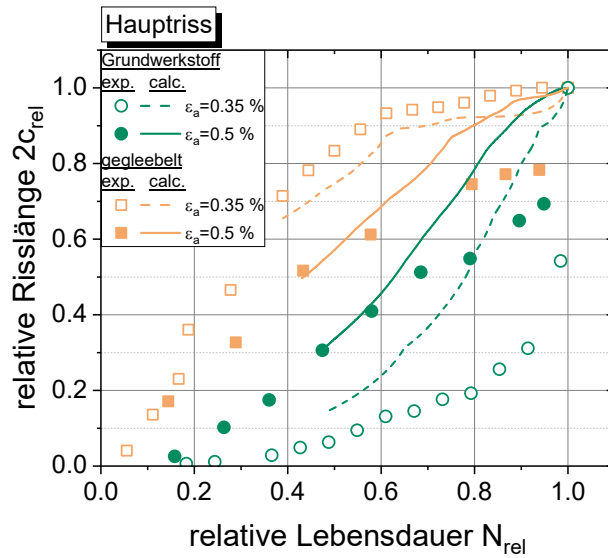


Abbildung 6.26: Experimentell ermitteltes und berechnetes Risswachstum der Summe aller Oberflächenrisse, die zum finalen Haupttriss führen, normiert auf die finale Haupttrisslänge; 1.4550 bei 180 °C

Der Vergleich der experimentell ausgewerteten zu den berechneten einzelnen Rissen, die zum finalen Haupttriss zusammenwachsen hinsichtlich längstem dieser Risse und Anzahl, ist in Abbildung 6.27 dargestellt. Für diese beiden Parameter passt die Berechnung zu den experimentell ermittelten Werten, wobei die berechneten maximalen Oberflächenrisslängen des gegleebelten Werkstoffzustands im Vergleich zu den gemessenen tendenziell zu hoch liegen.

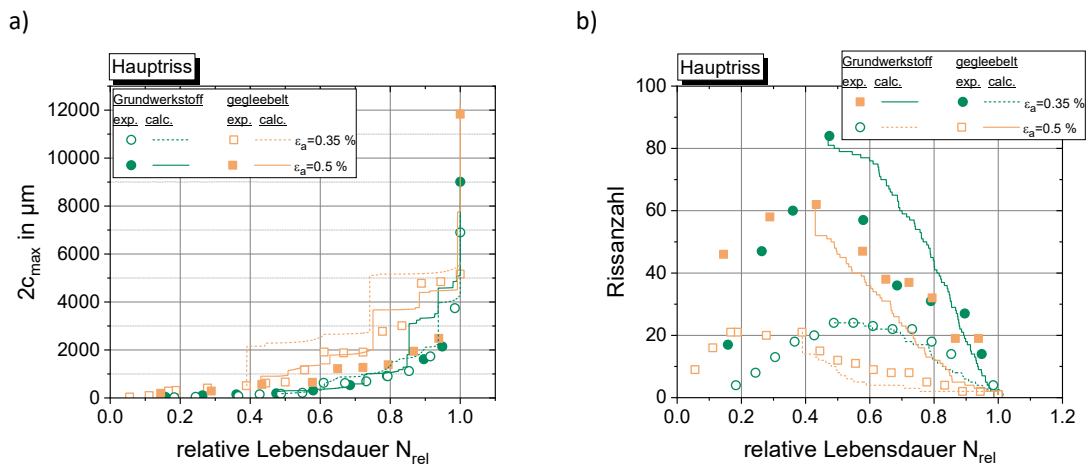


Abbildung 6.27: Berechnete im Vergleich zu gemessener Entwicklung der Risse, die zum finalen Haupttriss zusammenwachsen; a) Risslänge des längsten Oberflächenrisses b) Anzahl der Risse

Eine Auswertung hinsichtlich der Lebensdauer zeigt, dass die berechneten im Vergleich zu gemessenen Lebensdauern in einem Streuband von Faktor 3 liegen (Abbildung 6.28). Die berechneten Lebensdauern liegen auf der konservativen Seite.

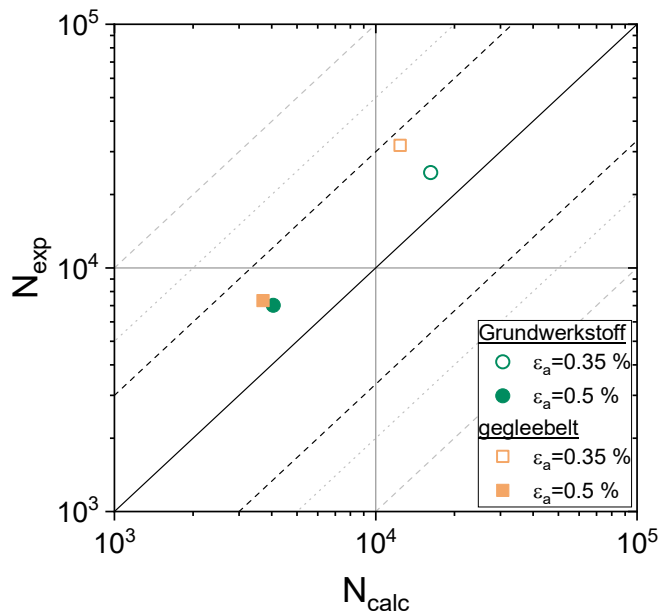


Abbildung 6.28: Vergleich berechnete und experimentell ermittelte Lebensdauern für Replika-Versuche an 1.4550 bei 180 °C

6.4.3 Anwendung des Multirissmodells für IN100 unter TMF-Belastung

Der eingesetzte bruchmechanische Parameter zur Risswachstumsberechnung von IN100 unter anisothermen Bedingungen ist der Schädigungsparameter D_{TMF} nach Gleichung (2.40), der zeitabhängige Effekte und die Last-Temperatur-Beziehung zusätzlich zu elastisch-plastischem Materialverhalten bewertet. D_{TMF} wird nach Gleichung (2.40) jeweils für den auf- und absteigenden Hystereseast einer repräsentativen Hysterese bei stabilisiertem Materialverhalten bestimmt und dann gemittelt. Zur Berechnung der Rissöffnungsspannung wird das modifizierte Fließstreifenmodell von Fischer et al. (2016) basierend auf Newman (1984) nach Gleichung (4.4) genutzt. Für die nachfolgenden Auswertungen wird $\alpha_{TMF} = 1$ gewählt. Da das Fließstreifenmodell nach Newman auf einer zyklischen Fließgrenze bei $\epsilon_{pl} = 0$ % beruht, die für die Berechnungen genutzte zyklische Fließgrenze jedoch bei $\epsilon_{pl} = 0.2$ % ausgewertet wird, wird ein Skalierungsfaktor nach Eckmann (2015), der anhand isothermer Versuche über die Beziehung $\zeta = \frac{\sigma_{cy}(\epsilon_{pl}=0.002)}{\sigma_{cy}(\epsilon_{pl}=0)}$ zu $\zeta = 0.4$ angepasst ist, zu den Fließgrenzen im Zug und Druck multipliziert. Für die Berechnung werden die mechanischen Materialparameter aus Tabelle 4.5 und die Kriechparameter aus Tabelle 4.6 genutzt. α_{ref} aus Gleichung (2.41) wird durch Anpassung an isotherme Versuchsdaten zu $\alpha_{ref} = 3 \cdot 10^{-40}$ bestimmt. Für die Berechnung des Risswachstums werden das gleiche β und B genutzt, wie in Kapitel 4.7.

Die maximale Rissanzahl ist bei ca. 30-40 % der Lebensdauer erreicht (Abbildung 6.15). Die verwendeten Eingabeparameter diesbezüglich sind in Tabelle 6.5 angegeben.

Tabelle 6.5: Eingabeparameter für das Multirissmodell, generiert durch Kurzrisswachstumsversuche an IN100 unter TMF-Belastung

| Prüfbedingung | | maximale Rissanzahl | Lebensdaueranteil | Endrisslänge [μm] |
|---------------|--------------------------------------|---------------------|-------------------|--------------------------------|
| 300-850 °C | IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ | 19 | 0.12 | 3375.2 |
| | OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ | 12 | 0.08 | 2476.1 |
| | IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ | 4 | 0.14 | 1614.9 |
| | OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ | 3 | 0.09 | 4755.0 |
| 300-950 °C | IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ | 23 | 0.23 | 5563.1 |
| | OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ | 20 | 0.25 | 6684.6 |
| | IP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ | 15 | 0.29 | 2251.2 |
| | OP, $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ | 5 | 0.25 | 3684.1 |

Das berechnete im Vergleich zum gemessenen Risswachstum ist in Abbildung 6.29 aufgeteilt nach Maximaltemperaturen dargestellt. Die berechnete Entwicklung der relativen Risslänge passt zu der experimentell ermittelten. Für den Versuch bei OP-Belastung mit $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ bei 300-850 °C ist im Vergleich zu den anderen Versuchen ein auffallend anderer Verlauf der Schädigungsentwicklung zu beobachten, was darauf zurückgeführt werden kann, dass Einzelrisswachstum dominiert. Dieser kann mit dem Modell nachgebildet werden, wobei die exponentielle Entwicklung zu stark ausfällt. Ebenso verhält es sich bei dem Versuch unter IP-Belastung mit $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ bei 300-950 °C: Der auffallend andere Verlauf im Vergleich zu den anderen Versuchen, der dadurch bedingt ist, dass viele Risse innerhalb weniger Zyklen bei geringer relativer Lebensdauer zusammenwachsen und so bereits bei geringer relativer Lebensdauer zu einer hohen relativen Risslänge führen, kann ebenfalls durch das Modell nachgebildet werden.

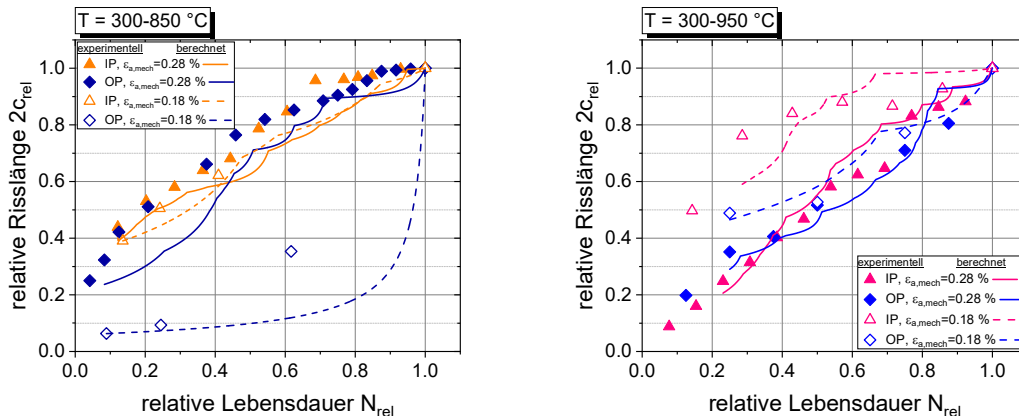


Abbildung 6.29: Experimentell ermitteltes und berechnetes Risswachstum der Summe aller Oberflächenrisse, die zum finalen Hauptriss führen, normiert auf die finale Hauptrisslänge; IN100 unter TMF-Belastung

Die berechnete im Vergleich zur experimentellen Entwicklung der Anzahl der zum finalen Hauptriss zusammenwachsenden und die längsten Oberflächenrisse im Verlauf der relativen Lebensdauer sind in Abbildung 6.30 dargestellt. Die Entwicklung der untersuchten Parameter kann durch das Modell nachgebildet werden, wobei die Risslängenentwicklung des maximalen Oberflächenrisses für OP-Belastung mit $\varepsilon_{a,mech} = 0.18 \%$ bei 300-850 °C und IP-Belastung mit $\varepsilon_{a,mech} = 0.28 \%$ bei 300-950 °C vom Modell zu langsam vorhergesagt wird.

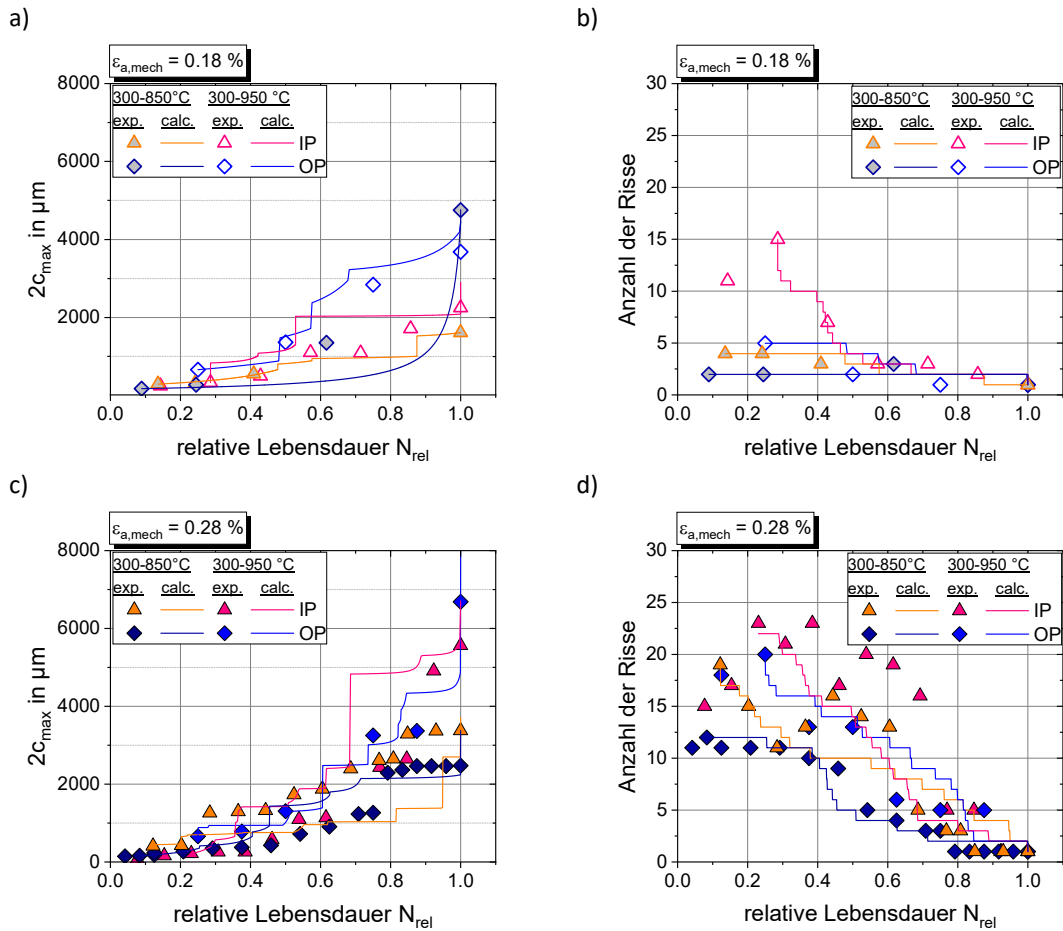


Abbildung 6.30: Berechnete im Vergleich zu gemessener Entwicklung der Risse, die zum finalen Hauptriss zusammenwachsen; Risslänge des längsten Oberflächenrisses bei a) $\epsilon_{a,mech} = 0.18\%$, c) $\epsilon_{a,mech} = 0.28\%$; Anzahl der Risse bei b) $\epsilon_{a,mech} = 0.18\%$, d) $\epsilon_{a,mech} = 0.28\%$

Die Lebensdauern werden ausgehend von den experimentell ermittelten Rissparametern bei maximaler Rissanzahl berechnet. Der Lebensdaueranteil, der bei der maximalen Rissanzahl erreicht ist, wird anschließend hinzu addiert. Die so berechneten im Vergleich zu den experimentell ermittelten Lebensdauern gruppieren sich mit Ausnahme der Versuche bei 300-950 °C bei kleiner mechanischer Dehnungsamplitude in einem Streuband von Faktor 3 (Abbildung 6.31). Die Versuche, die die Ausnahme bilden, liegen innerhalb eines Streubandes von Faktor 5. Die Lebensdauern bei $T_{max} = 950\text{ °C}$ liegen tendenziell auf der nicht-konservativen Seite, die Lebensdauern bei $T_{max} = 850\text{ °C}$ auf der konservativen Seite.

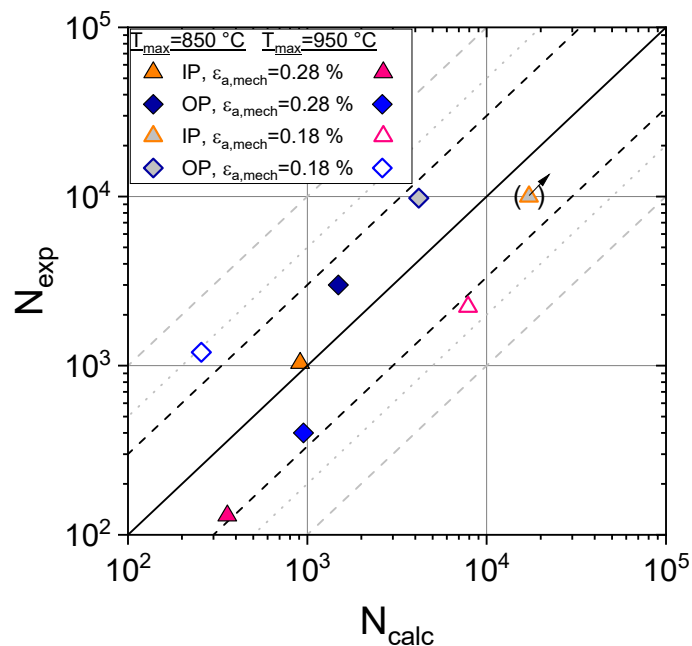


Abbildung 6.31: Vergleich berechnete und experimentell ermittelte Lebensdauern für Replika-Versuche an IN100 unter TMF-Belastung

6.5 Zusammenfassung und Diskussion

Anhand zweier Werkstoffe - dem austenitischen rostfreien Edelstahl 1.4550 und dem Nickelbasis-Gusswerkstoff IN100 - wurde das Kurzrischwachstum unter unterschiedlichen Ermüdungsbelastungen mithilfe der Replika-Technik untersucht. Bei 1.4550 wurde der Einfluss zweier unterschiedlicher Korngrößen und Dehnungsamplituden bei 180 °C untersucht. Bei IN100 liegt der Fokus der Risswachstumsuntersuchungen auf unterschiedlichen Einflussfaktoren von TMF-Belastung (Phasenbeziehung, maximale Temperatur und mechanische Dehnungsamplitude). Für alle untersuchten Fälle kann beobachtet werden, dass der finale zum Versagen führende Hauptriss aus mehreren Rissen zusammenwächst, was zu einer untypischen Schädigungsentwicklung führt: typischerweise verläuft Einzelrischwachstum exponentiell, in den untersuchten Fällen entwickelt sich die Schädigung jedoch linear oder mit zunehmender Risslänge verlangsamernd.

Das entwickelte Modell ist in der Lage, die experimentellen Beobachtungen nachzubilden und stellt diese anhand der für jeden Zyklus berechneten Risslängen und -tiefen eindrücklich dar: das Zusammenwachsen zweier Risse führt zu einer Verlangsamung des Oberflächenrischwachstums. Dies ist darauf zurückzuführen, dass sich nach dem Zusammenwachsen eine neue Rissfront in die Proben tiefe bildet.

Für die Modellbildung werden einige vereinfachende Annahmen getroffen. Es wird eine Gleichverteilung der Risse entlang einer Geraden mit der Länge der finalen Hauptrisslänge angenommen. Hierbei werden mehrere Aspekte vernachlässigt: Die Risse sind nur ansatzweise gleichverteilt, der finale Hauptriss weicht je nach Belastung stärker oder weniger stark von einer Geraden ab und die Probenoberfläche ist gekrümmt, was bei der finalen Hauptrisslänge von Bedeutung sein könnte. Als Eingabegrößen werden unter anderem bei maximaler Rissanzahl die im Versuch ermittelten Risslängen und deren Anordnung genutzt. Als nächster Schritt können bei maximaler Rissanzahl aus einer Verteilungsfunktion, die über die gemessenen Risslängen gebildet wird, über die jeweilige gemessene Anzahl an Rissen Risslängen

ermittelt werden und damit das Risswachstum berechnet. Die Anordnung der Risse spielt bei wenigen Rissen eine größere Rolle als bei vielen. Dies zeigt sich sowohl in der berechneten Schädigungsentwicklung (Abbildung 6.32a), als auch in der berechneten Lebensdauer (Abbildung 6.32b).

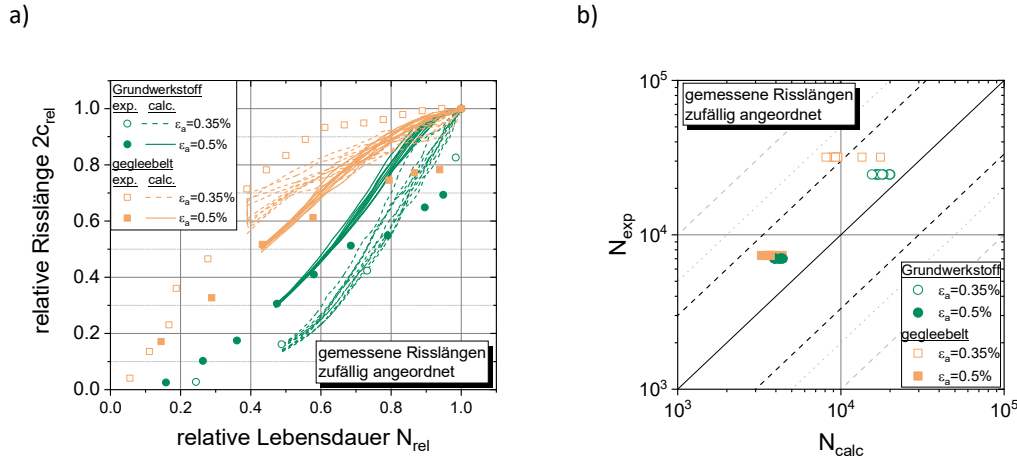


Abbildung 6.32: Berechnung aus zehn zufälligen Anordnungen der gemessenen Risslängen über die Lebensdauer an 1.4550: a) Schädigungsentwicklung b) Lebensdauern

Die zahlreichen Anrisse auf der Probenoberfläche, die nicht zum Hauptriss beitragen, werden in dem bisherigen Modell vernachlässigt. Vermutlich tragen diese Risse bedingt zum Versagen des Materials bei, den dominierenden Anteil trägt jedoch - wie aus den Schwingbruchflächen zu schließen ist - der Hauptriss. Es ist davon auszugehen, dass dieser die Schädigungsentwicklung dominiert, sobald er eine gewisse Länge erreicht hat und die größte Rissfortschrittskraft aufweist.

Zur Erweiterung des Kurzrisswachstumsmodells hinsichtlich unterschiedlicher Gefügestände könnte z.B. die Hall-Petch-Beziehung zur Ermittlung der Werkstoffparameter von unterschiedlichen Gefügeständen genutzt werden. Des Weiteren zeigt das beobachtete Risswachstum an CC-Proben bei 950 °C an Luft im Vergleich zu Vakuum, dass Oxidationseffekte eine wichtige Rolle spielen (Abbildung 4.8). Ein zusätzlicher Schädigungsterm, der Oxidation mit einbezieht, wie ihn z.B. Schlesinger (2014) nutzte, könnte die nicht-konservative Vorhersage für Kurzrisswachstumsversuche bei 300-950 °C eventuell ändern. Eine stärkere Oxidation bei einer Maximaltemperatur von 950 °C im Vergleich zu 850 °C konnte während der Risswachstumsuntersuchungen an der Probenfläche beobachtet werden.

Rissinitiierung wird im Modell bisher nicht berücksichtigt. Dass die individuelle Schädigungsentwicklung so gut mit dem Modell nachgebildet werden kann, ist unter anderem darauf zurückzuführen, dass die experimentell ermittelten Rissanzahlen und deren Länge und Anordnung als Eingabeparameter vorgegeben werden. Dementsprechend scheinen die genannten vernachlässigten Aspekte eine untergeordnete Rolle für die Modellbildung zu spielen. Jedoch bleibt die Frage zu klären, welche Effekte die unterschiedlichen Rissinitiierungsverhalten bei unterschiedlichen Belastungen hervorrufen. Die beobachteten Zusammenhänge zwischen Mikrostruktur bzw. Phasenbeziehung, mechanischer Dehnungsamplitude und Maximaltemperatur und initiiertes Rissanzahl und deren Längen ist nicht im Modell enthalten. Weitere Arbeiten sollten sich den Mechanismen hinter der Rissinitiierung widmen, nachdem das entwickelte Modell das Risswachstum gut beschreiben kann und die wesentlichen Aspekte davon abzubilden scheint.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Unterschiedliche Aspekte des Risswachstums wurden in der vorliegenden Arbeit anhand zweier Werkstoffe untersucht. An der grobkörnigen Nickelbasis Gusslegierung IN100 wurde das Langrisswachstum unter TMF-Belastung untersucht und ein Modell entwickelt, das das Wachstum auf Basis elastischer und zeitabhängiger Effekte beschreiben kann. Für den austenitischen rostfreien Edelstahl 1.4550 wurde anhand von FE-Rechnungen ein Faktor, der das Ermüdungsrisswachstum an Schweißnähten unter isothermer Belastung risslängenabhängig beschleunigt, berechnet. An beiden zuvor genannten Werkstoffen wurden Replika-Versuche zur Untersuchung der Rissinitiierung, des Kurzrisswachstums und der Schädigungsentwicklung durchgeführt und ein bruchmechanisches Modell zur Beschreibung des beobachteten Mehrfachrisswachstums entwickelt.

Der Einfluss unterschiedlicher Parameter auf das Langrisswachstum der Nickelbasis Gusslegierung IN100 unter thermomechanischer Ermüdung wurde anhand von Eckanrissproben untersucht. Eine Variation der Kraft-Temperatur-Phasenbeziehung, der maximalen Temperatur, des Spannungsverhältnisses und von Haltezeiten zeigte, dass das Spannungsverhältnis den größten Einfluss auf das Langrisswachstum hat. Jedoch zeigten auch die anderen Parameter teilweise einen deutlichen Einfluss auf das Risswachstum. Je nach Einsatzort des Werkstoffs und Ort am Bauteil können unterschiedliche Phasenbeziehungen wirken. Die Phasenbeziehung wurde zwischen IP- OP- CD- und CCD-Beziehung variiert. Als Temperaturzyklus wurden 300-850 °C und 300-950 °C gewählt. Das Spannungsverhältnis wurde bei 300-950 °C und OP-Belastung zwischen $R_\sigma = -0.3$ und $R_\sigma = -1$ variiert und bei IP-Belastung zwischen $R_\sigma = -1$ und $R_\sigma = -4$. Der Einfluss einer Haltezeit von 300 s bei maximaler Temperatur wurde anhand von IP- und OP-Belastung bei 300-850 °C untersucht. Zur Einordnung des Risswachstums unter TMF wurden isotherme Versuche bei den Extremaltemperaturen der TMF-Versuche - 300, 850 und 950 °C - durchgeführt. Basierend auf der zyklischen Risspitzenöffnung wurde ein Modell zur Berechnung des Risswachstums unter elastischer und zeitabhängiger Belastung entwickelt. Das Modell bezieht den Phasenwinkel über einen zusätzlichen Faktor mit ein. Gegenstand zukünftiger Forschungen könnte der Einfluss des Riss-schließens auf das Risswachstum unter TMF sein. Dies könnte sowohl experimentell als auch durch FE-Simulationen erfolgen. Ebenso könnte die schädigende Wirkung von Oxidationseffekten über einen zusätzlichen Schädigungsterm einbezogen werden. Da sich das Risswachstum bei der IP-Belastung stark an der Mikrostruktur orientiert, könnten Mikrostrukturmerkmale wie der Sekundärdendritenarmabstand in eine Modellerweiterung einbezogen werden.

Zur Berechnung des Risswachstums an Schweißnähten wurde mithilfe von FE-Rechnungen ein risslängenabhängiger Überhöhungsfaktor bestimmt. Hierfür kamen Versuchsdaten von glatten Proben aus zwei Werkstoffzuständen von 1.4550 zum Einsatz und Kurzrisswachstumsdaten des Grundwerkstoffzustands bei Raumtemperatur. Anhand von metallografischen Schlifflinien geprüfter Schweißproben wurde der Rissausgang und -verlauf durch die geschweißte Probe identifiziert. Der experimentell beobachtete Risspfad wurde für die Berechnungen genutzt. In das FE-Modell wurden unterschiedlich lange – modellbedingt umlaufende – Risse eingebracht und jeweils das J -Integral bestimmt. Die Rechnungen waren wenig rechenzeitintensiv und einfach durchzuführen, da keine typischen FE-Risswachstumsrechnungen durchgeführt wurden. Schlussendlich wurde über den Vergleich mit den Ergebnissen der FE-Rechnungen an einer glatten Grundwerkstoffprobe ein Überhöhungsfaktor bestimmt, der sowohl die Schweißnahtüberhöhung als auch die Effekte durch die unterschiedlichen Gefügestände im Bereich der Schweiß-

naht abbildet. Im Gegensatz zu den in der Literatur meist genutzten Überhöhungsfaktoren ist der hier ermittelte risslängenabhängig. Dies kann für Rissfortschrittsrechnungen, bei denen insbesondere das Wachstum kurzer Risse relevant ist, von Vorteil sein, da die rissfortschrittserhöhende Wirkung mit gemittelten Faktoren damit tendenziell unterschätzt wird. In dem untersuchten Temperatur- und Belastungsbereich ist der Überhöhungsfaktor unabhängig von Temperatur und weitgehend unabhängig von der aufgetragenen Belastung. Modellbedingt kann davon ausgegangen werden, dass der Überhöhungsfaktor anwendbar ist, solange kein Kriechen auftritt. Das Verfahren ist mit relativ geringem Aufwand auf andere Werkstoffe und Schweißnahtgeometrien übertragbar. Weitere Untersuchungen sollten die verwendete Methode mit üblichen FE-basierten Rissfortschrittsrechnungen vergleichen, um den Einfluss der Belastungsgeschichte zu ermitteln. Ebenso sollten die Berechnungen für halbkreisförmige oder halbelliptische Risse durchgeführt werden.

Bei der Durchführung isothermer Replika-Versuche an 1.4550 und anisothermer Replika-Versuchen an IN100 wurde festgestellt, dass viele Risse entstehen, gleichzeitig wachsen und sich teilweise verbinden. Das Multirisswachstum wurde in der Literatur bereits beschrieben, jedoch sind keine Berichte im hier untersuchten Detaillierungsgrad mit einer vergleichbar großen Parametervariation bekannt. An zwei unterschiedlichen Gefügevarianten von 1.4550 (mit Korngrößen von ca. 45 und ca. 11 μm) wurden bei 180 °C und zwei unterschiedlichen Dehnungsamplituden ($\varepsilon_a = 0.35\%$ und $\varepsilon_a = 0.5\%$) die Schädigungsentwicklung untersucht. An IN100 wurde unter IP- und OP-TMF bei zwei unterschiedlichen mechanischen Dehnungsamplituden ($\varepsilon_{a,mech} = 0.18\%$ und $\varepsilon_{a,mech} = 0.28\%$) und Maximaltemperaturen ($T = 300\text{-}850\text{ °C}$ und $T = 300\text{-}950\text{ °C}$) das Kurzrissswachstum verfolgt. Aufbauend auf den experimentellen Ergebnissen wurde ein bruchmechanisches Modell entwickelt, das das Risswachstum beschreiben und die Schädigungsentwicklung nachbilden kann. Damit wiederum kann die beobachtete untypische nicht-exponentielle Schädigungsentwicklung erklärt werden. Aus persönlichen Beobachtungen bei Replika-Versuchen an anderen Werkstoffen (in dieser Arbeit nicht dargestellt) liegt die Vermutung nahe, dass Werkstoffe, die duktil versagen und einen Spannungsabfall zeigen, bevor sie brechen, Mehrfachrissswachstum aufweisen. Dahingegen bilden sich bei spontan und eher spröde versagenden Werkstoffen (wie z.B. Inconel 718 bei Raumtemperatur) sehr wenige Risse und diese wachsen isoliert. Eine Erweiterung des Modells könnte die Rissinitiierung einbeziehen und hierbei Gebrauch von der Schädigungsmechanik machen.

Aus den anisothermen Risswachstumsuntersuchungen an IN100, die sowohl das Kurz- als auch das Langrissswachstum untersuchen, könnte in einem nächsten Schritt ein kombiniertes Modell für Kurz- und Langrissswachstum entwickelt werden. Hierfür sollten Mikrostrukturmerkmale einbezogen werden.

8 Literaturverzeichnis

Allianz Versicherungs-AG. *Allianz-Handbuch der Schadenverhütung*. 3., Neubearb. u. erw. Aufl. Düsseldorf: VDI Verlag, 1984.

Almroth, P.; Gustafsson, D.; Loureiro Homs, J. und Simonsson, K. Out-of-phase thermo-mechanical fatigue crack growth and the effect of the compressive minimum load level on crack closure at notches. *International Journal of Fatigue*, 141, Artikel 105906, 2020.

Azeez, A.; Norman, V.; Eriksson, R.; Leidermark, D. und Moverare, J. Out-of-phase thermomechanical fatigue crack propagation in a steam turbine steel — Modelling of crack closure. *International Journal of Fatigue*, 149, Artikel 106251, 2021.

Bartsch, H. und Granacher, J. Ermittlung und Beschreibung des Langzeitkriechverhaltens hochwarmfester Gasturbinenwerkstoffe. Abschlussbericht zum FVV-Forschungsvorhaben Nr. 249, Institut für Werkstoffkunde der Technischen Hochschule Darmstadt, 1982.

Bayley, C. Parametric investigation on the coalescence of coplanar fatigue cracks. *International Journal of Fatigue*, 21:355–360, 1997.

Beck, T.; Ratchev, R.; Moalla, M. und Lang, K.-H., Löhe, D. Lifetime, cyclic deformation and damage behavior of MAR-M247 CC under in-phase, out-of-phase and phase-shift TMF-loadings. *Eur Struct Integr Soc.*, 29:115–124, 2002.

Beretta, S. und Clerici, P. Microcrack propagation and microstructural parameters of fatigue damage. *Fat Frac Eng Mat Struct*, 19(9):1107–1115, 1996.

Boismier, D. A. und Sehitoglu, H. Thermo-Mechanical Fatigue of MAR-M247: Part1 - Experiments. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 112:68–79, 1990.

Bosch, A. S. *Kurzrischwachstumsmodelle unter Berücksichtigung variabler strukturmechanischer und thermischer Belastung*. Dissertation, Technischen Universität Darmstadt, 2019.

Bürgel, R. *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*. 3. Aufl. Wiesbaden: Vieweg und Sohn Verlag, 2006.

Chai, G. C.; Calmunger, M.; Johansson, S.; Moverare, J. und Odqvist, J. Influence of Dynamic Strain Ageing and Long Term Ageing on Deformation and Fracture Behaviors of Alloy 617. *MSF*, 879:306–311, 2016.

Chauvot, C. *Rissbildung und Risswachstum in dem Rohrleitungsstahl X6 CrNiNb 18-10 unter plastischer Wechselverformung. Experimentelle Untersuchungen und Modellierung*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 2001.

Demulsant, X. und Mendez, J. Microstructural effects on small fatigue crack initiation and growth in Ti6Al4V alloys. *Fat Frac Eng Mat Struct*, 18(12):1483–1497, 1995.

Eckmann, S. *Entwicklung und Implementierung eines Lebensdauermodells für Nickelbasis-Gusslegierungen unter thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung*. Masterthesis, Hochschule Offenburg, 2015.

- El Haddad, M. H.; Dowling, N. E.; Topper, T. H. und Smith, K. N. J integral applications for short fatigue cracks at notches. *International Journal of Fracture*, 16:15–30, 1980.
- Fischer, C.; Schweizer, C. und Seifert, T. A crack opening stress equation for in-phase and out-of-phase thermomechanical fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, 88:178–184, 2016.
- Fisher, J. W. *Fatigue and fracture in steel bridges. Case studies*. New York: Wiley, 1984.
- Forsyth, P. J. E. A unified description of micro and macroscopic fatigue crack behaviour. *International Journal of Fatigue*, 5(1):3–14, 1983.
- Fricke, W. Fatigue analysis of welded joints: state of development. *Marine Structures*, 16(3):185–200, 2003.
- García de la Yedra, A.; Pedrejón, J. L.; Martín-Meizoso, A. und Rodríguez, R. Thermomechanical Fatigue Tests Development and Life Prediction of a Nickel Base Superalloy. *Exp Techniques:777-787*, 2014.
- Granacher, J. und Pfenning, A. Rechnergestützte Beschreibung des Kriechverhaltens ausgewählter hochwarmfester Legierungen. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 7756, Institut für Werkstoffkunde der Technischen Hochschule Darmstadt, 1991.
- Granacher, J. und Pfenning, A. Optimierung und Verifizierung von Kriechgleichungen für Hochtemperaturwerkstoffe. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 8810, Institut für Werkstoffkunde der Technischen Hochschule Darmstadt, 1994.
- Granacher, J. und Preußler, T. Numerische Beschreibung des Kriechverhaltens hochwarmfester Legierungen. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 6621, Institut für Werkstoffkunde der Technischen Hochschule Darmstadt, 1986.
- Gross, D.; Seelig, T. *Bruchmechanik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2016.
- Guth, S.; Doll, S. und Lang, K.-H. Lifetime, Cyclic Deformation and Damage Behaviour of MAR-M247 LC under Thermo-Mechanical Fatigue Loading with 0°, 180°, -90° and +90° Phase Shift between Strain and Temperature. *Procedia Engineering*, 74:269–272, 2014.
- Hasselqvist, M. und Moverare, J. Constitutive Behaviour of IN738LC Under TMF Cycling With and Without Intermediate Ageing. In: Volume 5: Turbo Expo 2007. ASME Turbo Expo 2007: Power for Land, Sea, and Air. Montreal, Canada, 14.05.2007 - 17.05.2007, pp. 131–135. ASMEDC, 2007.
- He, M. Y. und Hutchinson, J. W. The Penny-Shaped Crack and the Plane Strain Crack in an Infinite Body of Power-Law Material. *Journal of Applied Mechanics*, 48:830–840, 1981.
- Heitmann, H. H.; Vehoff, H. und Neumann, P. *Life prediction for random load fatigue based on the growth behavior of microcracks*. In: Valluri, S. R., Taplin, D. M. R., Rao, P. R., Knott, J. F., Dubey, R. (Hg.): Advances in Fracture Research 84 - Proc. of ICF6, Bd. 5. Oxford and New York. Pergamon Press, 5, pp. 3599–3606, 1984.
- Huang, Z. W.; Wang, Z. G.; Zhu, S. J.; Yuan, F. H. und Wang, F. G. Thermomechanical fatigue behavior and life prediction of a cast nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 432(1-2):308–316, 2006.
- Hutchinson, J. W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16(1):13–31, 1968.

-
- Huth, H. und Schütz, D. Sammlung und Analyse von im Betrieb von Luftfahrzeugen aufgetretenen Ermüdungsschäden. Hg. v. Bundesministerium für Verteidigung. Bonn (Forschungsbericht Wehrtechnik Nr. 79-10), 1979.
- Jones, J.; Whittaker, M.; Lancaster, R.; Hyde, C.; Rouse, J.; Engel, B. et al. The effect of phase angle on crack growth mechanisms under thermo-mechanical fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, 135, Artikel 105539, 2020.
- Kamaya, M. Growth evaluation of multiple interacting surface cracks. Part I: Experiments and simulation of coalesced crack. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(6):1336–1349, 2008.
- Kanesund, J.; Moverare, J. J. und Johansson, S. Deformation and damage mechanisms in IN792 during thermomechanical fatigue. *Materials Science and Engineering: A*, 528(13-14):4658–4668, 2011.
- Kontis, P.; Collins, D. M.; Johansson, S.; Wilkinson, A. J.; Moverare, J. J. und Reed, R. C. Crack Initiation and Propagation During Thermal-Mechanical Fatigue of IN792: Effects of Dwell Time. *SUPERALLOYS 2016 - Proceedings of the 13th International Symposium on Superalloys*:763–772, 2016.
- Kontis, P.; Li, Z.; Segersäll, M.; Moverare, J. J.; Reed, R. C.; Raabe, D. und Gault, B. The Role of Oxidized Carbides on Thermal-Mechanical Performance of Polycrystalline Superalloys. *Metall and Mat Trans A*, 49(9):4236–4245, 2018.
- Krupp, U. *Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen*. Habilitationsschrift, Universität Siegen, 2004.
- Laird, C. und Smith, G. C. Crack propagation in high stress fatigue. *Philosophical Magazine*, 7(77):847–857, 1962.
- Lancaster, J. F. *Engineering catastrophes. Causes and effects of major accidents*. 2. ed. Cambridge: Woodhead, 2000.
- Leidermark, D.; Moverare, J.; Simonsson, K.; Gustafsson, D.; Busse, C. und Palmert, F. LCF and TMF crack growth in cast nickelbased superalloys, Energiforsk (KME-702), 2018.
- Loureiro-Homs, J.; Almroth, P.; Palmert, F.; Gustafsson, D.; Simonsson, K.; Eriksson, R. und Leidermark, D. Accounting for crack closure effects in TMF crack growth tests with extended hold times in gas turbine blade alloys. *International Journal of Fatigue*, 142, Artikel 105917, 2021.
- Loureiro-Homs, J.; Almroth, P.; Palmert, F.; Gustafsson, D.; Simonsson, K.; Eriksson, R. und Leidermark, D. Accounting for crack closure effects in out-of-phase TMF crack growth with extended hold times. *International Journal of Fatigue*, 158, Artikel 106740, 2022.
- DIN EN 3873, 2011-11. Luft- und Raumfahrt – Prüfverfahren für metallische Werkstoffe – Ermittlung der Rissfortschritts-Geschwindigkeit an Cornercrackproben (Eckanriss).
- Maierhofer, J.; Kolitsch, S.; Pippan, R.; Gänser, H.-P.; Madia, M. und Zerbst, U. The cyclic R-curve – Determination, problems, limitations and application. *Engineering Fracture Mechanics*, 198:45–64, 2018.
- Malpertu, J. L. und Rémy, L. Influence of test parameters on the thermal-mechanical fatigue behavior of a superalloy. *Metall Mater Trans A*, 21(1):389–399, 1990.
- ISO 12106, 15.03.2003. Metallic materials — Fatigue testing — Axial-strain-controlled method.
- ISO 12111, 15.08.2011. Metallic materials — Fatigue testing — Strain-controlled thermomechanical fatigue testing method.

- DIN EN ISO 6507-1:2018-07. Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2018); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2018.
- Moverare, J. J.; Kontis, P.; Johansson, S. und Reed, R. C. Thermomechanical fatigue crack growth in a cast polycrystalline superalloy. *MATEC Web of Conferences*, 14, Artikel 19004, 2014.
- Müller, U. Ermüdungsschäden an Maschinen- und Stahlbauteilen von Hüttenwerksanlagen. Hg. v. Betriebsforschungsinstitut (BFI). Düsseldorf (Bericht Nr. 888), 1982.
- Neumann, P. New experiments concerning the slip processes at propagating fatigue cracks. *Acta Metallurgica*, (22):1155–1165, 1974.
- Newman, J. C. A crack opening stress equation for fatigue crack growth. *International Journal of Fracture*, 24:131–135, 1984.
- DIN EN 10088-3:2014-12. Nichtrostende Stähle - Teil_3: Technische Lieferbedingungen für Halbzeug, Stäbe, Walzdraht, gezogenen Draht, Profile und Blankstahlerzeugnisse aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung; Deutsche Fassung EN_10088-3:2014.
- Nickel Institute. IN-100 Alloy. Engineering properties. 2. Aufl., Nickel Institute, 2021.
- Ochi, I.; Ishii, A. und Sasaki, S. K. An experimental and statistical investigation of surface fatigue crack initiation and growth. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 8(4):327–339, 1985.
- Palmert, F.; Moverare, J. und Gustafsson, D. Thermomechanical fatigue crack growth in a single crystal nickel base superalloy. *International Journal of Fatigue*, 122:184–198, 2019.
- Pan, J. und Lin, S.-H. *Fracture mechanics and fatigue crack propagation*. In: Y.-L. Lee, J. Pan, R. B. Hathaway und M. E. Barkey (Hg.): *Fatigue Testing and Analysis*. Butterworth-Heinemann, pp. 237–284, 2005.
- Paris, P. C. und Erdogan, F. A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, 85:528–534, 1963.
- Pelloux, R. M. N. Crack extension by alternating shear. *Engineering Fracture Mechanics*, 1(4):697–704, 1970.
- Pickard, A. C. Stress intensity factors for cracks with circular and elliptical crack fronts determined by 3D finite element methods. *Numerical Methods in Fracture Mechanics*:599–614, 1980.
- Pitz, G. und Lang, K.-H. Thermo-Ermüdung. Verformungs- und Versagensverhalten von Nickelbasisgusswerkstoffen unter zyklischer thermisch-mechanischer Beanspruchung (Abschlussbericht, AiF-Vorhaben Nr. 8992. (FVV)), 1996.
- Radaj, D. Review of fatigue strength assessment of nonwelded and welded structures based on local parameters. *International Journal of Fatigue*, 18(3):153–170, 1996.
- Radaj, D.; Vormwald, M. *Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure*. 3., neubearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin: Springer, 2007.
- Reger, M.; Rezai Aria, F. und Remy, L. *Low cycle fatigue propagation of microcracks in two superalloys*. In: Valluri, S. R., Taplin, D. M. R., Rao, P. R., Knott, J. F., Dubey, R. (Hg.): *Advances in Fracture Research 84 - Proc. of ICF6*. Oxford and New York. Pergamon Press, 5, pp. 1589–1595, 1984.
- Rice, J. R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, Division of Engineering Brown University Providence, R. I., 1967.

-
- Rice, J. R. und Rosengren, G. F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. *J Mech Phys Solids*, (16):1–12, 1968.
- Riedel, H. *Fracture at High Temperatures*: Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH, 1987.
- Riedel, H. und Rice, J. R. Tensile cracks in creeping solids. *Fracture Mechanics: Twelfth Conference*:112–130, 1980.
- Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 5., korrigierte Aufl. 2016. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden; Imprint; Springer Vieweg (Springer eBook Collection), 2016.
- Scarlin, R. B. Fatigue crack growth in a cast Ni-base alloy. *Materials Science and Engineering A*, 21:139–147, 1975.
- Schackert, S.; Bosch, A. S.; Metzger, M.; Schweizer, C. und Vormwald, M. Erweiterte Schädigungskonzepte für thermomechanische Beanspruchung unter variablen Amplituden und plastischer Deformation. Abschlussbereich zum IGF-Vorhaben Nr.: 18.842N. Düsseldorf (DVS Forschungsvereinigung, Band: 375), 2018.
- Schackert, S. M. und Schweizer, C. Investigation of damage mechanisms and short fatigue crack growth during thermomechanical fatigue loading of the nickel-based superalloy Inconel 100. *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, 45(8):2261–2276, 2022.
- Schijve, J. Some formulas for the crack opening stress level. *Eng. Frac. Mech.*, 14:461–465, 1981.
- Schlesinger, M. *Experimentelle Untersuchung des zeitabhängigen Rissfortschritts unter thermomechanischer Ermüdung in Nickellegierungen und mechanismenbasierte Modelle zur Lebensdauerbewertung*. Dissertation, Martin-Luther-Universität, 2014.
- Schmitt, W.; Mohrmann, R.; Riedel, H.; Dietsche, A. und Fischersworing-Bunk, A. Modelling the fatigue life of automobile components. Hg. v. A. F. Blom (Fatigue 2002, Proceedings of the Eighth International Fatigue Congress held 3 - 7 June 2002), 2002.
- Schönfeldt, H. Anwenderprobleme zur Betriebsfestigkeit in Schiffbau und Meerestechnik. Hg. v. Deutscher Verlag für Schweißtechnik GmbH. Düsseldorf (DVS Berichte Band 88, S.17/21), 1984.
- DIN EN ISO 14343:2017-08. Schweißzusätze - Drahtelektroden, Bandelektroden, Drähte und Stäbe zum Lichtbogenschweißen von nichtrostenden und hitzebeständigen Stählen - Einteilung (ISO_14343:2017); Deutsche Fassung EN_ISO_14343:2017.
- Schweizer, C. *Physikalisch basierte Modelle für Ermüdungsrisswachstum und Anrisslebensdauer unter thermischen und mechanischen Belastungen*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), 2013.
- Sehitoglu, H. und Boismier, D. A. Thermo-Mechanical Fatigue of Mar-M247: Part 2 - Life Prediction. *Journal of Engineering Materials and Technology*, (112):80–89, 1990.
- Shih, C. F. Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. *J. Mech. Phys. Solid*, 29(4):305–326, 1981.
- Shih, C. F. Tables of Hutchinson-Rice-Rosengren singular field quantities (Brown University Report MRL E-147), 1983.
- DIN EN ISO 643:2020-06. Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße (ISO_643:2019, korrigierte Fassung 2020-03); Deutsche Fassung ISO_643:2020.

- ASTM E 647-05, 2005. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.
- Stolarz, J. Multicracking in low cycle fatigue—a surface phenomenon? *Materials Science and Engineering: A*, 234-236:861–864, 1997.
- thyssenkrupp Materials (UK) Ltd. Stainless Steel 1.4550. Material Data Sheet, 2017.
- Tokaji, K.; Ogawa, T.; Harada, Y. und Ando, Z. Limitations of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure. *Fat Frac Eng Mat Struct*, 9(1):1–14, 1986.
- Tu, S.-T. und Dai, S.-H. An engineering assessment of fatigue crack growth of irregularly oriented multiple cracks. *International Journal of Fatigue*, 18(4):275, 1996.
- Tvergaard, V. On fatigue crack growth in ductile materials by crack–tip blunting. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 52(9):2149–2166, 2004.
- Ungerer, W. Ermüdungsschäden im Schwermaschinenbau: Schadensschwerpunkte in Hüttenwerken. Hg. v. Betriebsforschungsinstitut (BFI). Düsseldorf (Bericht Nr. 553), 1975.
- Wang, L.; Wang, Z. und Zhao, J. Life prediction by ferrite–pearlite microstructural simulation of short fatigue cracks at high temperature. *International Journal of Fatigue*, 80:349–356, 2015.
- DIN EN 10060:2004-02. Warmgewalzte Rundstäbe aus Stahl - Maße, Formtoleranzen und Grenzabmaße; Deutsche Fassung EN_10060:2003.
- Wüthrich, C. The extension of the J-integral concept to fatigue cracks. *Int. Journ. of Fracture*, 20:35–37, 1982.
- Zhixue, W. Short fatigue crack parameters describing the lifetime of unnotched steel specimens. *International Journal of Fatigue*, 23(4):363–369, 2001.

Liste der eigenen Veröffentlichungen

A. Bosch, S. Schackert, C. Schweizer, M. Vormwald: Assessment of welded joints under thermomechanical and variable amplitude loading. *Proceedings of the 5th Symposium on Structural Durability*, held May 17-18, 2017, Darmstadt.

A. Bosch, M. Vormwald, S. Schackert, C. Schweizer: Fatigue life assessment of welded joints made of the stainless steel X6CrNiNb18-10 for thermomechanical and variable amplitude loading. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 49:316–331, 2018.

A. Bosch, S. Schackert, C. Schweizer, M. Vormwald: Fatigue life of welded joints of AISI 347 stainless steel under thermomechanical and variable fatigue loading. *Proceedings of the ASME Pressure Vessels & Piping Conference PVP2018*, held July 15-20, 2018, Prague, Czech Republic.

M. Vormwald, A. Bosch, S. Schackert, C. Schweizer: Fatigue Lives of Power Plant Structures Due to Load Sequence Effects Originating from Fluctuating Production of Renewable Energy. *MATEC Web of Conferences* 188, 02012 (2018), ICEAF-V 2018.

S. Schackert, C. Schweizer : Wie prädiktiv sind Kurzrischwachstumsmodelle? Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen aus 1.4550 unter variabler thermozyklischer Beanspruchung. 51. Treffen des DVM-Arbeitskreises „Bruchmechanik und Bauteilsicherheit“ in Aachen, 28. Februar 2019.

S. Schackert, C. Schweizer, M. Vormwald, A. Bosch: Lebensdauerbewertung geschweißter Rohrleitungen aus dem austenitischen Stahl 1.4550 mithilfe von Kurzrischwachstumsmodellen. *Schweißen und Schneiden*, Ausgabe 5 (2019), Fachbeiträge, 286 – 292.

S. Schackert, A. Bosch, M. Metzger, C. Schweizer, M. Vormwald: Erweiterte Schädigungskonzepte für thermomechanische Beanspruchung unter variablen Amplituden und plastischer Deformation. Abschlussbericht des Vorhaben Nr. 18842 N, 2019.

S. Schackert, C. Schweizer: Investigation of damage mechanisms and short fatigue crack growth during thermomechanical fatigue loading of the nickel-based superalloy Inconel 100. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 45:2261–2276, 2022.

M. Schlesinger, S. Schackert, I. Sikorski, G. Mathiak: Efficient Test Method for Determining the Thermo-mechanical Fatigue Lifetime of Additively Manufactured Combustion Chamber Tiles Under Component-Related Conditions. *Proceedings of the ASME Turbo Expo 2022: Turbomachinery Technical Conference and Exposition*, held June 13–17, 2022, Rotterdam, Netherlands.