

Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhalten in mechanisch randnah und durchgreifend verfestigtem Inconel 718

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

Dipl.-Ing. Alexander Klumpp

aus Oberkirch (Baden)

Tag der mündlichen Prüfung: 13.09.2019

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT) im Rahmen eines von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) dankenswerterweise finanziell unterstützten Projekts. Zum Gelingen dieser Arbeit haben zahlreiche Personen beigetragen, denen ich an dieser Stelle danken möchte:

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze danke ich für die Übernahme des Hauptreferats, die damit verbundene fachliche Betreuung und das mir jederzeit entgegengebrachte Vertrauen. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher für die Übernahme des Korreferats.

Mein Dank gilt allen Mitarbeitern des IAM-WK. Den Abteilungsleitern und Kollegen danke ich für zahlreiche Diskussionen und Gespräche, die erheblich zur Entstehung dieser Arbeit beigetragen haben. Den Leitern der Abteilung „Fertigung und Bauteilverhalten“, Dr. Jürgen Hoffmeister und Dr. Stefan Dietrich, danke ich für ihre motivierende Art, das Projekt zu begleiten und das mir jederzeit entgegengebrachte Vertrauen. Besonderer Dank gilt Herrn Dr. Karl-Heinz Lang für das Interesse an der Arbeit und die stetige Diskussionsbereitschaft. Herrn Dr. Alexander Kauffmann danke ich für die EBSD-Aufnahmen. Hervorzuheben sind außerdem Marc Brecht, Arndt Hermeneit und Ralf Rößler sowie Wolfgang Schäfer und die Mitarbeiter der mechanischen Werkstatt des IAM-WK. Den Herren Dr. Reinhard Schneider und Mohammad Fotouhi (LEM) sei für die TEM-Aufnahmen gedankt.

Mein Dank gilt auch den Herren Prof. Jens Freudenberger (TU Dresden) und Dr. Manfred Wollmann (TU Clausthal) für die Unterstützung bei der Herstellung durchgreifend verfestigter Werkstoffzustände. Der Firma Metalltechnik Menges GmbH, Gau-Algesheim, sei für die Durchführung von Rundknetarbeiten und der Firma OSK Kiefer GmbH, Malsch, für die Durchführung von Kugelstrahlarbeiten gedankt.

Ebenfalls danke ich auch allen Studentinnen und Studenten, die zur Entstehung dieser Arbeit beigetragen haben. Hervorzuheben sind Christian Mayer, Jonas Mülbaier, Mehmet Tamam, Axel Köhler, Marvin Mikus, Johannes Wild, Sven Maier, Nicolas Siegel, Florian Müller, Mike Schäfer, Katharina Kuntze und Sandra Klaus.

Zuletzt, aber ganz besonders, danke ich meiner Familie für den Rückhalt und die Unterstützung während der gesamten Ausbildungsphase.

Alexander Klumpp

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
1 Einleitung	1
2 Kenntnisstand	3
2.1 Bruchmechanische Grundlagen	3
2.1.1 K-Konzept zur Ermüdungsrissausbreitung	3
2.1.2 Lastabschirmungs- und Risschließeffekte	7
2.1.3 Ausbreitungs- und Öffnungsverhalten physikalisch kurzer Risse	15
2.1.4 Ausbreitungs- und Öffnungsverhalten von Oberflächenanrissen	17
2.2 Mechanische Oberflächenbehandlungen	19
2.2.1 Verfahren	19
2.2.2 Randschichtzustände	20
2.3 Einflüsse auf die Ermüdungsrissausbreitung	24
2.3.1 Randnahe Verfestigung	24
2.3.2 Durchgreifende Verfestigung	30
2.4 Schlussfolgerungen und eigener Ansatz	31
3 Versuchswerkstoff, -vorbehandlung und Probengeometrien	33
3.1 Versuchswerkstoff	33
3.2 Werkstoffvorbehandlung	35
3.2.1 Mechanische Oberflächenbehandlungen	35
3.2.2 Rundknetbehandlungen	37
3.3 Probengeometrien	38
3.3.1 Lebensdauerorientierte Versuche	38
3.3.2 Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung	39
3.3.3 Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung	40
3.3.4 Quasistatische Zugversuche nach durchgreifender Verfestigung	40
4 Versuchsvorrichtungen, -durchführung und Untersuchungsmethoden	41
4.1 Lebensdauerorientierte Versuche	41
4.1.1 Versuchsaufbau	41
4.1.2 Versuchsdurchführung	41
4.2 Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung	43
4.2.1 Versuchsaufbau	43
4.2.2 Hochstrom-Potentialsondenverfahren	44
4.2.3 Versuchsdurchführung	48

4.3	Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung	52
4.3.1	Versuchsaufbau	52
4.3.2	Versuchsdurchführung	52
4.4	Experimentelle Untersuchungen	55
4.4.1	Lichtmikroskopie	55
4.4.2	Röntgendiffraktometrie	55
4.4.3	Mechanische Charakterisierung	56
4.4.4	Elektronenmikroskopie	56
4.5	Numerische Untersuchungen	57
4.5.1	Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände	57
4.5.2	Probengeometrie für durchgreifend verfestigte Zustände	59
5	Vergleich der Zustände nach randnaher und durchgreifender Verfestigung	60
5.1	Randnah verfestigte Zustände	60
5.1.1	Untersuchungen an Flachproben	60
5.1.2	Untersuchungen an Rundproben	67
5.1.3	Stabilität der Randschichtzustände	68
5.2	Durchgreifend verfestigte Zustände	73
5.2.1	Mikrohärteverlauf und -evolution	73
5.2.2	Zügiges Verformungsverhalten	74
5.2.3	Eigenspannungen und röntgenographische Halbwertsbreiten	75
5.2.4	Transmissionselektronenmikroskopische Aufnahmen	75
5.3	Diskussion	78
5.3.1	Randnah verfestigte Zustände	78
5.3.2	Durchgreifend verfestigte Zustände	82
5.3.3	Vergleichbarkeit der Zustände	85
6	Charakterisierung des Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhaltens	86
6.1	Werkstoffdauerfestigkeit	86
6.2	Randnah verfestigte Zustände	87
6.2.1	Lebensdauer- und Restlebensdaueruntersuchungen	87
6.2.2	Rissausbreitungsversuche	89
6.2.3	Rissöffnungs- und -schließversuche	99
6.2.4	Fraktographische Untersuchungen	106
6.3	Durchgreifend verfestigte Zustände	111
6.3.1	Rissausbreitungsversuche mit konstantem Lastverhältnis	111
6.3.2	Rissöffnungsversuche	114
6.3.3	Effektivschwellenwerte	116
6.3.4	Fraktographische Untersuchungen	116
6.4	Diskussion	118
6.4.1	Ermittlung von Rissöffnungs- und -schließlasten	118
6.4.2	Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung	120
6.4.3	Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung	127

7	Ansätze zur Lebensdauermodellierung	136
7.1	Numerische Berechnungsergebnisse	136
7.1.1	Nominelle Spannungsintensitäten	136
7.1.2	Eigenstressintensitäten	139
7.2	Modell zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung	142
7.2.1	Identifikation geeigneter Modellansätze	142
7.2.2	Nominell basierte Darstellung	147
7.2.3	Semi-empirischer Effektivgrößenansatz	150
7.2.4	Modifiziertes „unigrow model“	155
7.3	Modell zur Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung	157
7.3.1	Identifikation geeigneter Modellansätze	157
7.3.2	Ansatz auf Basis nomineller Beanspruchung	158
7.3.3	Risschließansatz	161
7.4	Diskussion	163
7.4.1	Numerisch ermittelte Spannungsintensitäten	163
7.4.2	Bewertung der Ansätze für randnah verfestigte Zustände	166
7.4.3	Bewertung der Ansätze für durchgreifend verfestigte Zustände	168
7.4.4	Vergleichbarkeit der Rissausbreitung	169
8	Zusammenfassung und Ausblick	172
8.1	Zusammenfassung	172
8.2	Ausblick	173
	Literaturverzeichnis	I
	Veröffentlichungen im Rahmen dieser Arbeit	XIX
	Abbildungsverzeichnis	XX

1 Einleitung

Vor dem Hintergrund der Effizienzsteigerung technischer Systeme und dem schonenden Umgang mit den zur Verfügung stehenden Ressourcen haben die mechanischen Oberflächenbehandlungen in den letzten Jahrzehnten erhebliche Bedeutung in der Wertschöpfung erlangt. Dabei zeichnen sich die Verfahren, die mittlerweile eine große Vielfalt und einen hohen Grad an Spezialisierung auf zahlreichen Anwendungsgebieten erlangt haben, durch ein großes Maß an Einstellmöglichkeiten zum Erreichen definierter Oberflächen und oberflächennaher Schichten aus [1, 2, 3]. Somit lassen sich Gebrauchseigenschaften, wie etwa die Schwing- oder die Verschleißfestigkeit, gezielt einstellen.

Besondere Bedeutung haben mechanische Oberflächenbehandlungen im Triebwerksbau erreicht, wo aufgrund des zunehmenden Drucks zur Verringerung des Treibstoffverbrauchs - etwa durch Leichtbau - Bauteile zeitfest ausgelegt werden und schadenstolerante Ansätze zur Lebensdauerbewertung zum Tragen kommen. Sicherheitskritische Bauteile wie Turbinenscheiben, beispielsweise aus der Nickelbasislegierung Inconel 718, werden dabei zur Steigerung der Zeitfestigkeit bzw. der Anrisslastspielzahl in der Regel kugelgestrahlt [4, 5], wobei hierfür unter Umständen auch alternative mechanische Oberflächenbehandlungen wie Festwalzen und maschinelles Oberflächenhämmern in Frage kommen. Maßgeblich ist die Lastspielzahl bis zum Erreichen eines detektierbaren, „technischen“ Anrisses, dessen Abmessungen im Bereich von ca. $0,5 \sim 1,25$ mm liegen [6, 7].

Als tragend für die Steigerung von Dauer- bzw. Zeitfestigkeit werden dabei die randnah eingebrachten Druckeigenstressungen sowie die Kaltverfestigung infolge der lokalen Erhöhung der Versetzungsdichte im Werkstoffgefüge angesehen, die je nach Verfahren durch eine Einglättung der Oberfläche, also eine Absenkung der lokalen Mikrokerbwirkung, begleitet werden. Dabei ist schon spätestens seit den Zwanzigerjahren des letzten Jahrhunderts bekannt, dass durch Randschichtverfestigung eine beträchtliche Lebensdauersteigerung erreicht werden kann. Druckeigenstressungen, Kaltverfestigung und Oberflächenrauheit beeinflussen hierbei als Kenngrößen des Randschichtzustands die Rissinitiierungs- und die Rissausbreitungsphase in charakteristischer Weise [2, 8].

Zwar liegt eine schier unüberschaubare Fülle an Veröffentlichungen und Tagungsbeiträgen zu verschiedensten Aspekten der Rissausbreitung in zahlreichen Werkstoffen vor, jedoch gibt es bis zum heutigen Tage nur sehr wenige systematische und quantitative Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten physikalisch kurzer Risse in randschichtverfestigten Bauteilbereichen. Dies ist einerseits auf die herausfordernde Kurzrisssmesstechnik und andererseits auf die Komplexität der mikrostrukturellen und bruchmechanischen Gegebenheiten zurückzuführen. Nur durch die Identifikation der maßgeblichen Mechanismen lassen sich geeignete deterministische bzw. stochastische Modelle zur Beschreibung des Risswachstums ableiten, welche beispielsweise auf den bruchmechanischen Kenngrößen K bzw. J fußen

können [6, 9]. Insbesondere fehlen aber brauchbare Ansätze, um den Einfluss der randnahen Kaltverfestigung auf die das Risswachstum steuernden Kenngrößen quantitativ zu erfassen und der industriellen Anwendung zugänglich zu machen.

Gerade weil jedoch bei mechanisch randnah verfestigten Bauteilen oft ein Großteil der Lebensdauer in der Phase des Wachstums kurzer Risse verbracht wird, liegt es nahe, die Einflüsse von Eigenspannungen und Kaltverfestigung auf das beobachtete Risswachstumsverhalten und die zugrunde liegenden Triebkräfte separat zu erfassen und zu quantifizieren. Daher werden im Rahmen dieser Arbeit auch Versuche an mittels Rundkneten mechanisch durchgreifend verfestigtem Inconel 718 durchgeführt, sodass die Auswirkungen der Kaltverfestigung auf das Rissausbreitungsverhalten quantitativ angegeben werden können. Besondere Bedeutung kommt bei der Bestimmung maßgeblicher Triebkräfte des Risswachstums den „Rissschließeffekten“ [10] bzw. „Lastabschirmungseffekten“ [11] zu, die infolge gradiert verfestigter Randbereiche und charakteristischer Eigenspannungsprofile in den betroffenen Randschichten besonders komplex ausgeprägt sind.

Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag zum Verständnis des Wachstums physikalisch kurzer (Abmessung $0,35 \text{ mm} \sim 1 \text{ mm}$) Risse [12] in der druckeigenspannungsbehafteten und kaltverfestigten Randschicht am Beispiel von Inconel 718 liefern. Neben der Charakterisierung der Rissausbreitung an verschiedenmaßen mechanisch randnah und durchgreifend verfestigten Zuständen wird ein bruchmechanisch basierter Ansatz zur Vorhersage von Rissausbreitungsrate und Lebensdauer skizziert. Der Ansatz basiert auf den effektiven Kenngrößen ΔK_{eff} und R_{eff} , die durch multikausal hervorgerufene Rissschließ- bzw. Lastabschirmungseffekte bestimmt werden. Da der Rissschließeffekt bei kurzen Rissen nur mit erheblichen Schwierigkeiten nachweisbar ist, wird im Rahmen dieser Arbeit ein neues Messprinzip auf Basis des Gleichstrompotentialsondenverfahrens erarbeitet. Die numerisch basierte Validierung des experimentellen Konzepts zur Ermittlung von Rissöffnungslasten und vergleichende Betrachtungen zur Rissausbreitung nach randnaher und durchgreifender Verfestigung schließen die Arbeit ab.

2 Kenntnisstand

2.1 Bruchmechanische Grundlagen

Die Bruchmechanik erfasst als eigene kontinuumsmechanische Disziplin die Analyse fehlerbehafteter Körper. Sie fand ihren Ursprung in der Berechnung der Spannungsverteilung an elliptischen Kerben durch Inglis [13] sowie in der Entwicklung eines energiebasierten Bruchkriteriums durch Griffith [14]. Die Arbeiten von Westergaard [15] und Sneddon [16] erlaubten die Beschreibung des Spannungsfelds eines scharfen Risses. Durch die Einführung des Konzepts der Spannungsintensitätsfaktoren bzw. Spannungsintensitäten K und des damit verbundenen Bruchkriteriums im Kontext der linear-elastischen Bruchmechanik durch Irwin [17] und Williams [18] wurde wesentlich zur Berechenbarkeit komplexer Rissstrukturen beigetragen. Mit dem J -Integral führte Rice [19] eine weitere bruchmechanische Größe ein, mit der auch elastisch-plastischer Rissfortschritt beschrieben werden kann. Weitere Meilensteine der Bruchmechanik waren die Einführung der Gewichtsfunktionen durch Bueckner [20] bzw. Rice [21] und die Ertüchtigung numerischer Methoden zur Analyse rissbehafteter Strukturen seit den 1970er Jahren des vergangenen Jahrhunderts [22].

Im Folgenden wird das K -Konzept zur Ermüdungsrissausbreitung dargestellt. Anschließend werden Ursprünge und Auswirkungen von Lastabschirmungs- und Risschließeffekten angesprochen. Daraufhin folgt die Darstellung im Kontext der Ausbreitung kurzer Risse und halbbellförmig geformter Oberflächenrisse.

2.1.1 K -Konzept zur Ermüdungsrissausbreitung

Das K -Konzept ist ein Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) und basiert auf der Beschreibung risspitzennaher Spannungsfelder durch die Spannungsintensitäten K_I , K_{II} und K_{III} . Die Indizierungen kennzeichnen die drei verschiedenen Rissöffnungsmodi I, II und III infolge Normal-, Längsschub- und Querschubbeanspruchung, die in Abbildung 2.1 dargestellt sind. Für die mechanische Beanspruchung der Rissfront in Modus I ergibt sich im ebenen Fall in einer allseitig unendlich ausgedehnten Platte mit halbunendlich ausgedehntem Seitenriss der Zusammenhang

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \begin{Bmatrix} \sigma_{xx}(r, \theta) \\ \sigma_{yy}(r, \theta) \\ \sigma_{xy}(r, \theta) \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \begin{Bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} [1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}] \\ \cos \frac{\theta}{2} [1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}] \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{Bmatrix}, \quad (2.1)$$

wenn isotropes Materialverhalten und zweiachsige Zugbeanspruchung in x - und y -Richtung vorliegen [12, 24]. Die Koordinaten r und θ bezeichnen den radialen Abstand zur Risspitze und den zur Rissausbreitungsebene (Ligament) eingeschlossenen Winkel. Neben σ_{xx} , σ_{yy}

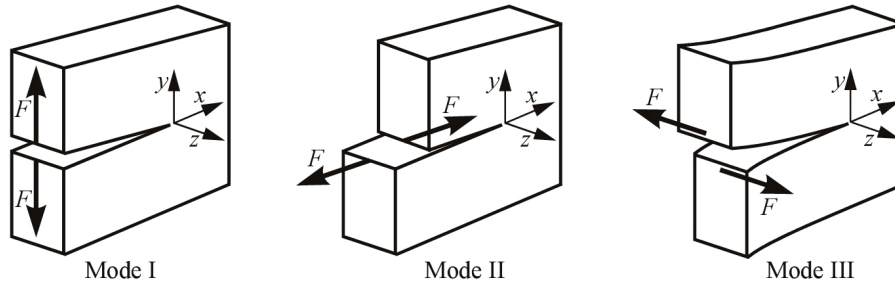


Abbildung 2.1: Definition der Rissöffnungsmodi I, II und III (aus [23])

und σ_{xy} liegen bei ebenem Spannungszustand (ESZ) keine weiteren Spannungskomponenten und bei ebenem Dehnungszustand (EDZ) die Normalspannung

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (2.2)$$

vor. Hier bezeichnet ν die Querkontraktionszahl. Der ESZ liegt an freien Oberflächen vor. Der EDZ wird oft vereinfachend für den Kernbereich dicker Platten angenommen, jedoch handelt es sich um einen in der Regel nicht erreichten Grenzfall [25]. Alle Spannungskomponenten unterliegen gemäß Gleichung 2.1 einer Singularität $\sim \frac{1}{\sqrt{r}}$, die kennzeichnend für das Rissspitzenfeld ist. Die Spannungsintensität K_I gibt Rückschluss über das Beanspruchungsausmaß und erlaubt somit die Beschreibung des Rissspitzenfeldes auf Basis eines einzigen Parameters. Dieser ergibt sich in endlich großen, einachsigt senkrecht zur Rissebene beanspruchten Strukturen mit der Nennspannung σ_n und der Risslänge a sowie der risslängenabhängigen Korrekturfunktion $Y(a)$ [26] zu

$$K_I \equiv K = \sigma_n \sqrt{\pi a} Y(a). \quad (2.3)$$

Die Berechnung von Spannungsintensitäten in realen Proben und Bauteilen ist mit Hilfe analytischer Formeln (siehe z.B. [26]), Gewichtsfunktionen (siehe z.B. [27]) und numerisch (siehe z.B. [22]) möglich. Das mit dem K-Konzept einhergehende Bruchkriterium lautet $K = K_c$ (allgemeiner Fall) bzw. $K = K_{Ic}$ (EDZ), wobei es sich bei K_c um eine kritische Spannungsintensität und bei K_{Ic} um die Bruchzähigkeit handelt. Letztere wird in genormten Versuchen ermittelt und ist ein Werkstoffkennwert [6]. Als Versagenskriterium einer rissbehafteten Struktur wird im Rahmen der zeitfesten Auslegung jedoch stets eine festzulegende, detektierbare Rissgröße und nicht der Bruch definiert [23].

Das K -Konzept gilt im Bereich des sogenannten „Kleinbereichsfließens“, weshalb trotz der Forderung makroskopisch elastischer Beanspruchungen plastische Zonen r_{pl} an der Risspitze vorliegen dürfen [12]. Nach [28] darf die auf die Risslänge bezogene plastische Zone den Wert von $\frac{r_{pl}}{a} = \frac{1}{8}$ nicht überschreiten. Die Ausdehnung der plastischen Zone vor der Risspitze infolge monotoner Beanspruchung kann elastisch - ideal plastisch [29, 30] sowie unter Berücksichtigung der Verfestigung [31] abgeschätzt werden. Durch Einsetzen von $\sigma_{yy} = R_{eS}$ und $\theta = 0$ in Gleichung 2.1 ergibt sich nach [29] bei elastisch - ideal plastischem Werkstoffverhalten für das Ausmaß der plastischen Zone im Ligament die Abschätzung

$$r_{pl} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{max}}{R_{eS}} \right)^2 \quad (2.4)$$

für den ESZ, die unter Beachtung der Spannungsumlagerung infolge Plastizierung abgeleitet wird. Dabei kommt es im ESZ und im EDZ zu einer unterschiedlichen Ausprägung und Form der plastischen Zone, was jedoch aufgrund der Mehrachsigkeit des Spannungszustands nur mit Hilfe von Vergleichsspannungshypothesen abgeleitet werden kann. Abbildung 2.2 zeigt dies unter Zugrundlegung der Gestaltänderungsenergiehypothese an einem zu den Seiten durchgängigen Riss. Aus dieser auf dicke Platten zutreffenden Darstellung („dog bone model“) geht hervor, dass entlang der Rissfront sowohl Größe als auch Gestalt der plastischen Zone variieren. Dies wird in Abschnitt 2.1.2.1 nochmals aufgegriffen.

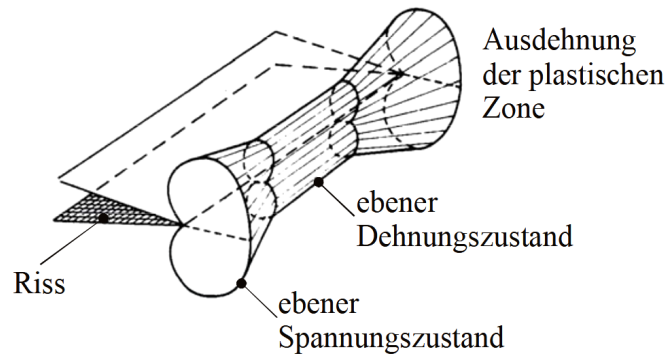


Abbildung 2.2: Ausprägung plastischer Zonen an der Rissfront unter Annahme der Gestaltänderungsenergiehypothese (aus [32])

Sowohl mit der Formel von [29], als auch durch Anwendung von Gestaltänderungsenergie- bzw. Schubspannungshypothese werden äquivalente Maße für r_{pl} im Ligament erhalten [24]. Im EDZ gilt für die Abschätzung von r_{pl} nach [29] die Formel

$$r_{pl} = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{max}}{R_{eS}} \right)^2, \quad (2.5)$$

womit für die Abmessungen der plastischen Zone vor der Rissspitze $\frac{r_{pl,ESZ}}{r_{pl,EDZ}} = 3$ gilt.

Da das K -Konzept im Rahmen der LEBM die einparametrische Beschreibung von Risspitzenfeldern gestattet, wird zur Charakterisierung der Ermüdungsrissausbreitung bei schwingender Beanspruchung die zyklische Spannungsintensität $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ als Beanspruchungskenngröße verwendet und in Modellen direkt mit der Rissausbreitungsrate $\frac{da}{dN}$ korreliert. Nach dem klassischen Modell von Paris & Erdogan [33] existiert über einen großen Bereich von ΔK der Zusammenhang

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m, \quad (2.6)$$

der in Abbildung 2.3 als Gerade im doppeltlogarithmischen Diagramm dargestellt ist und stabile Rissausbreitung impliziert. Die Parameter C und m sind dabei materialabhängig.

Linksseitig des Schwellenwerts $\Delta K_{th} \equiv \Delta K_0$ ist ein Riss nicht wachstumsfähig. Bei großen Werten von ΔK steigt $\frac{da}{dN}$ stark an und es folgt der Gewaltbruch bei Erreichen von

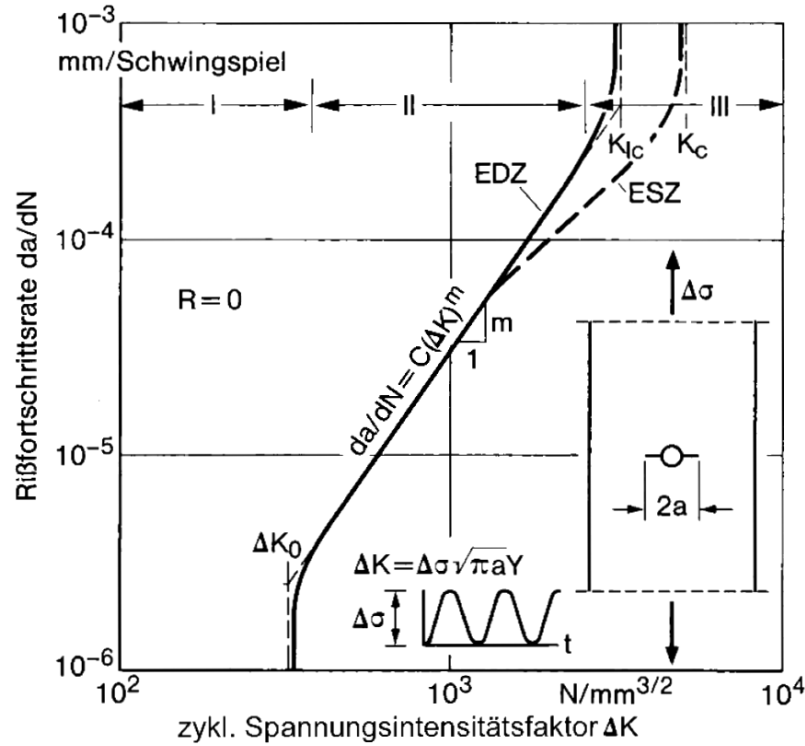


Abbildung 2.3: Rissausbreitungsrate $\frac{da}{dN}$ über zyklischer Spannungsintensität ΔK (aus [6])

K_c bzw. K_{Ic} . Mit zunehmendem Lastverhältnis $R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}}$ werden bei gleichem ΔK höhere $\frac{da}{dN}$ sowie kleinere ΔK_{th} beobachtet [6, 34]. Außerdem ist ΔK_{th} werkstoffabhängig [6, 12]. Die zyklische Beanspruchung bewirkt, dass bei der Entlastung von K_{\max} auf K_{\min} infolge inhomogener, elastisch-plastischer Deformation während des Belastungsschritts an der Risspitze Druckeigenstressungen induziert werden. Diese sind mit der Ausbildung einer zyklischen plastischen Zone verbunden, deren Abmessung im ESZ gemäß

$$r_{pl}^* \approx \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2R_{eS}} \right)^2 \quad (2.7)$$

abgeschätzt werden kann [35]. Damit gilt bei $R = 0$ das Verhältnis $\frac{r_{pl}^*}{r_{pl}} \approx \frac{1}{4}$.

Neben dem Einparameteransatz von Paris & Erdogan [33] lässt sich das Rissausbreitungsverhalten daher phänomenologisch auch durch Mehrparameteransätze, wie etwa dem Modell von Erdogan & Ratwani [36] gemäß

$$\frac{da}{dN} = \frac{C'(\Delta K - \Delta K_{th})^m}{(1 - R)K_c - \Delta K}, \quad (2.8)$$

oder dem Modell von Forman [37] gemäß

$$\frac{da}{dN} = \frac{C'(\Delta K)^m}{(1 - R)(K_c - K_{\max})} \quad (2.9)$$

beschreiben, indem weitere Größen wie ΔK_{th} , ΔK_c und R einbezogen werden.

Zur Berücksichtigung des Lastverhältnisses R bestehen ferner Ansätze („unigrow model“ [7, 34, 38, 39]), die $\frac{da}{dN}$ auf Basis der Ersatztriebkraft $\overline{\Delta K} = (\Delta K)^\alpha K_{\max}^{1-\alpha}$ beschreiben. Analog zu Gleichung 2.6 gilt dabei ein um R bzw. K_{\max} erweiterter Zusammenhang [7]:

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot \overline{\Delta K}^m. \quad (2.10)$$

Die vorstehend genannten Modelle gehen von den nominellen, auf äußerliche Belastungen bezogenen Kenngrößen $\Delta K \equiv \Delta K_{\text{nom}}$, $R \equiv R_{\text{nom}}$ und $\Delta K_{\text{th}} \equiv \Delta K_{\text{th,nom}}$ als Beanspruchungs- bzw. Modellparameter aus. In der Literatur sind umfangreiche Sammlungen verfügbar (z.B. [40]). In der Realität unterliegt die Rissfrontbeanspruchung jedoch Einflüssen wie Eigenspannungen infolge lokaler Risspitzenplastizität [24, 41], makroskopischen Eigenspannungsfeldern [9], Rissablenkung bzw. -verzweigung [42] und Riss schließen [43, 44]. Solche Einflüsse werden als Lastabschirmungseffekte („crack tip shielding“) zusammengefasst und treten in Abhängigkeit von Werkstoff, Mikrostruktur, Risslänge, Beanspruchung und Umgebungsmedium in unterschiedlichem Maße auf [11, 44].

2.1.2 Lastabschirmungs- und Riss schließeffekte

2.1.2.1 Grundsätzliche Aspekte und Wirkmechanismen

Unter zyklischer Beanspruchung breiten sich Risse in duktilen Materialien durch alternierendes Abstumpfen und Verschärfen der Risspitze aus [44]. Der vom Werkstoff gegen die Rissausbreitung geleistete Widerstand beruht dabei auf „intrinsischen“ und „extrinsischen“ Mechanismen. Intrinsische Mechanismen wirken direkt gegen die Entstehung neuer Oberflächen und sind durch den Werkstoff selbst gegeben. Extrinsische Mechanismen, auch „Lastabschirmungsmechanismen“ genannt, beeinflussen die elastisch-plastischen Vorgänge vor der Risspitze - und damit indirekt das Rissausbreitungsverhalten - in jeweils charakteristischer Weise [11, 44]. Dabei werden geometrische (z.B. Rissverzweigung), Gebiets- (z.B. Makroeigenspannungen, Phasenumwandlungen), Kontakt- (Riss schließen) und kombinierte Mechanismen unterschieden [11].

Riss schließen ist ein Kontaktlastabschirmungseffekt und impliziert, dass ein Ermüdungsriss während eines Belastungszyklus nur zeitweise geöffnet ist. Der Effekt wird nicht nur bei wechselnder, sondern auch bei äußerlicher Zugschwellbelastung beobachtet [10, 43]. Sobald es zur Kraftübertragung an den Rissflanken infolge des Schließens kommt, wird plastisches Fließen an der Risspitze unterdrückt. Dadurch wird die Rissausbreitung gehemmt. Der angetroffene Sachverhalt ist in Abbildung 2.4 dargestellt [43]. Er lässt sich wie folgt erörtern: Bei einer nominellen zyklischen Spannungsintensität $\Delta K_{\text{nom}} \equiv \Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ kommt es bei K_{op} zum Öffnen und bei K_{cl} zum Schließen des Risses. Wirksam ist die Abschirmungsspannungsintensität

$$\Delta K_s = K_{\text{cl}} - K_{\min}, \quad (2.11)$$

wobei K_{cl} die mit dem Zeitpunkt des Riss schließen assoziierte Spannungsintensität bezeichnet [11].

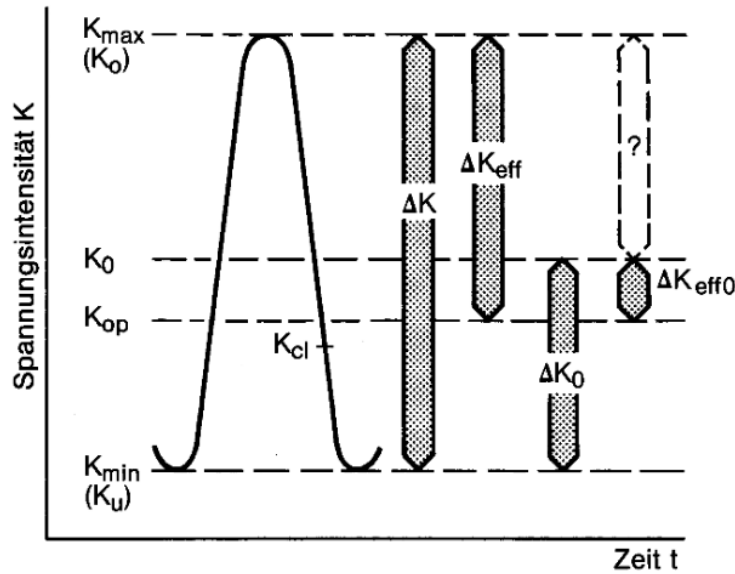


Abbildung 2.4: Darstellung nomineller und effektiv wirksamer Spannungsintensitäten sowie Schwellenwerte [43] (aus [6])

Die Rissspitze wird durch die effektive Spannungsintensität

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - \max\{K_{\text{min}}, K_{\text{op}}\} \quad (2.12)$$

beansprucht [45]. Dabei ist K_{op} die Spannungsintensität bei Rissöffnung. Stets werden höhere Werte von K_{op} als von K_{cl} beobachtet, was die Ausbildung einer mechanischen Hysterese impliziert [6]. Das „Rissöffnungsverhältnis“ wird gemäß

$$U = \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{\Delta K_{\text{nom}}} \quad (2.13)$$

definiert. Analog zum Schwellenwert $\Delta K_{\text{th,nom}} \equiv \Delta K_{\text{th}} \equiv \Delta K_0$ existiert die Größe $\Delta K_{\text{th,eff}} \equiv \Delta K_{\text{eff0}}$, die als „Effektivschwellenwert“ bezeichnet wird [6, 46]. Sie beschreibt den intrinsischen Widerstand eines Werkstoffs gegen Rissfortschritt und ist per Definition frei von Risschließen [46, 47]. Die nach [6] eigentliche Triebkraft der Rissausbreitung,

$$\Delta K_{\text{eff}}^* = \Delta K_{\text{eff}} - \Delta K_{\text{th,eff}} \equiv \Delta K_{\text{eff}} - \Delta K_{\text{eff0}}, \quad (2.14)$$

ist mit einem Fragezeichen versehen, da sie schwierig zu bestimmen ist.

Um einen Rissstillstand zu erzielen, muss nach [46] die „Nichtfortschrittsbedingung“ oder die „Schwellenwertbedingung“ erfüllt sein. Im ersten Fall gilt $\Delta K_{\text{eff}} \neq \Delta K_{\text{nom}}$; der Riss ist während des Belastungszyklus teilweise geschlossen. In Abbildung 2.4 entspricht $\Delta K_{\text{nom}} = \Delta K_{\text{th,nom}}$ bzw. $\Delta K = \Delta K_0$ der Erfüllung der Nichtfortschrittsbedingung. Im zweiten Fall ist der Riss stets vollständig geöffnet, womit $\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K_{\text{nom}}$ gilt. In beiden Fällen kommt es durch Erfüllung der Bedingung $\Delta K_{\text{eff}} \leq \Delta K_{\text{th,eff}}$ zum Rissstillstand.

Die möglichen Ursachen des Risschließeffekts sind in Abbildung 2.5 schematisch dargestellt. Es wird zwischen plastizitäts-, rauheits-, oxid- bzw. abriebs- und fluidinduziertem Risschließen unterschieden. Ferner ist Risschließen durch Phasenumwandlungen sowie

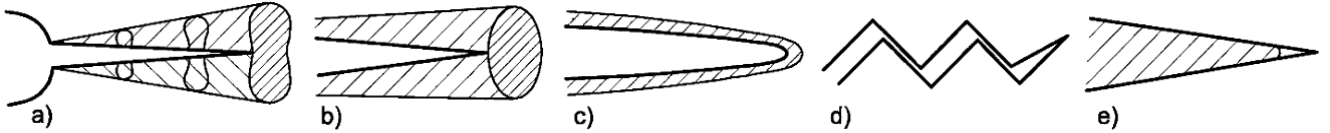


Abbildung 2.5: Ursachen des Risschließens: a) Plastizität; b) Phasenumwandlung; c) Oxidbildung; d) Bruchflächenrauheit; e) Fluidkeil (aus [6])

durch Eigenspannungsfelder möglich [6, 43, 48]. Im Folgenden wird auf die Auswirkungen von Plastizität, Rauheit und Eigenspannungen näher eingegangen.

Plastisch induziertes Risschließen bedeutet, dass Rissuferkontakt bei $K_{cl} > K_{min}$ durch vorausgegangene Risspitzenplastizierung herbeigeführt wird. Der Effekt wird durch duktile Werkstoffe begünstigt [43]. Für seine Ausprägung sind die im ESZ und EDZ gebildeten plastischen Zonen aufgrund der jeweils wirksamen Schubspannungen bzw. Gestaltänderungsenergien maßgeblich [44]. Ausgehend von Gleichung 2.1 lassen sich die Hauptschubspannungen im ESZ zu

$$\begin{pmatrix} \tau_1(r, \theta) \\ \tau_2(r, \theta) \\ \tau_3(r, \theta) \end{pmatrix} = \frac{K_I}{2\sqrt{2\pi r}} \begin{pmatrix} \cos \frac{\theta}{2} [1 - \sin \frac{\theta}{2}] \\ \cos \frac{\theta}{2} [1 + \sin \frac{\theta}{2}] \\ \sin \theta \end{pmatrix} \quad (2.15)$$

und im EDZ zu

$$\begin{pmatrix} \tau_1(r, \theta) \\ \tau_2(r, \theta) \\ \tau_3(r, \theta) \end{pmatrix} = \frac{K_I}{2\sqrt{2\pi r}} \begin{pmatrix} \cos \frac{\theta}{2} [1 - \sin \frac{\theta}{2} - 2\nu] \\ \cos \frac{\theta}{2} [1 + \sin \frac{\theta}{2} - 2\nu] \\ \sin \theta \end{pmatrix} \quad (2.16)$$

berechnen. Im ESZ ist somit $\tau_{max} = \tau_2$ und im EDZ $\tau_{max} = \max\{\tau_2, \tau_3\}$ die größte wirksame Schubspannung. Die im EDZ getroffene Fallunterscheidung ist von ν abhängig. Für $\nu = 0,29$, gültig für Inconel 718 bei Raumtemperatur [49], ergibt sich beispielsweise $\tau_{max} = \tau_2$ für $\theta < 50^\circ$ und $\tau_{max} = \tau_3$ für $\theta > 50^\circ$. Abbildung 2.6 zeigt die Wirkebenen der Hauptschubspannungen τ_2 (um 45° zur Oberfläche geneigt) und τ_3 (senkrecht zur Oberfläche). Im ESZ wird plastisch induziertes Risschließen durch den Einzug von Material in die Prozesszone entsprechend der Wirkungsrichtung von τ_2 unter 45° hervorgerufen. Infolgedessen kommt es zur Ausbildung eines „Keils“ bzw. zur „Aufdickung“ der Rissflanken. Im EDZ ist per Definition kein plastisches Fließen senkrecht zur Betrachtungsebene möglich. Aufgrund der

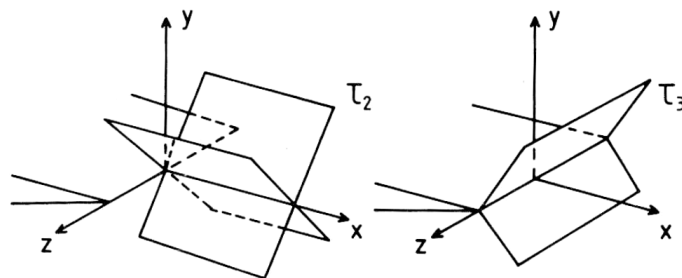


Abbildung 2.6: Wirkebenen der Hauptschubspannungen τ_2 und τ_3 (aus [24])

Volumenkonstanz der plastischen Deformation führt daher im EDZ ein anderer Mechanismus zum Riss schließen [44, 50]. Die Keilwirkung infolge Plastizität existiert hier nur lokal an der Riss spitze. Maßgeblich hierfür ist nach [50] materielle Rotation im Nachlauf der Riss spitze, die versetzungsmechanisch als Folge des örtlichen Spannungszustands erklärt werden kann. Infolgedessen kommt es lokalisiert zu einem zur Riss spitze gerichteten Materialtransport innerhalb der Betrachtungsebene.

Auch experimentell wurde Riss schließen im Inneren dicker (24 mm) Kompaktzugproben (CT) aus einem Baustahl nachgewiesen [51]. Das Lastverhältnis betrug $R_{\text{nom}} = 0,05$. Ob dabei ein echter EDZ vorlag, ist nach [25] jedoch fraglich. Nach der Auffassung von [11] handelt es sich bei plastisch induziertem Riss schließen aufgrund der bestehenden Wechselwirkung mit der Riss spitzenplastizität um kombinierte Kontakt- und Gebietslastabschirmung.

Rauheitsinduziertes Riss schließen ist ein Kontaktlastabschirmungseffekt und beruht auf der Lastübertragung durch Rauheitsspitzen. Bedingt durch asymmetrische plastische Deformation infolge lokaler Anisotropie und Inhomogenität kommt es zu einem horizontalen Versatz der Trennflächen, sodass Rissuferkontakt möglich wird [44]. Besonders ausgeprägt ist der Effekt bei kristallographischem Risswachstum, niedrigen Lastverhältnissen und bei Belastungen im Schwellenwertbereich [11]. Auch Verzögerungseffekte im Inneren dicker Proben (EDZ) werden teilweise auf rauheitsinduziertes Riss schließen zurückgeführt [52]. Rechnerisch konnte gezeigt werden, dass bereits 10 aufeinandertreffende Rauheitsspitzen ausreichend sind, um ca. 70 % der Lastabschirmungsintensität zu erreichen [44].

Bei den Auswirkungen makroskopischer Eigenspannungen wird zwischen Gebiets- und kombinierter Gebiets- und Kontaktlastabschirmung unterschieden.

Ein in einem metallischen Werkstoff unter äußerlicher Wechsel- oder Zugschwellbelastung fortschreitender Riss bildet in der Prozesszone vor der Riss spitze infolge inhomogener Plastizierungsvorgänge immer Druckeigenspannungen aus [24, 35, 41, 53]. In Abbildung 2.7 ist hierzu die kontinuumsbasierte Vorstellung nach [35] zur Abschätzung der Größe der zyklischen plastischen Zone r_{pl}^* und der resultierenden Eigenspannungsverteilung bei Annahme elastisch - ideal plastischen Werkstoffverhaltens dargestellt. Die Eigenspannungen

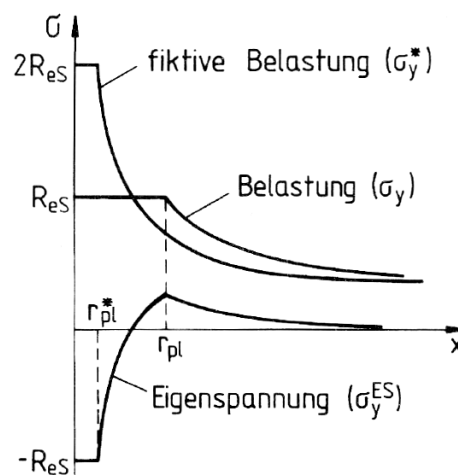


Abbildung 2.7: Modell zur Ausbildung riss spitzennaher Eigenspannungen [35] (aus [24])

$\sigma_{y,rs} \equiv \sigma_y^{\text{ES}}$ lassen sich gemäß

$$\sigma_{y,rs} = \sigma_y - \sigma_y^* \quad (2.17)$$

ermitteln, wobei σ_y^* die unter Berücksichtigung der Bedingung $|\sigma_{y,rs}| < R_{\text{eS}}$ berechnete fiktive Spannung bezeichnet und der Verlauf der wahren Spannung, σ_y , nach Gleichung 2.4 abgeschätzt wird [29]. Direkt vor der Risspitze werden Druckeigenspannungen gebildet, die zwischen r_{pl}^* und r_{pl} zu Zugeigenspannungen wechseln. Dieser Sachverhalt ist experimentell bestätigt [24, 41, 53]. Rissspitzennahe Eigenspannungen unterliegen einer direkten Wechselwirkung mit plastisch induziertem Risssschließen und haben bei mehrstufiger Beanspruchung sowie Überlasten große Bedeutung [24, 41, 54, 55].

Durchschreitet der Riss ein makroskopisches Druckeigenspannungsfeld, so muss bei dessen Auswirkung zwischen Risssschließen und Risssschließfreiheit unterschieden werden. Bleibt der Riss vollständig geöffnet, so liegt reine Gebietslastabschirmung vor. Die Auswirkung der Eigenspannungen kann dabei durch die „Eigenspannungsintensität“ K_{rs} ausgedrückt werden. Die direkte additive Überlagerung mit den nominellen Spannungsintensitäten K_{nom} ist nach dem elastischen Superpositionsprinzip möglich. Dabei gilt

$$\Delta K_{\text{eff}} = (K_{\text{max}} + K_{\text{rs}}) - (K_{\text{min}} + K_{\text{rs}}) = \Delta K_{\text{nom}}, \quad (2.18)$$

womit die zyklische Spannungsintensität ΔK_{nom} wirksam bleibt. Es ändert sich jedoch das an der Risspitze wirksame Lastverhältnis, R_{eff} [48, 56]:

$$R_{\text{eff}} = \frac{K_{\text{min}} + K_{\text{rs}}}{K_{\text{max}} + K_{\text{rs}}} \neq R_{\text{nom}}. \quad (2.19)$$

Durch Druckeigenspannungen hervorgerufene Eigenspannungsintensitäten K_{rs} haben ein negatives Vorzeichen, was gemäß der Definition von K streng genommen nicht möglich ist. Physikalisch existieren sie nur bei geöffneten Rissen bzw. positiven Gesamtspannungsintensitäten $K_{\text{tot}} = K_{\text{rs}} + K_{\text{nom}}$ [48]. Für ihre Berechnung werden meist Gewichtsfunktionen [20, 21, 27] verwendet. Eine Gewichtsfunktion $m(x, a)$ wird dabei für einen Körper mit einer bestimmten Geometrie aus einem bekannten Lastfall A gemäß

$$m(x, a) = \frac{E^*}{2K^A} \cdot \frac{\partial v^A(x, a)}{\partial a} \quad (2.20)$$

bestimmt [27]. Hierbei bezeichnet $v^A(x, a)$ die Vertikalverschiebung der Rissufer im Lastfall A . Im ESZ ist $E^* = E$ und im EDZ $E^* = \frac{E}{1-\nu^2}$. Für einen Lastfall B an der gleichen Geometrie wird die Spannungsintensität K^B als Produktintegral der senkrecht zum Riss wirksamen Spannung $\sigma^B(x)$ (z.B. ein Eigenspannungsprofil $\sigma_{\text{rs}}(x)$) und der vom Lastfall unabhängigen Gewichtsfunktion $m(x, a)$ gemäß

$$K^B = \int_a \sigma^B(x) \cdot m(x, a) dx \quad (2.21)$$

berechnet [27]. Als Alternative besteht die Möglichkeit, K_{rs} direkt mittels Finite-Elemente-Simulationen zu bestimmen [48, 57]. Außerdem existieren Ansätze, bei denen Eigenspannun-

gen in stark vereinfachender Weise direkt bei der Berechnung der Gesamtspannungsintensität K_{tot} berücksichtigt werden [9]:

$$K_{\text{tot}} = (\sigma_{\text{nom}} + \sigma_{\text{rs}}) \sqrt{\pi a} Y(a). \quad (2.22)$$

Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass nach Risswachstum durch ein Druckeigenstressfeld auch Druckspannungen auf den Rissflanken vorliegen. Bei Durchschreiten eines Zugeigenstressfelds ist dies nicht der Fall [24, 53]. Folglich existiert auch eigenstressinduziertes Riss schließen, was wiederum kombinierter Gebiets- und Kontaktlastabschirmung gleichkommt. Abbildung 2.8 zeigt schematisch Rissprofile beim Durchlaufen von Eigenstressfeldern unter Berücksichtigung des Riss schließens [48]. Im exemplarischen Fall kommt es durch Zugeigenstressungen (a) zum vollständigen Öffnen und durch Druckeigenstressungen (c) zum vollständigen Schließen des Risses. Das Durchlaufen eines Vorzeichenwechsels der Eigenstressungen ist in (b) dargestellt, was partielles Riss schließen bewirken kann. Die jeweiligen Verhältnisse sind von Werkstoff, Probenabmaßen, Risslänge und Lastverhältnis abhängig, was von [24] durch experimentelle Untersuchungen an in makroskopischen Eigenstressfeldern ausgebildeten plastischen Zonen belegt wurde.

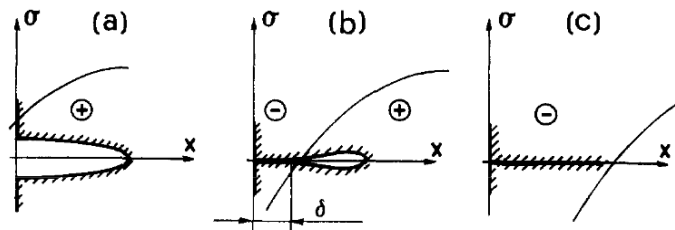


Abbildung 2.8: Rissprofil in Eigenstressfeldern; a) vollständiges Rissöffnen; b) partielles Riss schließen; c) vollständiges Riss schließen [48]

Im Rahmen des Superpositionsprinzips wird potentiell Riss schließen meist gemäß

$$\Delta K_{\text{eff}} = (K_{\text{max}} + K_{\text{rs}}) - \max\{K_{\text{min}} + K_{\text{rs}}, 0\} \quad (2.23)$$

Rechnung getragen [48]. Ist $K_{\text{min}} + K_{\text{rs}} < 0$, gilt $R_{\text{eff}} = 0$ und $\Delta K_{\text{eff}} \neq \Delta K_{\text{nom}}$ [48, 56]. Überlagerte Einflüsse durch plastizitäts- und rauheitsinduziertes Riss schließen werden dabei jedoch nicht in Betracht gezogen.

Ohne das Verständnis des Riss schließen im Kontext der Lastabschirmung lassen sich Retardationseffekte bei der Rissausbreitung meist nicht zufriedenstellend begründen. So wurde der Riss schließeffekt Gegenstand kontroverser Diskussionen. Verschiedene Autoren [7, 34, 58, 59] postulierten eine untergeordnete bzw. nicht existente Bedeutung des Riss schließen für die Ermüdungsrissausbreitung. Zwar ist das stets angeführte Argument, die Schädigung finde vor der Riss spitze und nicht an den Rissflanken statt, korrekt. Jedoch sind die Ursachen des Riss schließen bzw. der Lastabschirmung zum heutigen Kenntnisstand physikalisch belegt [11, 43, 44] und die Existenz experimentell abgesichert [45, 51, 60, 61].

2.1.2.2 Modellierung der Rissausbreitung auf Basis von Effektivgrößen

Werden Rissausbreitungsraten wie in den Gleichungen 2.8 und 2.9 abhängig von nominellen Beanspruchungsgrößen betrachtet, so sind vereinheitlichende Darstellungen $\frac{da}{dN}(\Delta K_{\text{nom}})$ im Allgemeinen nur unter Einbezug von R_{nom} und anderen Größen möglich. Das Ziel der Modellierung auf Basis von Effektivgrößen ($\Delta K_{\text{eff}}; R_{\text{eff}}$) ist die einheitliche Beschreibung von $\frac{da}{dN}$, sodass die Triebkräfte der Rissausbreitung nicht nur von äußerlichen Belastungen, sondern auch vom gegenwärtigen Lastabschirmungszustand abhängig sind [6, 62]. Hierfür müssen die Effektivgrößen stets bekannt sein. Zur Ermittlung von ΔK_{eff} stehen in der Literatur Formeln zur Verfügung. So gilt bei Annahme der Gültigkeit von Gleichung 2.12 für Al2024-T3 beispielsweise die Abhängigkeit $\Delta K_{\text{eff}}(\Delta K_{\text{nom}}, R_{\text{nom}})$ [63]:

$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K_{\text{nom}} \cdot (0,55 + 0,33R_{\text{nom}} + 0,12R_{\text{nom}}^2); \quad R_{\text{nom}} \in [-1; 1]. \quad (2.24)$$

Da nach [64] jedoch eine weiter gefasste Abhängigkeit $\Delta K_{\text{eff}}(\Delta K_{\text{nom}}, R_{\text{nom}}, a)$ infolge der Dominanz jeweils unterschiedlicher Lastabschirmungseffekte zutrifft, liegt die experimentelle Erfassung der Effektivgrößen nahe. Dies ist Gegenstand von Abschnitt 2.1.2.3. Zur Korrelation von $\frac{da}{dN}$ mit ΔK_{eff} wurde von [45] analog zu Gleichung 2.6 der Ansatz

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K_{\text{eff}})^m \quad (2.25)$$

angegeben. Auch eine ursprünglich auf mehrstufige Belastung angewandte Modifikation von Gleichung 2.9 existiert [40]:

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot \frac{(\Delta K_{\text{eff}})^m}{(1 - R_{\text{eff}})(K_c - K_{\text{max}})}. \quad (2.26)$$

In der Literatur finden sich zahlreiche Weiterentwicklungen und Modifikationen [40, 65]. Grundlage ist der Risssschließansatz, der die Gültigkeit von Gleichung 2.12 voraussetzt.

Die Auswirkung makroskopischer Druckeigenstressungen auf die Rissausbreitung wird oft mit dem Superpositionsansatz ohne Bezugnahme auf Risssschließeffekte bewertet [9, 27, 66]. So wandte [66] eine Modifikation von Gleichung 2.9 gemäß

$$\frac{da}{dN} = \begin{cases} C' \cdot \frac{(K_{\text{max}} + q \cdot K_{\text{rs}})^m}{K_c - (K_{\text{max}} + q \cdot K_{\text{rs}})} & \text{wenn } K_{\text{min}} + q \cdot K_{\text{rs}} < 0 \\ C' \cdot \frac{(\Delta K_{\text{nom}})^m}{(1 - R_{\text{eff}})(K_c - K_{\text{max}})} & \text{wenn } K_{\text{min}} + q \cdot K_{\text{rs}} > 0 \end{cases} \quad (2.27)$$

auf ein weitreichendes Druckeigenstressungsfeld an, wobei R_{eff} nach

$$R_{\text{eff}} = \frac{K_{\text{min}} + q \cdot K_{\text{rs}}}{K_{\text{max}} + q \cdot K_{\text{rs}}} \quad (2.28)$$

berechnet wurde. Der Parameter $q = 0,475$ wurde dabei empirisch bestimmt.

Der Superpositionsansatz kann bei Risssschließen nur vereinfacht nach Gleichung 2.23 angewandt werden. Da die wahren Werte von K_{op} unbekannt bleiben, können ΔK_{eff} und R_{eff} nicht sicher erfasst werden [48, 67]. Problematisch ist auch, dass durch transiente

Eigenspannungsumlagerungs- und -relaxationseffekte während der Anrissbildung und des Risswachstums die für die Superposition relevanten Eigenspannungsverläufe unklar bleiben [67, 68]. Infolgedessen sind Lebensdauervorhersagen auf Basis des Superpositionsansatzes teils nicht-konservativ [67, 69, 70], weshalb auch bei der Rissausbreitung in Eigenspannungsfeldern die Kenntnis des Rissöffnungs- und -schließverhaltens von Vorteil ist. Experimentell wurde von [24] an zwei Stählen ein eindeutiger Zusammenhang zwischen den vorliegenden Risspitzen- und Rissflankeneigenspannungen und den angetroffenen Rissausbreitungsraten festgestellt. Auch neuere Untersuchungen [70, 71, 72] zeigen, dass die Berücksichtigung des Rissschließens im Eigenspannungsfeld zu vergleichsweise guten Lebensdauervorhersagen führt. Wichtig ist hierfür jedoch, dass K_{op} sicher bestimmt werden kann [44].

2.1.2.3 Experimentelle Bestimmung von Rissöffnungs- und -schließlasten

Rissöffnungs- und -schließintensitäten K_{op} und K_{cl} werden anhand der experimentellen Ermittlung von Rissöffnungs- und -schließlasten F_{op} und F_{cl} bestimmt [60, 62]. Hierfür stehen verschiedene Messverfahren zur Verfügung. Meist wird der Risschließeffekt anhand des lastabhängigen Verlaufs der globalen oder lokalen Probensteifigkeit erfasst [60, 73, 74, 75, 76]. Dies ist in Abbildung 2.9 (links) dargestellt. Charakteristisch ist, dass das Rissöffnen (-schließen) einen Steifigkeitsabfall (-anstieg) in der Probe bewirkt, was sich durch einen „Knick“ im Last-Verschiebungs-Verlauf ausdrückt [60]. Häufig werden Rissöffnungsaufnehmer („clip gauges“) zur Ermittlung der globalen Steifigkeit und Dehnmessstreifen (DMS) für lokale Messungen der Steifigkeit der rissbehafteten Struktur verwendet. DMS werden auf Probenseitenflächen (nah an den Rissflanken oder vor der Risspitze) oder auf der Probenrückseite als „back face strain gauges“ appliziert. Da Rissöffnen und -schließen in den Steifigkeitsverläufen meist nicht scharf erkennbar ist, werden F_{op} und F_{cl} z.B. durch Extrapolation ermittelt (siehe Abbildung 2.9 (links)). ASTM-Richtlinie E647 [77] empfiehlt alternativ die Ermittlung anhand eines definierten Steifigkeitsoffsets.

Auch mit Hilfe des Gleichstrompotentialsondenverfahrens („direct current potential drop method“, DCPD) kann Rissöffnen und -schließen detektiert werden [61, 78, 79, 80, 81].

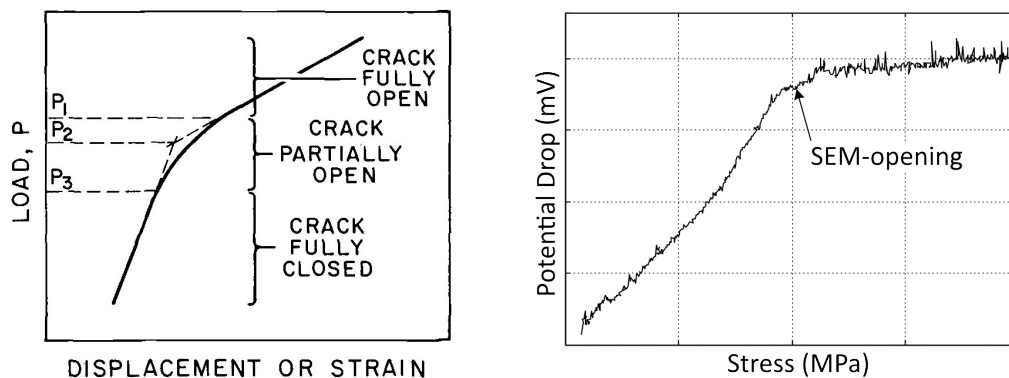


Abbildung 2.9: Experimentelle Erfassung des Risschließeffekts; links: Steifigkeitsänderung im Last-Verschiebungs-Verlauf, schematisch [60]; rechts: Verlauf der Potentialsondenschaltung und mittels REM ermittelte Rissöffnungslast [61]

Dabei wird ein konstanter elektrischer Strom durch die Probe geleitet und die Änderung der über den Riss abfallenden elektrischen Spannung bei Rissuferkontakt sowie -ablösung zur Ermittlung von F_{op} und F_{cl} genutzt. Der charakteristische Verlauf der Potentialsondenspannung über der Last ist exemplarisch in Abbildung 2.9 (rechts) dargestellt [61]. Dabei kommt es mit zunehmender Versuchslast zu einer „Plateaubildung“ [61, 80], die Ausdruck der Rissöffnung ist. Dies konnte von [61] mit einem Validierungsversuch im Rasterelektronenmikroskop (REM bzw. SEM) nachgewiesen werden. Die beobachtete Spannungsänderung bei Rissöffnung ist im Vakuum deutlich höher als an Laborluft, was auf isolierende Oxidschichten zurückgeführt wird [51, 79]. Für Rissöffnungs- und -schließversuche stehen außerdem optische Messverfahren [79] zur Verfügung, die in neueren Untersuchungen mit digitaler Bildkorrelation (DIC) kombiniert werden [82, 83]. Außerdem wurden Messungen z.B. mit Replikatechniken [84], Laserinterferometrie [85], Wirbelströmen [86], akustischer Emission [87], Piezoelektrizität [88] und Barkhausenrauschen [89] vorgenommen.

Durch die Vielzahl der Mess- und Auswertemethoden ist die experimentelle Bestimmung von Rissöffnungs- und -schließlasten mit erheblichen Unsicherheiten verbunden [43, 44, 60, 62]. Messergebnisse können nur dann sinnvoll bewertet werden, wenn genau spezifiziert ist, wie sie erhalten wurden. So ist den optischen Verfahren inhärent, dass ausschließlich das Verhalten an der Oberfläche erfasst wird. Messungen mit dem DCPD-Verfahren erfassen hingegen auch das Probeninnere [78, 81]. Vergleichende Messungen mit dem DCPD-Verfahren und auf Basis der Probensteifigkeit liefern teils übereinstimmende Werte von F_{op} bzw. F_{cl} [78], jedoch liegen auch Berichte über signifikante Unterschiede vor [51, 61, 79, 80]. Dabei werden mit dem DCPD-Verfahren gleiche oder höhere F_{op} bzw. F_{cl} als mit steifigkeitsbasierten Messtechniken ermittelt, was von [80] auf mögliche Verhakungen („hooks“) der Rissufer zurückgeführt wird. Auch bei partiellem Rissöffnen fließt noch elektrischer Strom über die Rissflanken, was bei Messungen im Hochvakuum starke Auswirkungen hat. Problematisch bei steifigkeitsbasierten Messverfahren ist hingegen, dass die Ergebnisse vom erfassten Probenbereich abhängen [51, 73, 76]. So werden durch riss-spitzennahe Messungen per DMS höhere Werte von F_{op} bzw. F_{cl} als bei globalen Messungen ermittelt [73, 76] bzw. Riss schließen unter Umständen überhaupt erst detektiert [73]. Bei Vergleichen zwischen DCPD-Verfahren und REM [61] bzw. DCPD- und DIC-Verfahren [81] wurden hingegen übereinstimmende Ergebnisse gefunden.

2.1.3 Ausbreitungs- und Öffnungsverhalten physikalisch kurzer Risse

Kurze Risse zeigen phänomenologisch ein anderes Ausbreitungsverhalten als lange Risse. Charakteristisch ist, dass sie unterhalb des an Langrissen bestimmten Schwellenwerts noch wachstumsfähig sind [32]. Mit zunehmender Größe wird wie folgt unterteilt [32, 44, 90]:

- **Mikrostrukturell kurz:** Die Rissgröße ist vergleichbar mit mikrostrukturellen Abmessungen wie der Korngröße. Die Wechselwirkung zwischen Riss und Mikrostruktur ist groß. Der Riss breitet sich zunächst vorwiegend in Rissöffnungsmodus II, und nach Durchschreiten weniger Körner in Rissöffnungsmodus I aus.
- **Mechanisch kurz:** Die Rissgröße beträgt ca. $3 \sim 17$ Körner [85] und ist vergleichbar mit der Größe der plastischen Zone, deren elastisch-plastische Vorgänge die Rissaus-

breitung steuern. Damit ist die betrachtete Rissgröße stark von Werkstofffestigkeit und Mikrostruktur abhängig. Der Mikrostruktureinfluss klingt ab einer Rissgröße von ca. 8 Körnern weitgehend ab [91].

- **Physikalisch kurz:** Der Riss ist um ein Vielfaches größer als die mikrostrukturellen Abmessungen und die plastische Zone, aber mit $0,5 \sim 2$ mm physikalisch klein.
- **Chemisch kurz:** Der Riss verhält sich in aggressiven Umgebungsmedien infolge abweichenden chemischen Stofftransports anders als ein Langriss.

Bei physikalisch (und chemisch) kurzen Rissen sind durch die schwach ausgeprägte Wechselwirkung mit der Mikrostruktur und der Erfüllbarkeit des Kleinbereichsfließens bereits die notwendigen Voraussetzungen zur Anwendbarkeit des K -Konzepts geschaffen [12, 32]. Physikalisch kurze Risse grenzen sich jedoch im Ausbreitungsverhalten von Langrissen ab, da die dort angetroffenen Lastabschirmungsmechanismen noch nicht ausgeprägt sind [11, 44]. Den Widerstand gegen Rissausbreitung bewirken hauptsächlich intrinsische Mechanismen. So fand [92] bei Lang- und Kurzzrissexperimenten an der Nickelbasissuperlegierung Astroloy voll ausgeprägtes Riss schließen erst ab Risslängen von ca. 1 mm. In Vergleichsversuchen an niedriglegiertem Stahl, Al2024-T351 und Gusseisen stellte [93] eine Abhängigkeit dieser Entwicklung vom Werkstoff fest.

Das gegenüber Langrissen abweichende Verhalten von (physikalisch) kurzen Rissen findet Ausdruck in höheren Ausbreitungsraten infolge nicht ausgeprägter Lastabschirmung, aber auch in einem risslängenabhängigen Schwellenwertkriterium. In Abbildung 2.10 (links) ist die Entwicklung der Schwingweite der nominellen Schwellenwertspannung $\Delta\sigma_{th} \equiv \Delta\sigma_{th,nom}$ bei konstantem R_{nom} über der Risslänge („Kitagawa-Diagramm“ [94]) in der um mikrostrukturelle Einflüsse erweiterten Darstellung [95] gezeigt. Im Bereich des Langrisswachstums ($a > l$) gilt $\Delta\sigma_{th,nom} \sim \frac{1}{\sqrt{a}}$, was den Verlauf des makroskopischen Schwellenwerts $\Delta K_{th,nom}$ wiedergibt. Zunehmende Abweichungen hiervon sind durch die abnehmende Ausprägung von Lastabschirmungsmechanismen mit abnehmender Risslänge im Bereich physikalisch kurzer Risse ($d < a < l$) zu finden. Im Bereich mikrostrukturell kurzer Risse ($a < d$) ist $\Delta\sigma_{th,nom}$ durch Barrieren wie Korngrenzen gegeben. Die Größe d kennzeichnet das wirksamste mikrostrukturelle Hindernis, z.B. eine Korngrenze [96]. Stets ist $\Delta\sigma_{th,nom}$ sehr viel kleiner, als dies das Langrisswachstum mit dem Verlauf von $\Delta K_{th,nom}$ erwarten ließe.

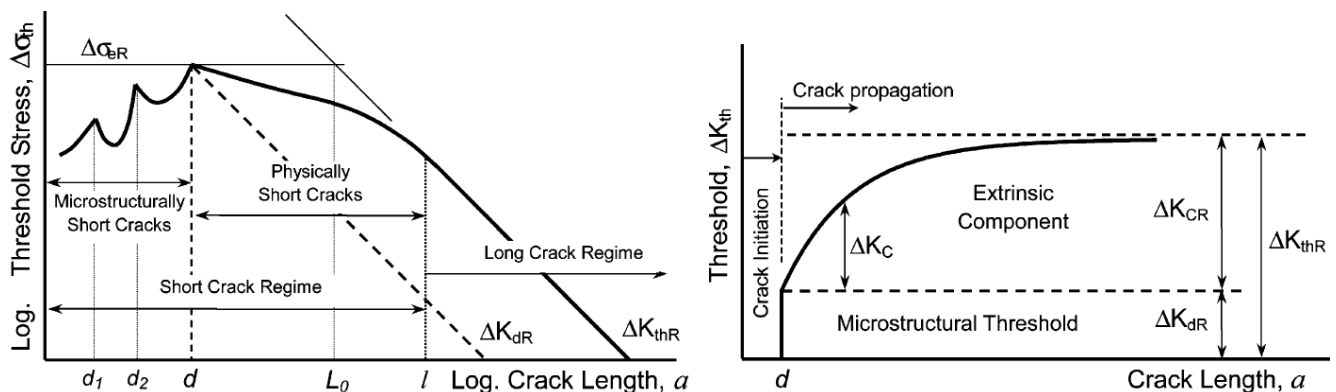


Abbildung 2.10: Kitagawa-Diagramm (links) und Schwellenwertverhalten langer und kurzer Risse (rechts); aus [96]

Abbildung 2.10 (rechts) zeigt die Entwicklung des Schwellenwerts mit der Risslänge für $a > d$ [96]. Der beim Langriss vorliegende Schwellenwert $\Delta K_{\text{th,nom}} \equiv \Delta K_{\text{thR}}$ setzt sich aus dem Effektivschwellenwert $\Delta K_{\text{th,eff}} \equiv \Delta K_{\text{dR}}$ und dem mit abnehmender Risslänge abnehmenden Anteil ΔK_{CR} durch Lastabschirmungseffekte zusammen.

Aus Abbildung 2.10 gehen auch die Grenzen der Anwendung der LEBM bzw. des K -Konzepts hervor. In zähen Werkstoffen, wie etwa normalisierten Stählen, sind Kurzrisse oft nur durch starke Plastizierung des Materials wachstumsfähig [97]. Daher wird die Kurzrisausbreitung oft mit Methoden der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM), etwa dem effektiven zyklischen J -Integral ΔJ_{eff} beschrieben [6, 98], wozu eine Reihe von Arbeiten durchgeführt wurde (siehe z.B. [6]). Untersuchungen von [99, 100] zur Ausbreitung physikalisch kurzer Risse auf Basis von ΔJ_{eff} und ΔK_{eff} an Inconel 718 zeigten eine erfolgreiche Modellbildung auf Basis beider Belastungskenngrößen. Maßgeblich ist jedoch, dass die Bedingungen des Kleinbereichsfließens noch näherungsweise eingehalten werden.

Die risslängenabhängigen Entwicklungen von $\Delta K_{\text{th,nom}}$ und K_{op} wurden in der Literatur vielfach untersucht [93, 96, 101, 102]. Öffnungs- und Schließversuche an physikalisch kurzen Rissen sind jedoch im Allgemeinen mit großen Herausforderungen verbunden. So wurde von einigen Autoren [102, 103] festgestellt, dass eine hinreichende Sensitivität mit steifigkeitsbasierten Verfahren nur bei Messungen direkt an der Risspitze gegeben ist. Auf diese Weise konnten Rissöffnungsmessungen ab einer Risslänge von ca. 0,4 mm durchgeführt werden. Allerdings hängen die Ergebnisse hier, wie in Abschnitt 2.1.2.3 beschrieben, typischerweise vom Ort der Messung ab und sind daher schwierig zu interpretieren. [85] verwendete ein laserinterferometrisches Verfahren zur Messung der Rissöffnung an mikrostrukturell kurzen Rissen. Auch durch in-situ Öffnungsversuche im REM [101] konnten sehr kurze Risse beobachtet werden. Allerdings sind derartige Messverfahren aufwendig und auf die Oberfläche beschränkt. Das Gleichstrompotentialsondenverfahren wurde von [104] auf Kurzrissöffnungsmessungen ab Risslängen von ca. 0,6 mm angewandt.

2.1.4 Ausbreitungs- und Öffnungsverhalten von Oberflächenanrissen

In der technischen Praxis werden häufig Oberflächenanrisse mit näherungsweise halb elliptischer Kontur angetroffen [6, 105], deren Kenngrößen in Abbildung 2.11 dargestellt sind. Der Riss ist durch die Oberflächenlänge $2c$ und die Tiefe a gekennzeichnet. Das Verhältnis $\frac{a}{c}$ wird als Rissabmessungs- bzw. Aspektverhältnis bezeichnet. Alle Punkte auf der Rissfront lassen sich durch a , c und die Winkelkoordinate ϕ beschreiben.

Für jeden Punkt auf der Rissfront lässt sich die örtliche Spannungsintensität $K_{\text{nom}}(a, c, \phi)$ angeben [105]. Hierfür stehen analytische Berechnungsformeln [106, 108] und Gewichtsfunktionen [109, 110] zur Verfügung, deren Gültigkeit auf bestimmte Rissabmessungen beschränkt ist, z.B. gegenüber der Strukturbreite $2b$ gemäß $\frac{2c}{2b} < 0,5$ [106]. Die halb elliptische Form ist eine Annäherung, von der in der Realität mehr oder weniger stark abgewichen wird. Durch Finite-Elemente-Rechnungen konnte von [111] aber nachgewiesen werden, dass die unter Zugbeanspruchung bei realen und bei halb elliptisch angenäherten Rissfronten ermittelten $K_{\text{nom}}(a, c, \phi)$ nur gering ($< 5\%$) voneinander abweichen. Unter Zugbeanspruchung werden die höchsten Werte von K_{nom} in der Rissmitte gefunden [6]. Unter Biegebeanspruchung ist dieser Ort vom Aspektverhältnis abhängig [112].

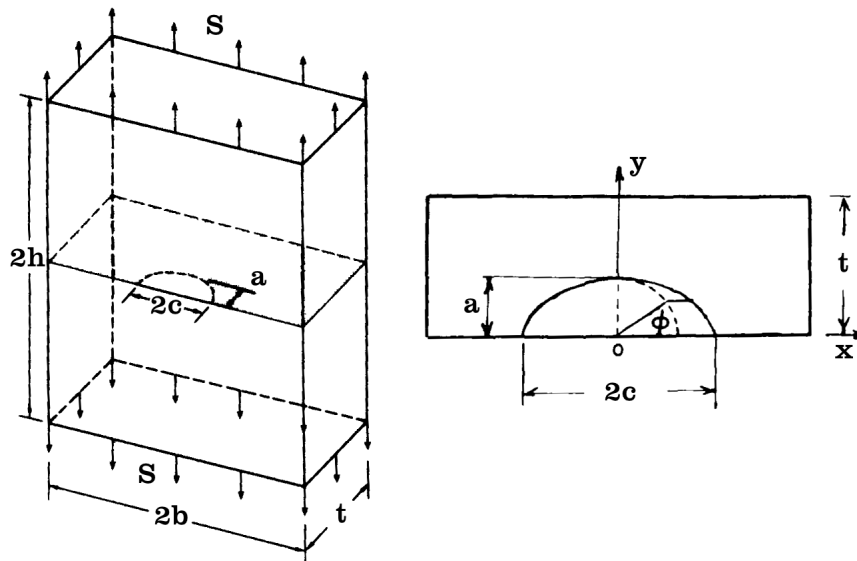


Abbildung 2.11: Kenngrößen des halbelliptischen Oberflächenanrisses (aus [106, 107])

Die Beschreibung des Wachstums von Oberflächenanrissen ist komplex. Das Aspektverhältnis verändert sich während der Rissausbreitung, weshalb eine Wechselwirkung mit der richtungsabhängigen Ausbreitungsrate besteht [107, 112]. Durch analytische [107] und numerische [112] Studien an Rissen in isotropen Platten unter Zug- und Biegebeanspruchung wurde nachgewiesen, dass es jeweils eine bevorzugte Aspektverhältnisentwicklung gibt. Experimentell wird bei hinreichend kleinen Rissabmessungen ($\frac{c}{b} < 0,5$) und unter Zugbeanspruchung die Annäherung an den Wert $\frac{a}{c} = 1$, also die Ausbildung eines halbkreisförmigen Risses, beobachtet [107, 113]. Konträr wurden in experimentellen [107] und numerischen [112] Studien bei Biegebelastung breiter Platten ($2b \gg t$) ausgeprägte Maxima von $\frac{a}{c}$ gefunden, deren Charakteristika von Werkstoff und Ausgangsrissabmessungen abhängig sind. Die Aspektverhältnisentwicklung wird zusätzlich durch Werkstoffmikrostruktur, Umgebungsatmosphäre und Temperatur beeinflusst [114].

Das Risswachstum kann auf Basis beliebig vieler nomineller oder effektiver $\Delta K(a, c, \phi)$ ($n > 2$ Freiheitsgrade) entlang der Rissfront oder auf Basis von $\Delta K(a, c, 0^\circ)$ am Rissrand und $\Delta K(a, c, 90^\circ)$ in Rissmitte (2 Freiheitsgrade) beschrieben werden. Aufgrund der präferierten Risspfadentwicklung wurde dabei von [107] ein vernachlässigbarer Unterschied zwischen der Modellierung auf Basis von 21 und 2 Freiheitsgraden gefunden. Die Entwicklung von $\frac{a}{c}$ kann mit Hilfe numerischer Methoden zusammen mit der Rissausbreitung vorhergesagt oder aufgrund experimenteller Ergebnisse dem Rissausbreitungsmodell als Zwangsfunktion („forcing function“) zugrunde gelegt werden [6, 105]. Weiterhin existieren Mittelungsansätze („RMS-Ansatz“) [115], auf die nicht näher eingegangen werden soll.

Das Ausbreitungsverhalten halbelliptischer Oberflächenanrisse und durchgängiger Risse ist durch die Vielzahl verfügbarer Ansätze schwer vergleichbar [116]. Hierzu trägt auch bei, dass Lastabschirmungs- und Risssschließeffekte durch die zweidimensionale Rissform schwer zu beschreiben bzw. zu erfassen sind. Rissöffnungsmessungen an halbelliptischen Oberflächenanrissen wurden z.B. steifigkeitsbasiert durchgeführt [117, 118]. Zur Erfassung des Risssschließeffekts am Rissrand ($\phi = 0^\circ$) und in der Rissmitte ($\phi = 90^\circ$) wurden die Steifigkeitsverläufe an zwei [118] bzw. drei [117] Positionen lokal mittels DMS und

Rissöffnungsaufnehmern erfasst. Am Rissrand lagen höhere Rissöffnungslasten als in Rissmitte vor, was auf plastisch induziertes Risssschließen zurückgeführt wurde [117, 118].

Makroskopische Eigenspannungsfelder nehmen Einfluss auf die Rissausbreitungsraten und auf das Aspektverhältnis [39, 119, 120, 121, 122, 123]. So werden experimentell höhere $\frac{a}{c}$ gefunden, wenn es randnah infolge Druckeigenspannungen zu lokaler Lastabschirmung kommt [39, 122]. Auch die Ausprägung von ausgebauchten, ohrförmigen Rissfronten in Druckeigenspannungsfeldern wurde beobachtet [120, 121, 124]. Da hierdurch keine näherungsweise halbelliptischen Oberflächenrisse vorliegen, kommen andere Konzepte zu ihrer Bewertung zum Tragen. Auch Versuche zur absichtlichen Beeinflussung von $\frac{a}{c}$ durch randnahe Druckeigenspannungen wurden durchgeführt [122, 123]. Hierfür wurde auf die mechanische Oberflächenbehandlung durch Festwalzen [122] und Kugelstrahlen [123] zurückgegriffen.

2.2 Mechanische Oberflächenbehandlungen

Die im Rahmen dieser Arbeit angewandten mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren Kugelstrahlen, Festwalzen und Piezo Peening werden im Folgenden skizziert. Im Anschluss werden jeweils charakteristische Randschichtzustände dargestellt. Dabei soll vorwiegend Bezug auf Nickelbasislegierungen genommen werden.

2.2.1 Verfahren

2.2.1.1 Kugelstrahlen

Kugelstrahlen bezeichnet den Beschuss von Werkstückoberflächen mit Partikeln, die meist mit Schleuderrädern oder Druckluft beschleunigt wurden [1, 2]. Beim Aufprall kommt es zur Umsetzung eines Großteils der kinetischen Energie der Strahlpartikel („Strahlmittel“) in elastisch-plastische Verformungsarbeit in oberflächennahen Bereichen des Werkstücks („Strahlgut“). Die Aufprallverteilung auf dem Strahlgut ist statistisch. Als Strahlmittel werden üblicherweise Stahlguss, arrondiertes Drahtkorn, Keramikpartikel oder Glasperlen mit spezifischen Durchmessern zwischen 0,05 mm und 2,5 mm verwendet [1, 125].

Wird das Kugelstrahlen zur kontrollierten Randschichtverfestigung eingesetzt, wird es auch als Verfestigungsstrahlen bezeichnet [2]. Um die plastische Deformation des Strahlmittels zu minimieren, ist dieses mindestens so hart wie das Strahlgut zu wählen [1, 126]. Wichtige Parameter der Kugelstrahlbehandlung sind Strahlendruck, -abstand und -winkel, Massendurchsatz des Strahlmittels und Überdeckungsgrad [2]. Zur Charakterisierung der „Intensität“ einer Strahlbehandlung und zur Prozesskontrolle hat sich das von Almen (siehe [1]) vorgeschlagene Verfahren durchgesetzt. Dabei wird die Durchbiegung einseitig gestrahlter Streifen aus Federstahl gemessen. Für die Definition einer Kugelstrahlbehandlung ist die Vorgabe der Almenintensität, des Strahlmittels und des Überdeckungsgrades notwendig.

Neben zahlreichen weiteren Anwendungen wird das Kugelstrahlen im industriellen Maßstab an Turbinenscheiben, z.B. aus Inconel 718, eingesetzt. Hier werden die hochbeanspruchten, zeitfest ausgelegten „Tannenbaumfüße“ kugelgestrahlt [5, 127]. Die verwendete Almenintensität beträgt dabei typischerweise 0,1 ~ 0,2 mmA [127].

2.2.1.2 Festwalzen

Festwalzen bezeichnet die geführte Relativbewegung einer rotierenden Walze auf einem Werkstück. Durch die definierte, meist hydraulisch applizierte Walzkraft werden oberflächennahe Werkstückbereiche kontinuierlich und deterministisch elastisch-plastisch verformt. Als „Walzen“ dienen typischerweise Hartmetallkugeln oder -rollen [1, 2, 128].

Die wichtigsten Prozessparameter sind Anpressdruck, Walzengeometrie, Vorschubgeschwindigkeit, Überrollungsgrad und Bahnabstand bei Vorschubbewegung. Den letzten beiden Punkten kommt bei duktilen Werkstoffen eine große Rolle zu, da plastisches Fließen erst nach mehrfacher Überrollung („Shakedown“) gestoppt wird [129, 130].

Das Festwalzen wird im industriellen Maßstab zur Bearbeitung gekerbter, zylindrischer Bauteile wie Kurbelwellen und Achsen und generell an anrisskritischen Stellen wie Absätzen und Hohlkehlen eingesetzt [130]. Moderne Anwendungen finden sich auch bei fragilen Bauteilen wie Kompressor- und Turbinenschaufeln [128].

2.2.1.3 Maschinelles Oberflächenhämmern - Piezo Peening

Maschinelles Oberflächenhämmern bezeichnet die deterministische, elastisch-plastische Verformung von Werkstückoberflächen durch mittels verschiedener Wirkprinzipien beschleunigte Hammerköpfe [131]. Die Verfahren werden durch die Unterscheidung zwischen ständigem und periodischem Kontakt zwischen Hammerkopf und Werkstück klassifiziert [131]. Oft werden sphärische Hammerköpfe aus Hartmetall mit Durchmessern zwischen 2 und 20 mm verwendet [125, 132]. Wichtige Prozessparameter sind außerdem Hämmerfrequenz und Schlagenergie, Bahnabstand und Vorschubgeschwindigkeit [131]. Maschinelles Oberflächenhämmern wird industriell unter anderem zur Glättung und Strukturierung von Umformwerkzeugen [131, 133] eingesetzt.

Am IAM-WK des KIT wurde eigens ein als „Piezo Peening“ bezeichnetes, piezoelektrisch basiertes System entwickelt [132]. Hierbei werden pulsierende elektrische Spannungen mittels Piezokristallen direkt in mechanische Verformungen umgesetzt. Es handelt sich um ein Verfahren mit periodischem, durch das sogenannte „Tastverhältnis“ charakterisierten Kontakt. Piezo Peening wurde an vergütetem 42CrMo4 erfolgreich erprobt [132].

2.2.2 Randschichtzustände

Die mechanische Oberflächenbehandlung metallischer Bauteile ist mit der Beeinflussung einer Vielzahl von Randschichteigenschaften verbunden. So wurden von [134] potentielle Änderungen von Dichte und Porosität, Form und Verzug, Topographie, Makro- und Mikrospannungen sowie Phasenanteilen und Texturzustand benannt. Dies ist in Abbildung 2.12 schematisch anhand der Rauheit (R_t , R_a), Quer- und Längseigenstress ($\sigma_{rs,q} \equiv \sigma_q^{ES}$, $\sigma_{rs,l} \equiv \sigma_l^{ES}$), der röntgenographischen Halbwertsbreite (HWB) und der Mikrohärtigkeit (HV) dargestellt [8]. Im Folgenden werden Makrospannungs- und Kaltverfestigungszustände beschrieben, da sie die Ausbreitung physikalisch kurzer und langer Risse maßgeblich beeinflussen können [2, 9, 134, 135].

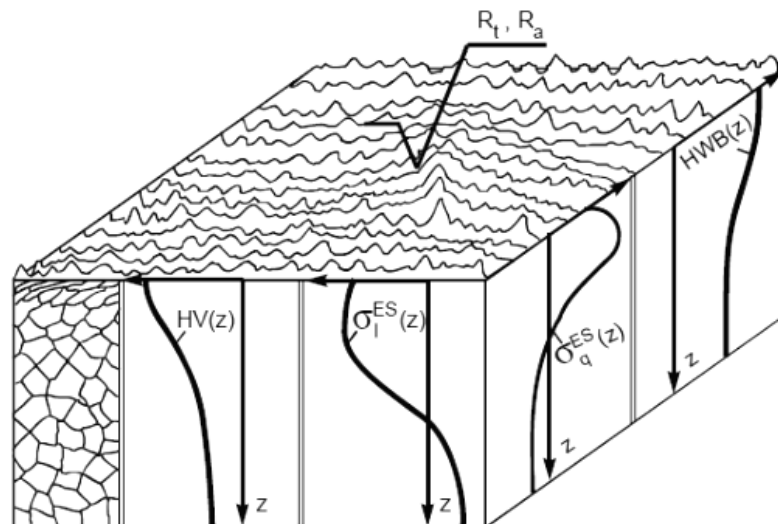


Abbildung 2.12: Kenngrößen des Randschichtzustands, schematisch [8]

2.2.2.1 Druckeigenstressungen

Druckeigenstressungen werden bei mechanischer Oberflächenbehandlung durch inhomogene elastisch-plastische Verformung oberflächennaher Bereiche induziert [8]. Das Einbringen von über größere Bauteilbereiche homogenen Eigenstressungen (Ordnung I) ist dabei untrennbar mit der Einbringung von Eigenstressungen der Ordnungen II (homogen innerhalb eines Kornes) und III (homogen über wenige Atomabstände) verbunden [136, 137, 138].

Beim Kugelstrahlen führen die beiden konkurrierenden Verformungsmechanismen „Plastische Streckung“ und „Hertz’sche Pressung“ zur Eigenstressentstehung [126]. Dies ist in Abbildung 2.13 dargestellt. Plastische Streckung bezeichnet die Deformation oberflächennaher Bereiche durch eine Kombination aus Kräften senkrecht und parallel zur Oberfläche, wodurch Eigenstressmaxima unmittelbar an der Oberfläche entstehen. Sie dominiert bei weichen Werkstoffen (Stähle: Härte ≤ 300 HV) und vergleichsweise hartem Strahlmittel. Die Hertz’sche Pressung bewirkt infolge Kräfte senkrecht zur Werkstückoberfläche Schubspannungs- und Eigenstressmaxima unterhalb der Oberfläche und bestimmt die Eigenstressausbildung bei harten Werkstoffen (Stähle: Härte ≥ 600 HV) [8, 126]. Bei mittleren Härtewerten werden Eigenstressungen durch eine Kombination aus beiden Mechanismen induziert. Betragsmäßig höhere und tiefer reichende Druckeigenstressungen werden beim Kugelstrahlen durch zunehmende kinetische Energie des Strahlmittels erreicht [2]. Damit kommen Strahlmitteldurchmesser und -werkstoff sowie Partikelgeschwindigkeit bzw. Strahlendruck entscheidende Bedeutung zu. Experimentell fand [139] nach Kugelstrahlen von Inconel 718 mit zunehmender Almenintensität zwischen 0,1 mmA und 0,25 mmA betragsmäßig zunehmende Druckeigenstressungseindringtiefen und -maxima bis 0,23 mm bzw. -1200 MPa, aber nahezu konstante Oberflächeneigenstressungen. Bei hinreichend vielen Kugeleinschlägen kommt es dabei makroskopisch zur Ausbildung eines isotropen Eigenstresszustandes [2].

Beim Festwalzen wird randnahe elastisch-plastische Deformation durch Spannungszustände infolge der Flächenpressung in der Berührzone zwischen Werkzeug und Werkstück hervorgerufen. Auch hier wird der wirksame Deformationsprozess maßgeblich durch die

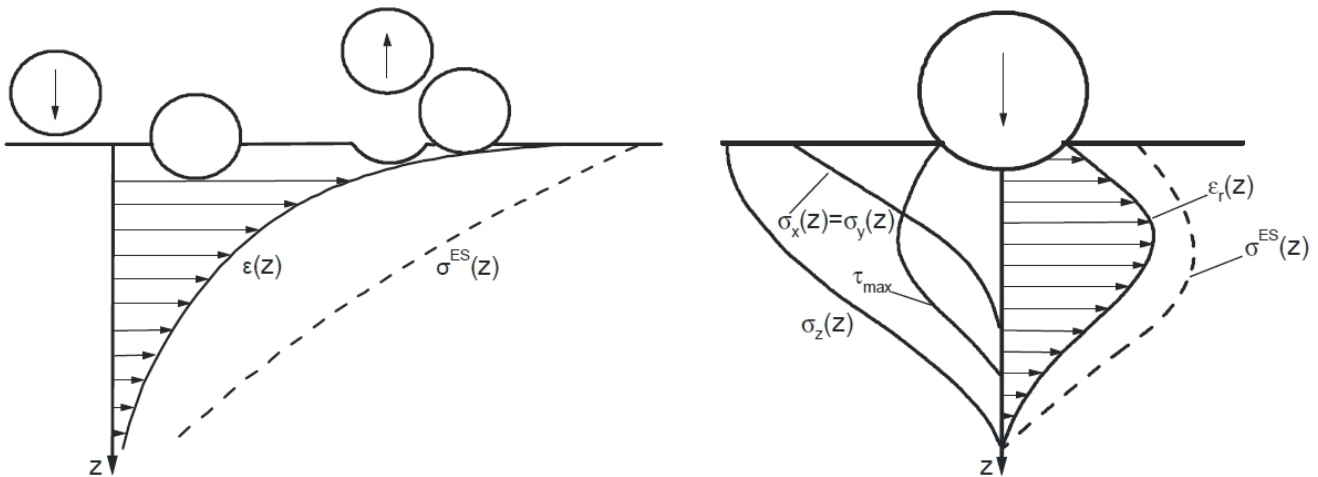


Abbildung 2.13: Verformungsmechanismen plastische Streckung (links) und Hertz'sche Pressung (rechts) sowie Eigenspannungszustände nach Kugelstrahlen, nach [126]

Werkstückhärte bedingt [2]. Generell werden anisotrope Eigenspannungszustände mit betragsmäßig höheren Maximaleigenspannungen quer zur Vorschubrichtung gefunden [2, 130, 134]. Durch zunehmende Walzdrücke kommt es zu tiefgreifenderen plastischen Deformationen [134]. An Inconel 718 wurden von [140] nach Festwalzen mit Drücken zwischen 100 und 400 bar betragsmäßig maximale Druckeigenspannungen im Bereich $-1200 \text{ MPa} \sim -1400 \text{ MPa}$ gefunden. [124] bzw. [141] fanden betragsmäßig maximale Druckeigenspannungen von ca. -1100 MPa bzw. ca. -1300 MPa bei Eindringtiefen von 1 mm und mehr.

Auch beim maschinellen Oberflächenhämmern entstehen durch die in Bahnen geführte Werkzeugbewegung anisotrope Eigenspannungszustände [131, 132, 142]. Dabei können relativ tiefreichende Druckeigenspannungen induziert werden. In der Literatur liegen Berichte über Wirktiefen von 10 mm und mehr an Stählen vor [66, 143]. Mittels Piezo Peening konnten an 42CrMo4 V450 Eigenspannungseindringtiefen zwischen $100 \mu\text{m}$ und $700 \mu\text{m}$ eingestellt werden [132]. Dabei liegt zwischen Hammerkopf und Werkstück periodisch Kontakt vor, weshalb sowohl für das Kugelstrahlen als auch für das Festwalzen relevante Deformationsmechanismen zum Tragen kommen [132]. Zunehmende Amplituden, abnehmende Bahnabstände und härtere Hammerköpfe führen dabei zu zunehmenden Eigenspannungsbeträgen und -eindringtiefen [132]. An Inconel 718 wurde Piezo Peening noch nicht erprobt. Mit einem elektromagnetischen System [142], dem UNSM-Verfahren („Ultrasonic Nanocrystalline Surface Modification“) [144] und Ultraschallimpulsverfestigung [141] wurden hier quer zur Vorschubrichtung betragsmäßig maximale Eigenspannungen zwischen ca. -1200 MPa und -1860 MPa bei Wirktiefen zwischen 0,3 mm und 0,7 mm erhalten.

2.2.2.2 Kaltverfestigung und Mikrostruktur

Kaltverfestigung bedeutet die lokale oder durchgreifende Festigkeitssteigerung infolge der Behinderung der Versetzungsbewegung durch Versetzungswechselwirkungen. Zu ihrer (qualitativen) Charakterisierung werden Festigkeits- und Härtekennwerte, röntgenographische Halbwertsbreiten und rasterelektronenmikroskopische Analysemethoden („electron backscatter diffraction“, EBSD) hinzugezogen [145, 146]. Essenz der Kaltverfestigung sind

Eigenstressen der Ordnung III, also lokale Gitterverzerrungen [136, 137]. Bei versetzungsarmen Ausgangszuständen (z.B. normalisierte Stähle) können durch mechanische Oberflächenbehandlungen beträchtliche Kaltverfestigungen in Randnähe bewirkt werden. Bei versetzungsreichen Ausgangszuständen (z.B. gehärtete Stähle) werden oft Entfestigungseffekte infolge Versetzungsumordnung und -annihilation beobachtet [2, 132]. Auch Verfestigung mit anschließender Entfestigung tritt auf [132]. Verfahrens- und werkstoffspezifisch sind zudem ausgeprägte mikrostrukturelle Änderungen möglich [2, 134].

Für die lokale Kaltverfestigung haben die örtliche plastische Dehnung und die prozessspezifische Dehnrates große Bedeutung [147]. Letztere variiert bei den in Abschnitt 2.2.1 beschriebenen Verfahren zwischen nahezu quasistatischer Verformung (Festwalzen), im Bereich 10^1 s^{-1} (maschinelles Oberflächenhämmern) [131] und bis zu 10^6 s^{-1} (Kugelstrahlen) [148]. Hohe Dehnrates führen zur Unterdrückung thermisch aktivierter Prozesse wie dynamischer Erholung oder Quergleiten von Schraubenversetzungen [2, 147], was die Ausbildung ungeordneter Versetzungsstrukturen begünstigt [134]. [147] führte hierzu Druckversuche an Inconel 718 bis 25 % plastischer Deformation bei den Dehnrates 10^{-4} s^{-1} und 10^3 s^{-1} durch und fand eine Erhöhung der röntgenographisch an der {311}-Interferenzlinie gemessenen Halbwertsbreiten von ca. $0,3^\circ$ auf ca. $1,0^\circ$ (10^{-4} s^{-1}) bzw. $1,1^\circ$ (10^3 s^{-1}). Ferner wird die Verfestigungs- und Mikrostrukturentwicklung durch das Gleitverhalten des Grundwerkstoffs beeinflusst [2, 149]. Bei planarem Gleiten infolge kfz-typischer niedriger Stapelfehlerenergien werden mit zunehmender Dehnrates ungeordnetere Versetzungsstrukturen mit unbeweglichen Waldversetzungen [150] sowie teils die Bildung von Verformungszwillingen beobachtet [134].

[141] fand an Inconel 718 durch mechanische Oberflächenbehandlung randnahe Erhöhungen der Halbwertsbreiten der {311}-Röntgeninterferenzlinien von ca. 3° auf ca. $4,5^\circ$ nach Festwalzen und bis zu 6° nach Kugelstrahlen. Auch [144] fand eine Erhöhung der Halbwertsbreite nach dem UNSM-Prozess an Inconel 718. Der Faktor betrug 1,6 und ging mit einer Härtesteigerung von 250 HK auf 350 HK einher. [151] identifizierte nach dem UNSM-Prozess an Inconel 718 eine Härtesteigerung von 300 HV 0,3 auf 450 HV 0,3 in Verbindung mit einer nanokristallinen Randschicht. Bei geringer Ausgangshärte ist auch beim Festwalzen eine erhebliche Härtesteigerung möglich [129, 134]. [129] fand Härtesteigerungen von bis zu 110 % bei ferritischen Stählen, aber weniger als 10 % Härtesteigerung bei vergüteten Stählen. Nach Festwalzbehandlungen an Inconel 718 und an der γ' -verfestigten Nickelbasislegierung RR 1000 wurden jeweils Mikrohärtesteigerungen zwischen 5 % und 12 % gefunden [152, 153]. [66] fand an 16MnNV-Stahl mit der Ausgangshärte von 210 HV 5 nach maschinellem Oberflächenhämmern Steigerungen der Mikrohärtete bis in 4 mm Eindringtiefe. Der Grad der Kaltverfestigung und die erzielbaren Eigenstressen sind voneinander nicht unabhängig einstellbar [144, 154, 155]. Experimentell fand [154] nach maschinellem Oberflächenhämmern von Inconel 718 umso höhere Druckeigenstressen, je höher der Grad der Kaltverfestigung war. Bei Versuchen zum Ultraschallkugelstrahlen von Inconel 718 fand [155] den gleichen Effekt. [144] führte die mittels UNSM erhaltenen, betragsmäßig hohen Randeigenstressen von -1860 MPa auf die Erzeugung einer nanokristallinen Randschicht zurück.

Zusammenfassend sind die von [141] an Inconel 718 nach Kugelstrahlen („SP“), Festwalzen („DR“) und Ultraschallimpulsverfestigung („UIT“) ermittelten Eigenstressen- und Halbwertsbreitentiefenverläufe in Abbildung 2.14 vergleichend dargestellt.

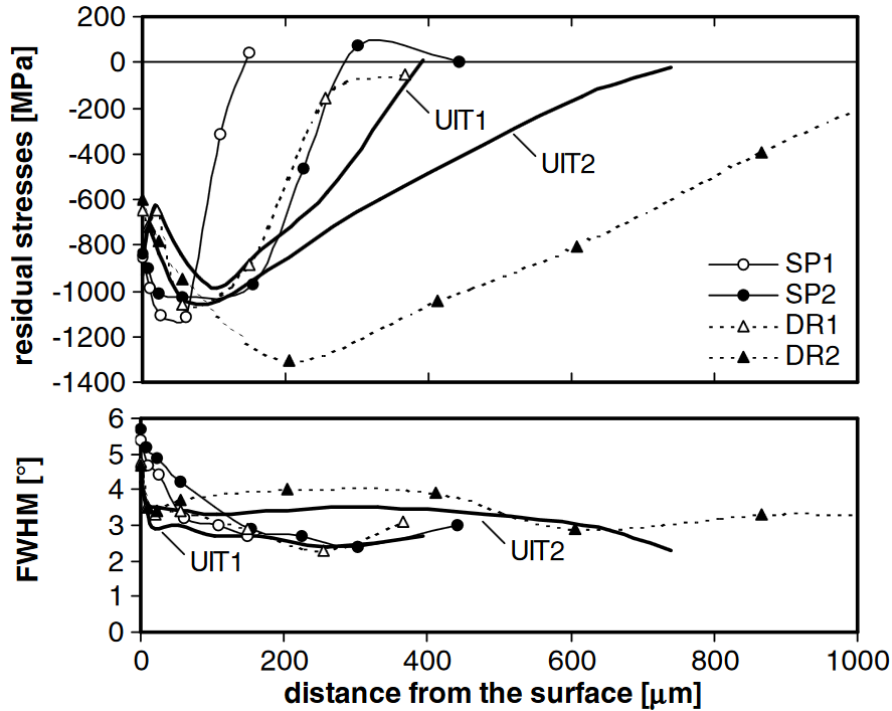


Abbildung 2.14: Eigenspannungs- und Halbwertsbreitenverläufe an Inconel 718 nach Kugelstrahlen, Festwalzen und Ultraschallimpulsverfestigung [141]

2.3 Einflüsse auf die Ermüdungsrissausbreitung

Im Folgenden soll auf die Auswirkungen von randnahen und durchgreifenden mechanischen (Kalt-)Verfestigungsvorgängen auf das Ermüdungsrisswachstum eingegangen werden. Hierbei werden jeweils das Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhalten sowie die Stabilität von Randschichtzuständen, insbesondere bei Nickelbasislegierungen, angesprochen.

2.3.1 Randnahe Verfestigung

2.3.1.1 Stabilität von Randschichtzuständen

Um den Einfluss der durch mechanische Oberflächenbehandlung eingestellten Randschichtzustände auf das Ermüdungsrisswachstum bewerten zu können, muss deren Stabilität bekannt sein. Makroeigenspannungs- und Kaltverfestigungszustände können durch quasistatische, zyklische, thermische und kombinierte Beanspruchung [2, 139] sowie Rissausbreitung [67, 68] verändert werden. Dabei kommt es zu Umlagerungs- und Abbaueffekten.

Der zyklische Makroeigenspannungsabbau wird durch Verteilung und Ausmaß plastischer Dehnungen bestimmt. Es werden nach [156] vier Typen des Eigenspannungsabbaus (Relaxation) unterschieden, die in Abbildung 2.15 dargestellt sind. Keine Relaxation (1) erfolgt, wenn weder die zyklische, noch die quasistatische Streck- bzw. Stauchgrenze des Materials überschritten wird. Kommt es zum Überschreiten der zyklischen, aber nicht der quasistatischen Streckgrenze, tritt Eigenspannungsrelaxation allmählich bei großen

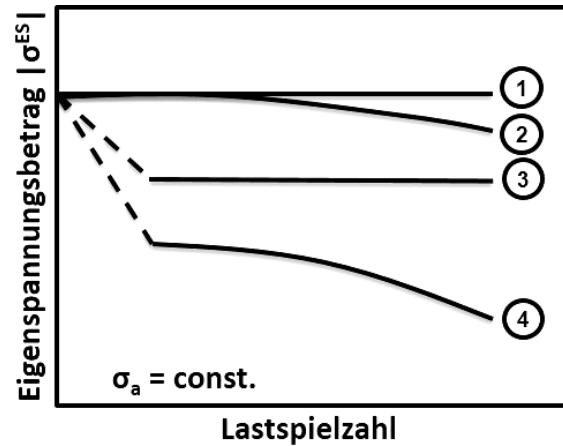


Abbildung 2.15: Typen zyklischer Eigenspannungsrelaxation [156] (aus [132])

Lastspielzahlen auf (2). Zu einem ausgeprägten Eigenspannungsabbau im ersten Zyklus kommt es, wenn sowohl die zyklische als auch die quasistatische Streckgrenze überschritten werden. Dabei kommt es bei zyklischer Verfestigung zu einer Stabilisierung (3), während sich bei zyklischer Entfestigung ein kontinuierlicher Abbauvorgang anschließt (4). Maßgeblich für das Abbauverhalten sind also Werkstoffzustand und -verformungsverhalten, aber auch Beanspruchungsart, Lastverhältnis und die Höhe der Ausgangseigenspannungen selbst [2, 156]. Der quasistatische Eigenspannungsabbau kann als Sonderfall des zyklischen Eigenspannungsabbaus mit $N = 1$ betrachtet werden.

Der thermische Makroeigenspannungsabbau ist unterhalb der Rekristallisationstemperatur im Wesentlichen auf diffusionskontrollierte Versetzungsbewegung zurückzuführen [2]. Er lässt sich typischerweise mit dem Zener-Wert-Avrami-Ansatz [157] gemäß

$$\frac{\sigma_{rs}(t, T)}{\sigma_{rs,0}} = \exp \left(- \left(C \cdot \exp \left(- \frac{\Delta H_A}{kT} \right) t \right)^m \right) \quad (2.29)$$

beschreiben. Hierbei sind t die Zeit, T die Temperatur, H_A die Aktivierungsenthalpie des maßgeblichen Prozesses, k die Boltzmannkonstante und C und m Modellparameter für die zeit- und temperaturabhängige Eigenspannungsentwicklung. Die Größen $\sigma_{rs}(t, T)$ und $\sigma_{rs,0}$ bezeichnen die Eigenspannungen während bzw. vor Beginn der thermischen Auslagerung. Experimentell wurde der Ansatz, der auf der weitgehenden Austauschbarkeit von Zeit und Temperatur thermisch aktivierter Prozesse fußt, zur Beschreibung der Relaxation von Kugelstrahleigenspannungen an Inconel 718 angewandt [139, 158]. Um den Einfluss der dort ausgeprägt ab ca. 475 °C auftretenden statischen und dynamischen Reckalterungseffekte [159, 160] abbilden zu können, wurde der Ansatz von [139] derart modifiziert, dass die Eigenspannungsrelaxation auf zwei Zeitskalen stattfindet. Reckalterung wird in Inconel 718 durch die intermetallischen Phasen γ'' (Ni_3Nb) und γ' (Ni_3Al , Ni_3Ti) bewirkt, die als Senken für Kohlenstoffatome wirken [160, 161]. Sie führt zu einer ausgeprägten Verzögerung der thermischen Makroeigenspannungsrelaxation in einem bestimmten Temperaturbereich [139]. Ein hohes Ausmaß an Kaltverfestigung bewirkt hingegen durch erleichterte Diffusionsprozesse eine Beschleunigung des Eigenspannungsabbaus, insbesondere zu Beginn der thermischen Auslagerung [139, 162].

Der Eigenspannungsabbau an kugelgestrahltem Inconel 718 unter zyklisch-thermischer Beanspruchung wurde von [139] im Temperaturbereich $< 750^\circ\text{C}$ beschrieben. Bei totaldehnungskontrollierter, zyklischer Belastung mit $R = 0$ an glatten Proben unter einachsiger Beanspruchung wurde bei Überschreiten der quasistatischen Streckgrenze signifikante Eigenspannungsrelaxation immer nur nach dem ersten Belastungszyklus festgestellt. Dies entspricht Fall (3) aus Abbildung 2.15. Bei großen Dehnungsamplituden wurden die Oberflächeneigenspannungen dabei vom Druck- in den Zugbereich verschoben. Aufgrund der gewählten Versuchsfrequenz von $f = 3$ Hz und der maximalen Abbruchlastspielzahl von $N = 100000$ betrug die Höchstdauer der Temperaturexposition ca. 10 Stunden. Übereinstimmende Ergebnisse wurden bei Versuchen an der kugelgestrahlten γ' -verfestigten Nickelbasislegierung Udimet 720Li gefunden [163].

Auch die Kaltverfestigung in Inconel 718 unterliegt bei thermischer und zyklisch-thermischer Beanspruchung der Relaxation [139, 141, 162]. So fand [141] an kugelgestrahltem, festgewalztem und ultraschallgehämmertem Inconel 718 nach rein thermischer Exposition über 100 h bei 600°C eine signifikante Abnahme der röntgenographischen Halbwertsbreiten der $\{311\}$ -Interferenzlinie. Dabei wurde mit zunehmender Ausgangshalbwertsbreite eine deutlichere Relaxation beobachtet. Nach [139] geht die gering ausgeprägte Eigenspannungsrelaxation infolge der vorstehend angesprochenen Reckalterungseffekte in einem bestimmten Temperaturbereich mit einer ebenfalls schwachen Relaxation der Kaltverfestigung einher. Bei zyklisch-thermischer Beanspruchung wurden daher aufgrund der verwendeten Versuchstemperaturen teils vollständig stabile Halbwertsbreitentiefenverläufe gefunden [139]. Auch [150] fand thermisch stabile Kaltverfestigungszustände an kugelgestrahlten Proben aus der γ' -verfestigten Nickelbasislegierung RR 1000, was mit Hilfe unterstützender EBSD-Aufnahmen auf ein hohes Maß an unbeweglichen Waldversetzungen zurückgeführt wurde. Bei zyklisch-thermischer Exposition im HCF-Bereich bei 700°C wurden ebenfalls stabile Versetzungskonfigurationen erhalten.

Zur transienten Randschichtstabilität während isotherm-zyklischer Ermüdungsrisssausbreitung in randnah verfestigten Nickelbasislegierungen liegen in der Literatur keine systematischen Untersuchungen vor. Arbeiten zu Eigenspannungsabbau- und -umlagerungseffekten an Al2024-T3 [57, 68], C80 [164] und TiAl6V4 [165] deuten auf Forschungsbedarf hin, da allgemeingültige Aussagen schwierig erscheinen. Die Einflüsse des Risswachstums auf den Makroeigenspannungszustand wurden von den angesprochenen Arbeiten unterschiedlich bewertet. Bei makroskopisch elastischer Beanspruchung des Prüfkörpers muss unterschieden werden, ob elastische Umlagerungseffekte durch Bruchvorgänge oder Auswirkungen der Rissspitzenplastizität für die Entwicklung des Eigenspannungszustands maßgeblich sind. Meist werden Umlagerungs- und Abbaueffekte auf frei werdende Oberflächen zurückgeführt, da die plastische Zone vor der Rissspitze bei Kleinbereichsfließen zu klein ist, um den Makroeigenspannungszustand zu beeinflussen [57, 165]. Allerdings wurde nachgewiesen, dass der lokale Mikroeigenspannungs- bzw. Kaltverfestigungszustand durch zyklische Plastizität verändert wird [164]. Daher werden auch Effekte der versuchsführungsbedingten Entwicklung der plastischen Zonen mit der Risslänge erwartet [57]. Es liegen jedoch keine systematischen Untersuchungen hierzu vor. Auch der Einfluss der Aspektverhältnisentwicklung halb-elliptischer Oberflächenrisse auf die durch Umlagerung und Abbau gekennzeichnete Eigenspannungsevolution wurde bislang nicht untersucht.

2.3.1.2 Auswirkungen auf das Rissausbreitungsverhalten

Mechanische Oberflächenbehandlungen werden an technischen Bauteilen und Systemen je nach Zielsetzung zur Steigerung der Schwingfestigkeit oder der Nutzungsdauer eingesetzt. Im letzteren Fall beeinflussen sie durch die komplexe Wechselwirkung einer Vielzahl von Faktoren die durch Rissinitiierungs- und Rissausbreitungsphase gekennzeichnete Lebensdauer des behandelten Bauteils. Der Anteil der Risswachstumsphase an der Lebensdauer ist von Werkstoffzustand, Oberflächenbehandlung, Kerbwirkung, Beanspruchungsart und -höhe und sonstigen Prüfbedingungen (Temperatur, Umgebungsmedium etc.) abhängig [2, 6, 135, 166, 167, 168]. Die Rissausbreitungsphase überwiegt bei Werkstoffen mit hoher zyklischer bzw. zyklisch-thermischer Randschichtstabilität, gekerbten bzw. bauteilähnlichen Proben und bei Ermüdungsbeanspruchung im LCF-Bereich [2, 6].

Die wichtigsten Einflussgrößen auf das Ausbreitungsverhalten langer und physikalisch kurzer Risse in randnah verfestigten Bauteilbereichen sind Eigenspannungen, Mikrostruktur und Kaltverfestigung, sowie deren Stabilität [9, 135, 166]. Bei Gültigkeit des Kleinbereichsfließens ist das K -Konzept anwendbar und die Risswachstumsphase wird entsprechend der Beschreibung in Abschnitt 2.1 durch intrinsische und extrinsische Mechanismen bestimmt. Randnahe Druckeigenspannungen stellen beim Risswachstum einen Gebiets- bzw. kombinierten Gebiets- und Kontaktlastabschirmungseffekt dar. Zunehmende Beträge stabiler Druckeigenspannungen führen dabei typischerweise zu geringeren Rissausbreitungsraten [166, 169]. Durch Parametertrennung konnte [166] an TiAl6V4 zeigen, dass die Kombination aus Makro-eigenspannungen und Kaltverfestigung infolge des Kugelstrahlens zu einer Retardation der Rissausbreitung gegenüber dem unbehandelten (elektrolierten) Zustand führt. Durch Spannungsarmglühen wurde ein durch die Relaxation eines Großteils der Makro-eigenspannungen bei gleichzeitigem Erhalt von Kaltverfestigung und Mikrostruktur gekennzeichneten Zustand eingestellt. Hierbei wurden gegenüber dem unbehandelten (elektrolierten) Zustand erhöhte Rissausbreitungsraten gefunden. Der beschriebene Sachverhalt ist in Abbildung 2.16 in Form der Abhängigkeit $\frac{da}{dN}(\Delta K_{nom})$ dargestellt. aus den Befunden wurde geschlossen, dass die Retardation der Rissausbreitung in TiAl6V4 nur durch Druckeigenspannungen bewirkt werden kann, während die Kaltverfestigung einen beschleunigenden Effekt auf die Rissausbreitung hat [166, 167]. Wie in Abschnitt 2.3.2 gezeigt wird, ist die Auswirkung der Kaltverfestigung auf das Rissausbreitungsverhalten jedoch in hohem Maße werkstoffabhängig. Charakteristisch ist hierbei, dass durch die Kaltverfestigung auch der intrinsische Werkstoffwiderstand gegenüber Rissausbreitung, gekennzeichnet durch $\Delta K_{th,eff}$, beeinflusst wird.

Nach [168] ist mit Wechselwirkungseffekten zwischen Makro-eigenspannungs-, Kaltverfestigungs- und Mikrostrukturzustand zu rechnen. Dies wurde durch Ausbreitungsversuche mit halbelliptisch angenäherten Oberflächenanrissen in gekerbten Proben aus einem ferritischen Dampfturbinenschaufelstahl aufgezeigt. So wurde im unbehandelten Zustand eine wesentlich stärkere Interaktion der Risse mit der Werkstoffmikrostruktur als im kugelgestrahlten Zustand gefunden. Auch unterschiedliche Entwicklungen der Rissaspektverhältnisse wurden hierauf zurückgeführt [168]. In unbehandelten Zuständen wurden nahezu kreisförmige Anrisse gefunden, während das höchste, nach Kugelstrahlen vorgefundene Aspektverhältnis $\frac{a}{c} \approx 0,8$ betrug. Bestätigend fand auch [170] bei Untersuchungen an Al7010 und Al8090 nach Kugelstrahlen stets kleinere $\frac{a}{c}$ als im unbehandelten Zustand. Außerdem liegen erfolgreiche

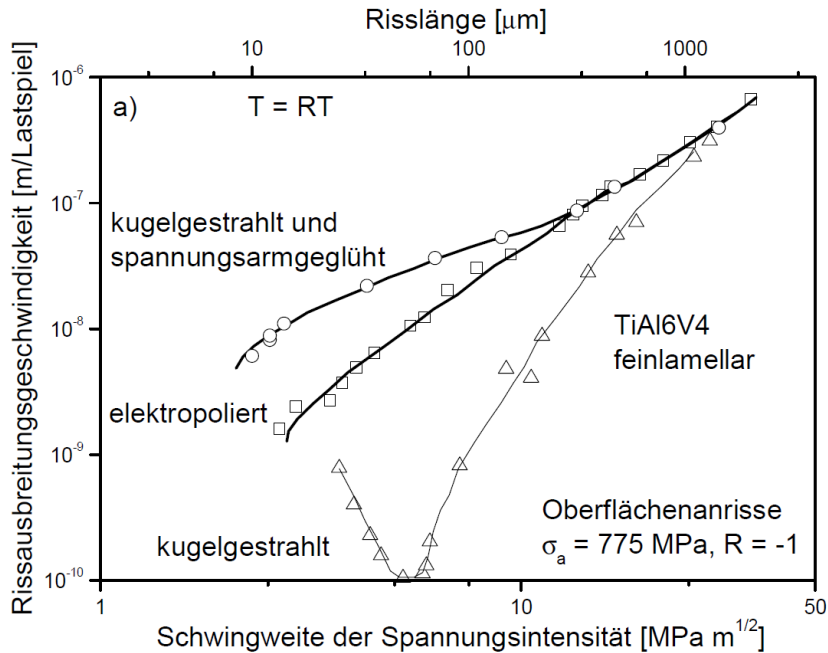


Abbildung 2.16: Rissausbreitung an TiAl6V4 im unbehandelten Zustand und nach Kugelstrahlen [166] (aus [139])

Untersuchungen zur absichtlichen Beeinflussung von Aspektverhältnissen durch Festwalzen [122] und Kugelstrahlen [123] vor.

Aus Abbildung 2.16 geht auch das nach randnaher Verfestigung häufig [121, 124, 166, 169, 170, 171] im Bereich physikalisch kurzer Risse beobachtete Minimum der Rissausbreitungsrate hervor. Dieses wird gewöhnlich im Bereich des Druckeigenstressmaximums beobachtet [124, 169, 170], wobei auch vollständiger Rissstillstand möglich ist [124].

Das Ausbreitungsverhalten langer Risse in Kompaktzugproben (CT) aus TiAl6V4 nach Kugelstrahlen und Festwalzen der Seitenflächen wurde von [172] untersucht. Dabei wurden nach mechanischer Oberflächenbehandlung erhöhte $\Delta K_{th,nom}$, aber verringerte K_c gefunden. Ferner wurde eine starke Ausbauchung der Risse infolge mechanischer Oberflächenbehandlung sowie eine mögliche Interaktion mit der Walztextur festgestellt.

Auch die Restlebensdauer bereits vorgeschädigter Prüfkörper lässt sich durch mechanische Oberflächenbehandlung mitunter beträchtlich steigern [74, 75, 124, 171, 173]. Nach einer Festwalzbehandlung („Low Plasticity Burnishing“) auf einer Oberfläche mit einem existierenden, halb elliptisch ausgeprägten Anriss der Tiefe $a = 0,43$ mm wurde erst bei Erhöhung der Lastamplitude um 31 % wieder Rissfortschritt festgestellt [124]. Der Einfluss des Kugelstrahlens auf das Kurzrisssausbreitungsverhalten in vorab angerissenen Proben wurde von [171] an der Nickelbasislegierung Waspaloy in Vierpunktbiegeversuchen untersucht. Dabei wurde die Anrisslänge vor dem Kugelstrahlen variiert. Obwohl die Wirktiefe des Kugelstrahlens nur ca. 0,4 mm betrug, waren erst ab einer vorab erzeugten Risslänge von $a > 1$ mm keine Effekte der Kugelstrahlbehandlung mehr bemerkbar.

Des Weiteren liegen Untersuchungen zum Einfluss einer Vorschädigung und anschließendem Kugelstrahlen auf das Ausbreitungsverhalten langer Risse in CT-Proben aus Al7075-T6 [74], Al2024-T3 [173] und V2A-Stahl [75] vor. Die Proben wurden jeweils nach Anrissbildung auf den Seitenflächen gestrahlt. [74] untersuchte an 12,7 mm dicken CT-Proben den Einfluss

von Kugelstrahlbehandlungen auf den Rissflanken, vor der Riss Spitze und als Kombination (um die Riss Spitze). Dabei wurde im letzteren Fall der größte Retardationseffekt gefunden, während das Strahlen vor der Riss Spitze keinen Effekt hatte. Das Lastverhältnis betrug dabei $R_{\text{nom}} = 0,05$. Aufgrund der Dicke der Proben und der Wirtiefe der Kugelstrahlbehandlung (ca. 0,3 mm) waren die Effekte jedoch gering. Ausgeprägte Effekte wurden hingegen von [173] unter Verwendung 1,27 mm und 6,35 mm dicker CT-Proben bei Strahlbehandlungen auf den Rissflanken und um die Riss Spitze gefunden. Abweichend von [74] wurde bei Rissausbreitungsversuchen bei $R_{\text{nom}} = 0,1$ und $R_{\text{nom}} = 0,5$ ein vernachlässigbarer Effekt der Strahlbehandlung um die Riss Spitze festgestellt. Das Strahlen der Rissflanken hingegen erwies sich ungeachtet der Probendicke bei $R_{\text{nom}} = 0,1$ als lebensdauersteigernd. Im Kontrast dazu wurde bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ ein schädigender Einfluss gefunden. Um Erklärungsansätze für diese Phänomene liefern zu können, sind weitere Untersuchungen, wie etwa zum Rissöffnungsverhalten, nötig [74, 75].

2.3.1.3 Auswirkungen auf das Rissöffnungsverhalten

Zum Öffnungs- und -schließverhalten von Rissen in randnah verfestigten Bauteilbereichen liegen nur sehr wenige Untersuchungen vor, die ferner ausschließlich an Langrissen durchgeführt wurden [74, 75]. Das Rissöffnungsverhalten an auf den Seitenflächen kugelgestrahlten, vorab angerissenen CT-Proben der Dicke 4,2 mm aus dem V2A-Stahl X5CrNi18-10 wurde von [75] untersucht. Dabei wurde auf den Rissflanken, vor der Riss Spitze und als Kombination (um die Riss Spitze) mit einer Tiefenwirkung von ca. 0,7 mm kugelgestrahlt. Die Rissausbreitungsversuche wurden bei konstantem $\Delta K_{\text{nom}} = 25 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$ und $R_{\text{nom}} = 0,2$ durchgeführt. In Abbildung 2.17 sind die experimentell erhaltenen Rissöffnungsverhältnisse $U = \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{\Delta K_{\text{nom}}}$ (links) und Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}$ (rechts) nach dem Kugelstrahlen der Rissflanken in Abhängigkeit der Risslänge dargestellt. Offensichtlich ergibt sich nach der Behandlung der Rissflanken unmittelbar ein starker Abfall von U , der eng mit der Entwicklung von $\frac{da}{dN}$ verbunden ist. Durch die elastisch-plastische Werkstoffverformung auf den Rissflanken wird zusätzliche Kontaktlastabschirmung hervorgerufen, weshalb bei weiterem

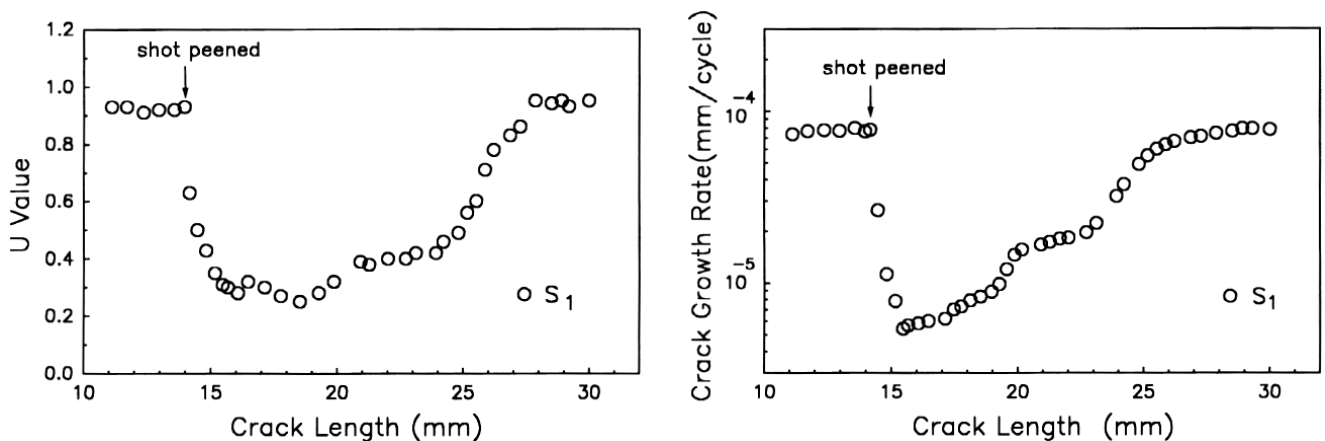


Abbildung 2.17: Rissöffnungsverhältnisse und Rissausbreitungsraten nach Kugelstrahlen in angerissenen CT-Proben aus X5CrNi18-10 [75]

Rissfortschritt mittig ausgebauchte Risse gefunden wurden [75]. Dies bestätigt die Hypothese, dass dem Riss-schließeffekt auch unter Eigenspannungseinwirkung eine erhebliche Bedeutung zukommt. Auch nach dem Kugelstrahlen um die Riss-spitze kommt es unmittelbar zu einer Verringerung von U und damit einhergehend zu verzögertem Risswachstum, jedoch weniger stark ausgeprägt als nach dem Kugelstrahlen der Rissflanken [75]. Beim Kugelstrahlen vor der Riss-spitze kommt es nur sehr allmählich zu einer Verringerung von U , was mit nahezu konstanten Werten von $\frac{da}{dN}$ korreliert werden kann [75]. Dies stimmt mit Rissöffnungsuntersuchungen von [74] an Al7075-T6 überein. Allerdings wurden hier die höchsten Rissöffnungslasten bei der kombinierten Kugelstrahlbehandlung (um die Riss-spitze) gefunden [74]. Diese teils widersprüchlichen Ergebnisse deuten auf eine starke Abhängigkeit der Befunde von Probenform, Belastungsgeschichte, Oberflächenbehandlung und Versuchswerkstoff hin, was eine systematische Untersuchung motiviert. Besondere Bedeutung kommt dabei auch der mit der mechanischen Oberflächenbehandlung erzielten Kaltverfestigungswirkung zu.

2.3.2 Durchgreifende Verfestigung

Die Auswirkungen durchgreifender Kaltverfestigungsvorgänge auf verschiedene Aspekte der Rissausbreitung, wie Rissfortschritts-, Rissöffnungs- und Schwellenwertverhalten, wurden in einer Vielzahl von Studien an Kupfer und Messing [149, 174], Aluminiumlegierungen [175, 176, 177, 178, 179, 180], reinem Eisen [181] sowie niedriglegierten [182, 183, 184, 185], Dualphasen- [185, 186, 187] und rostfreien Stählen [182, 188, 189] untersucht. Im Allgemeinen wird das Rissausbreitungsverhalten durch Kaltverfestigungsvorgänge in komplexer Weise beeinflusst. Abhängig von Material, Risslänge und erfasstem Bereich von ΔK_{nom} werden dabei unterschiedliche Sachverhalte angetroffen [149, 190, 191].

Erhöhte Rissausbreitungs-raten [175, 176] und abnehmende Rissöffnungslasten [176] wurden in Al2024 nach monotoner und zyklischer Vorverformung gefunden. So wurden durchschnittliche Rissausbreitungs-raten infolge zyklischer Vordeformation bei $R_{\text{nom}} = 0,1$ und $\sigma_{\text{max}} = 450$ MPa mehr als verdoppelt [175]. Eine Abnahme von Rissöffnungslasten zwischen 10 % und 20 % wurde im gleichen Werkstoff nach monotoner Vorverformung bis 3 % plastische Deformation festgestellt [176]. Allerdings wurde bei der Aluminiumlegierung Al7475 ein vernachlässigbarer Effekt auf das Risswachstum nahe dem Schwellenwert gefunden [178]. Die Befunde von [175] und [176] konnten von [181] an Reineisen und von [186] an Dualphasenstählen reproduziert werden. Dabei wurde in Reineisen ein schädlicher Effekt der Kaltverfestigung auf $\Delta K_{\text{th,nom}}$ und $\Delta K_{\text{th,eff}}$ sowie verringerte Rissöffnungslasten festgestellt [181]. Allerdings wurden auch leicht verringerte Rissausbreitungs-raten sowie leicht erhöhte Rissöffnungslasten im Bereich $\Delta K_{\text{eff}} \geq 5$ MPam^{1/2} gefunden [181]. Ein ähnlicher Effekt wurde in einem ferritischen Stahl im Bereich $\Delta K_{\text{nom}} \geq 40$ MPam^{1/2} identifiziert [185]. [183] untersuchte den Einfluss der Kaltverfestigung (3 %, 7 % und 11 % plastische Vorverformung) auf das stabile Risswachstum in einem Baustahl mit nichtmetallischen Einschlüssen. Hierbei wurde ein generell positiver Effekt der Verfestigung gefunden. Weitere Untersuchungen [182, 188, 189] befassten sich mit dem Rissausbreitungsverhalten in kaltgewalztem austenitischem V2A- (X5CrNi18-10) und V4A-Stahl (X5CrNiMo17-12-2) bei erhöhten Temperaturen. Übereinstimmend wurde hier ein günstiger Effekt der Vorverformung im Bereich

$\Delta K_{\text{nom}} \approx 30 \sim 40 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ festgestellt. [174] untersuchte den Einfluss der Kaltverfestigung auf das Rissausbreitungsverhalten in der Nähe des Schwellenwerts in Reinkupfer, wobei erhöhte Rissausbreitungsraten und verringerte Rissschließlasten gefunden wurden. Auch die Untersuchungen von [149] befassten sich mit Reinkupfer und zusätzlich mit 90/10- sowie 70/30-Messing. Hierbei wurden nach Vorverformungen bis 28 % plastischer Dehnung legierungsabhängig unterschiedliche Effekte identifiziert. Während der Widerstand gegen Rissausbreitung in Kupfer und 90/10-Messing infolge der durchgreifenden Kaltverfestigung erhöht wurde, war bei 70/30-Messing kein signifikanter Effekt erkennbar [149]. Dies wurde im Kontext der Versetzungssubstrukturen, die bei der Deformation infolge unterschiedlicher Stapelfehlerenergien erzeugt wurden, diskutiert. Versetzungszellstrukturen, die in Kupfer und 90/10-Messing ausgebildet wurden, erwiesen sich dabei als günstig [149].

Zum Einfluss durchgreifender Kaltverfestigungsvorgänge auf das Rissausbreitungsverhalten in Nickelbasislegierungen liegen nur sehr wenige Arbeiten vor. [192] fand verringerte Rissausbreitungsraten in Reinnickel, wenn der Werkstoff mit 40 % Totaldehnung vorverformt wurde. Der Effekt war im Kurzrissbereich, wo Lastabschirmungseffekte nach [11] noch nicht voll ausgeprägt sind, besonders gut sichtbar. [193] untersuchte den Einfluss von 5,5 % und 7 % Vorverformung auf das Rissausbreitungs- und Schwellenwertverhalten in der Nickelbasislegierung N901 bei Raumtemperatur und 600 °C. Dabei wurden erhöhte Rissausbreitungsraten und verringerte Schwellenwerte gefunden, wobei der größte Effekt bei Raumtemperatur und einem Lastverhältnis von $R_{\text{nom}} = 0,1$ vorlag. Allerdings wurde auch hier ein positiver Effekt der durchgreifenden Verfestigung gefunden, sobald Risse sich bei erhöhter Temperatur (600 °C) und im Bereich $\Delta K_{\text{nom}} \geq 10 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ ausbreiteten. Dies wurde durch zunehmend wellige Gleitung mit zunehmender Temperatur begründet. Zum Werkstoff Inconel 718 liegt nur eine Veröffentlichung vor [194]. Hier wurde die Rissausbreitung bei 650 °C nach einer Vorverformung auf 1 % und 2 % Dehnung untersucht. Wiederum wurde eine Verbesserung der Rissausbreitungseigenschaften identifiziert.

Die Rissausbreitung nach einer Kombination aus durchgreifender und randnaher Verfestigung wurde in der Literatur nur in einer einzigen Veröffentlichung beschrieben [180]. An Al7475 konnten hier die nach durchgreifender Verfestigung (3 % und 5 % Vordeformation) erhöhten Rissausbreitungsraten bei $R_{\text{nom}} = 0,1$ und $R_{\text{nom}} = 0,5$ durch Kugelstrahlen wieder herabgesetzt werden.

2.4 Schlussfolgerungen und eigener Ansatz

Die Ausführungen der Abschnitte 2.1, 2.2 und 2.3 lassen folgende Schlussfolgerungen zu:

- Die Rissausbreitung kann im Rahmen der LEBM auf Basis nomineller (ΔK_{nom} , R_{nom} , $\Delta K_{\text{th,nom}}$) oder effektiver Größen (ΔK_{eff} , R_{eff} , $\Delta K_{\text{th,eff}}$) beschrieben werden. Letztere werden im Kontext der Lastabschirmungs- und Rissschließeffekte definiert.
- Bei Vorliegen von Druckeigenstressungen wird häufig eine Superposition von Last- und Eigenstressungen vorgenommen, was dem Verständnis einer gebietsweisen Lastabschirmung an der Rissspitze entspricht. Das Superpositionsprinzip ist jedoch bei Auftreten multikausal bedingter Rissschließeffekte nur noch eingeschränkt gültig.

- Zum Rissausbreitungs- und Lebensdauerverhalten nach randnaher Verfestigung durch Kugelstrahlen, Festwalzen und maschinelles Oberflächenhämmern liegen zahlreiche Veröffentlichungen vor. Die Ausbreitung physikalisch kurzer Risse in Verfestigungs- und Druckeigenspannungsfeldern wurde jedoch seltener betrachtet.
- Physikalisch kurze Risse zeigen ein von Langrissen abweichendes Lastabschirmungsverhalten und damit im Vergleich zu Langrissen höhere Rissausbreitungsraten. Zur Ermittlung von Rissöffnungslasten an physikalisch kurzen Rissen in randnah verfestigten Bauteilbereichen liegen in der Literatur bislang keine Untersuchungen vor. Dies kann auch auf die herausfordernde Versuchstechnik zurückgeführt werden.
- Über das Verhalten von Rissen in Inconel 718 nach durchgreifender Verfestigung liegen keine systematischen Untersuchungen bzgl. des Rissausbreitungs-, Rissöffnungs- und Schwellenwertverhaltens vor.

Im Rahmen dieser Arbeit sollen verschiedene Aspekte der Rissausbreitung nach randnaher und durchgreifender Verfestigung betrachtet werden:

- Eine geeignete Messmethodik für Rissöffnungslasten an kurzen Rissen in randnah verfestigten Bauteilbereichen ist zu entwickeln. Mit der verwendeten Prüftechnik werden Rissausbreitungs- und -öffnungsversuche bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt. Als Modelltemperaturen werden Raumtemperatur (293 K) und eine für Inconel 718 typische Betriebstemperatur (823 K) angewandt. Um Effekte wie oxidinduziertes Riss schließen eliminieren zu können, werden die Versuche im Vakuum durchgeführt. Durch Verwendung verschiedener Lasthorizonte und -verhältnisse sollen Lastabschirmungseffekte in verschiedener Weise hervorgerufen werden.
- Die Randschichteigenschaften sind in geeigneter Weise mit den beobachteten Effekten zu korrelieren. Dabei ist die Auswahl geeigneter mechanischer Oberflächenbehandlungen und Versuchsparameter wichtig, um ein möglichst breites Feld an verschiedenen Randschichtzuständen einzustellen. Die Zustände werden hinsichtlich ihrer Stabilität unter thermischer bzw. zyklisch-thermischer Beanspruchung bewertet, wodurch der Randschichtzustand bei Rissinitiierung abgeschätzt wird.
- Die Aspekte des Rissausbreitungs- und -öffnungsverhaltens sowie die Schwellenwertentwicklung nach durchgreifender Kaltverfestigung werden gesondert untersucht. Die Werkstoffverfestigung wird durch Rundkneten erzielt.
- Das Rissausbreitungsverhalten nach randnaher Verfestigung soll auf Basis von Effektivgrößen modelliert werden. Das Versagenskriterium wird auf Basis der Detektierbarkeit des Anrisses definiert. Nach [23] wird ein 1 mm langer Riss im Ultraschallverfahren mit großem Schallwinkel nur mit einer Sicherheit von ca. 30 % und selbst mit dem Wirbelstromverfahren nur in 80 % der Fälle sicher erkannt. In letzterem Fall liegt eine nahezu 100 % Erkennungswahrscheinlichkeit bei 2 mm Risslänge vor. Als Versagen wird in dieser Arbeit als Kompromiss eine Risstiefe von 1,6 mm festgelegt. Unterstützende lebensdauerorientierte Untersuchungen sollen sowohl der qualitativen Bewertung der eingestellten Randschichtzustände, als auch der Bereitstellung zusätzlicher Daten zur Modellbildung dienen.

3 Versuchswerkstoff, -vorbehandlung und Probengeometrien

3.1 Versuchswerkstoff

Bei dem in dieser Arbeit untersuchten Werkstoff handelt es sich um die ausscheidungs-
härtende Nickelbasislegierung Inconel 718, die im Gasturbinen- und Turboflugtriebwerksbau
hauptsächlich für Turbinenscheiben [4, 5] eingesetzt wird. Der Versuchswerkstoff wird im
Wesentlichen durch fein dispers und teilkohärent in Scheibenform auf den $\{100\}$ -Ebenen
des γ -Mischkristalls ausgeschiedene γ'' -Phase (Ni_3Nb) verfestigt [195, 196]. Im ausschei-
dungsgehärteten Zustand beträgt der Gehalt an γ'' -Phase ca. 15 % [196].

Für die experimentellen Arbeiten stand Plattenmaterial mit einer Dicke von 13,8 mm
sowie zylindrisches Stangenmaterial mit den Durchmessern 63,5 mm, 30,0 mm und 15,9
mm zur Verfügung. Für Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach randnaher Ver-
festigung wurde das Plattenmaterial verwendet. Ausgangsbasis für Rissausbreitungs- und
Rissöffnungsversuche nach durchgreifender Verfestigung war das Stangenmaterial mit dem
Durchmesser 63,5 mm. Die Stangen wurden dabei vor der Probenentnahme mit unter-
schiedlicher Intensität rundgeknetet (siehe Abschnitt 3.2.2). Ferner wurden Quaderproben
der Abmessungen $5 \cdot 5 \cdot 20 \text{ mm}^3$ für Vorversuche zur Charakterisierung von Randschichten
nach mechanischer Oberflächenbehandlung aus dem unverformten Rundmaterial entnom-
men. Auch das Stangenmaterial mit Durchmesser 30,0 mm wurde rundgeknetet, und
zur Anfertigung von Proben zur Beschreibung des quasistatischen Verformungsverhaltens
nach durchgreifender Verfestigung verwendet. Für Lebensdauer- und Restlebensdauerversu-
che nach randnaher Verfestigung und zur Ermittlung der Werkstoffdauerfestigkeit stand
Stangenmaterial mit Durchmesser 15,9 mm zur Verfügung. Die chemischen Zusammen-
setzungen der verwendeten Chargen zeigt Tabelle 3.1. Sämtliches Probenmaterial wurde
der Ausscheidungshärtung mit zweistufiger Auslagerung gemäß ASTM-Spezifikation B637
[197] unterzogen. Dabei wurde es 1 h bei $955 \text{ }^\circ\text{C}$ in einem Muffelofen an Luftatmosphäre
lösungsgeglüht und anschließend mit Druckluft auf Raumtemperatur abgeschreckt. Die
Auslagerung erfolgte 8 h bei $720 \text{ }^\circ\text{C}$ und 8 h bei $620 \text{ }^\circ\text{C}$, wobei die Abkühlung im Ofen

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffs Inconel 718 in Masse-%

Charge	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Cu	C
D 13,8	Basis	18,55	17,64	5,17	2,92	0,98	0,56	0,23	0,22	0,030
\varnothing 63,5 mm	Basis	18,40	18,80	5,28	2,91	0,99	0,58	0,24	0,06	0,030
\varnothing 30,0 mm	Basis	17,87	18,44	5,13	2,89	1,06	0,47	0,07	0,02	0,018
\varnothing 15,9 mm	Basis	18,39	18,42	5,33	3,05	0,96	0,59	0,14	0,04	0,026

zwischen den beiden Auslagerungstemperaturen innerhalb von 2 h erfolgte. Nach Abschluss der Auslagerung wurde das Material außerhalb des Ofens an unbewegter Luft abgekühlt. Die gewählte Wärmebehandlung führt aufgrund der Kombination aus Größe und Anzahl der γ'' -Ausscheidungen zu einer günstigen Kombination aus Festigkeit und Duktilität [198].

In Abbildung 3.1 sind im repräsentativen Bereich der Rissausbreitung aufgenommene Querschliffe des unbehandelten Plattenmaterials (a) und des Stangenmaterials mit Durchmesser 63,5 mm (b) dargestellt. Die durchschnittlichen Korngrößen wurden mittels Linienschnittverfahren nach ASTM-Richtlinie E112 [199] im ersten Fall zu $19,7 \mu\text{m}$ und im letzteren Fall zu $19,2 \mu\text{m}$ bestimmt. Die γ -Körner des Rundmaterials sind polyedrisch. Die γ -Körner des Flachmaterials sind teils horizontal gestreckt, was auf eine (nicht näher untersuchte) Walztextur hindeutet. Außerdem sind Querschliffe des unbehandelten Stangenmaterials mit Durchmesser 30,0 mm (c) und 15,9 mm (d) gezeigt. Die durchschnittliche Korngröße im Kernbereich wurde mittels Linienschnittverfahren im ersten Fall zu $8,8 \mu\text{m}$ und im letzteren Fall zu $3,7 \mu\text{m}$ bestimmt. Die Mikrohärtigkeit aller Chargen betrug im Ausgangszustand ca. 450 - 460 HV 0,1.

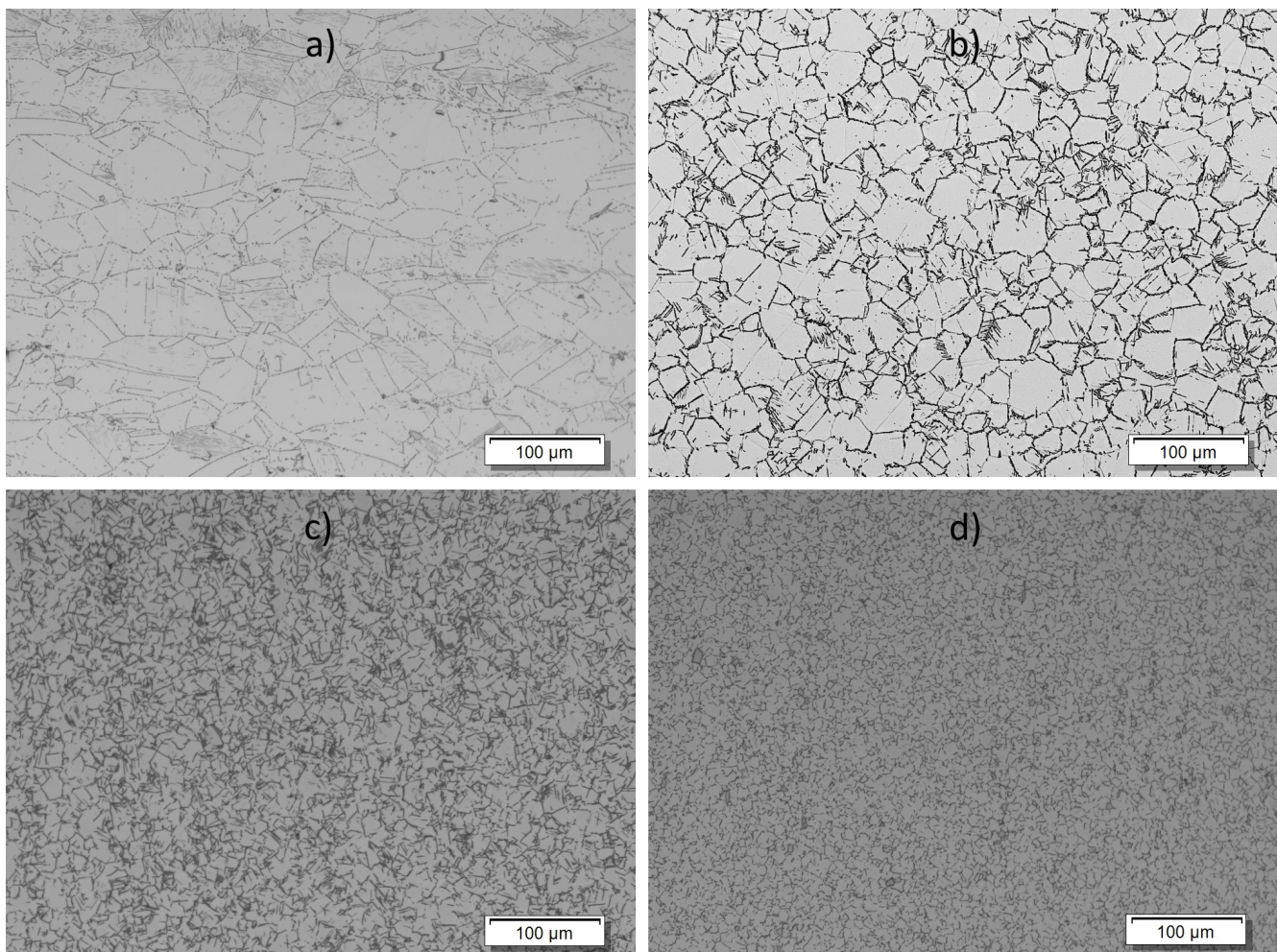


Abbildung 3.1: Querschliffe des Plattenmaterials mit Dicke 13,8 mm (a) und des Stangenmaterials mit Durchmessern 63,5 mm (b), 30,0 mm (c) und 15,9 mm (d), Vergrößerung: 200x

3.2 Werkstoffvorbehandlung

3.2.1 Mechanische Oberflächenbehandlungen

Zur Generierung randnaher Kaltverfestigungs- und Druckeigen Spannungsfelder unterschiedlicher Intensität und Tiefenwirkung wurden die in Abschnitt 2.2 beschriebenen Verfahren Kugelstrahlen, Festwalzen und Piezo Peening verwendet. Zur Beurteilung von Randschichtzuständen wurden dabei zunächst $5 \cdot 5 \cdot 20 \text{ mm}^3$ große, geschliffene Streifenproben, entnommen aus dem Stangenmaterial mit Durchmesser 63,5 mm, hinzugezogen. An diesen Proben wurden acht verschiedene Behandlungsstrategien erprobt. Zur Herstellung der eigentlichen Rissausbreitungsproben wurden Platten der Abmaße $96 \cdot 120 \cdot 13,8 \text{ mm}^3$ verwendet. Diese wurden zunächst funkenerosiv auf die Abmessungen $96 \cdot 120 \cdot 10 \text{ mm}^3$ gebracht und beidseitig in Walzrichtung geschliffen. Anschließend wurde einseitig auf der $96 \cdot 120 \text{ mm}^2$ großen Seitenfläche auf einer Teilfläche von $40 \cdot 120 \text{ mm}^2$ senkrecht zur Walz- bzw. Schleifrichtung oberflächenbehandelt. Mit der beschriebenen Vorgehensweise konnten prozessbedingte Streuungen minimiert werden, da aus einer gefertigten Platte jeweils Proben mit übereinstimmender Bearbeitungsgeschichte entnommen wurden. Zur Probenherstellung wurden die Platten anschließend funkenerosiv in $96 \cdot 5 \cdot 10 \text{ mm}^3$ große Streifen zerteilt, die dann weiter zu Rissausbreitungsproben (siehe Abbildung 3.5) verarbeitet wurden. Eine Lageübersicht der Proben in den Platten mit Walz-, Bearbeitungs- und Rissausbreitungsrichtung ist in Abbildung 3.2 dargestellt. Die Probenentnahme entspricht der T-S-Spezifikation nach ASTM-Richtlinie E399 [200]. Diese Vorgehensweise wurde

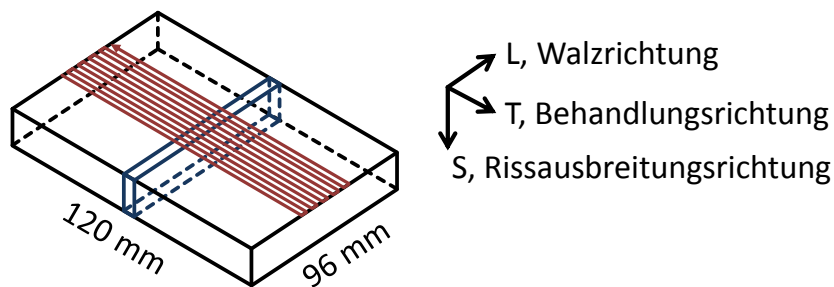


Abbildung 3.2: Schematische Übersicht der Probenentnahme (blau) aus Platten (schwarz) nach Oberflächenbehandlung (rot)

nach Beurteilung der erhaltenen Randschichtzustände mit Hilfe der Vorversuchsproben durchgeführt, wobei vier Zustände zur weiteren Charakterisierung sowie für Rissausbreitungsversuche und drei Zustände für lebensdauerorientierte Versuche ausgewählt wurden (siehe Kapitel 5). Die verwendeten Versuchsparameter sind im Folgenden dargestellt.

Das **Kugelstrahlen** („KS“) wurde mit fünf verschiedenen Parametersätzen erprobt. Ziel war die Einstellung von Eigenstressprofilen mit geringen bis moderaten Eindringtiefen und hohen Graden an Kaltverfestigung. Die Kugelstrahlarbeiten der Parametersätze

Tabelle 3.2: Parametersätze der Kugelstrahlbehandlungen

Parametersatz	Strahlmittel (ϕ , Härte)	Almenintensität	Überdeckung
KS-P1	Drahtkorn, rund G3 (0,8 mm; 56-58 HRC)	0,42 mmA	2 · t98%
KS-P2	Drahtkorn, rund G3 (0,8 mm; 56-58 HRC)	0,62 mmA	1 · t98%
KS-P3	Drahtkorn, rund G3 (0,8 mm; 56-58 HRC)	0,62 mmA	3 · t98%
KS-P4	Drahtkorn, rund G3 (0,8 mm; 56-58 HRC)	0,76 mmA	2 · t98%
KS-P5	Stahlguss S170 (0,4 mm, 46-51 HRC)	0,21 mmA	1 · t98%

KS-P1 bis KS-P4 wurden von der Firma OSK Kiefer GmbH, Malsch, an einer Druckluftkugelstrahlanlage durchgeführt. Der Parametersatz KS-P5 wurde an der institutseigenen Druckluftkugelstrahlanlage eingestellt und ist an eine reale Behandlungsstrategie für Scheiben im Gasturbinenbau angelehnt [127]. Der Strahlwinkel betrug in allen Fällen 90°. Die verwendeten Strahlparameter sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

Für das **Festwalzen** („FW“) stand ein hydrostatisches Festwalzwerkzeug des Herstellers Ecoroll AG mit einer Hartmetallkugel mit dem Durchmesser von 6,35 mm zur Verfügung. Die Bearbeitung erfolgte an einer CNC-Fräsmaschine (Platten) bzw. an einer konventionellen Drehmaschine in Spitzeneinspannung („Kugelkopf“-Proben, siehe Abschnitt 3.3.1). Ziel war die Einstellung von Eigenspannungsprofilen mit hoher bis sehr hoher Eindringtiefe und geringen Graden an Kaltverfestigung. Dabei wurden der Walzdruck und der Bahnabstand variiert. Es wurden zwei Parametersätze erprobt, die in Tabelle 3.3 erfasst sind.

Tabelle 3.3: Parametersätze der Festwalzbehandlungen

Parametersatz	Walzdruck	Bahnabstand	Vorschub
FW-P1	250 bar	0,03 mm	2000 $\frac{\text{mm}}{\text{min}}$
FW-P2	200 bar	0,04 mm	2000 $\frac{\text{mm}}{\text{min}}$

Die Oberflächenbehandlung mittels **Piezo Peening** („PP“) wurde am institutseigenen Versuchsstand vorgenommen. Es wurde ein sphärischer Hammerkopf aus WC-Co mit dem Durchmesser von 5 mm verwendet. Ziel war die Einstellung eines Eigenspannungsprofils mit hoher bis sehr hoher Eindringtiefe und einem mittleren Grad an Kaltverfestigung. Es wurde ein Parametersatz erprobt, der in Tabelle 3.4 dargestellt ist.

Tabelle 3.4: Parametersatz der Hämmerbehandlung mittels Piezo Peening

Parametersatz	Hub	Bahnabstand	Vorschub	Frequenz	Tastverhältnis
PP	36 μm	0,25 mm	3000 $\frac{\text{mm}}{\text{min}}$	500 Hz	0,5

Die vorstehend beschriebenen Parametersätze der Oberflächenbehandlungen wurden auf Basis von Erfahrung und Literatur [2, 3, 132, 137] derart gewählt, dass eine möglichst hohe Spreizung der Randschichtcharakteristika (maximale Druckeigenspannungen, maximale Kaltverfestigung, Tiefenwirkung der Bearbeitung) erwartet wurde. Zusammenfassend sind die erprobten Parametersätze in Tabelle 3.5 dargestellt.

Tabelle 3.5: Erwartete Randschichtcharakteristika nach Kugelstrahlen (KS), Festwalzen (FW) und Piezo Peening (PP) in Abhängigkeit der gewählten Parametersätze

Parametersatz	Max. Druckeigenspannungen	Max. Kaltverfestigung	Tiefenwirkung
KS-P1	mittel	hoch	gering
KS-P2	hoch	hoch	mittel
KS-P3	hoch	sehr hoch	mittel
KS-P4	sehr hoch	sehr hoch	hoch
KS-P5	gering	hoch	gering
FW-P1	sehr hoch	gering	sehr hoch
FW-P2	hoch	gering	hoch
PP	sehr hoch	mittel	sehr hoch

3.2.2 Rundknetbehandlungen

Zur Einstellung durchgreifend verfestigter Werkstoffzustände wurden Rundknetarbeiten bei der Firma Menges Metalltechnik GmbH, Gau-Algesheim, an einer Vier-Backen-Rundknetmaschine des Herstellers Fritz Werner durchgeführt. Stangenmaterial mit dem Ausgangsdurchmesser 63,5 mm wurde rundgeknetet, um im Anschluss nach Abdrehen auf ein einheitliches Maß von 30,0 mm per Funkenerosion scheibenförmige Rissausbreitungsproben entnehmen zu können. Zusätzlich wurde Stangenmaterial mit dem Ausgangsdurchmesser 30,0 mm rundgeknetet, um daraus Proben für die Charakterisierung des Werkstoffverhaltens unter zügiger Beanspruchung gewinnen zu können. Abbildung 3.3 zeigt eine Aufnahme der Vier-Backen-Rundknetmaschine mit dem verwendeten Stangenmaterial mit dem Ausgangsdurchmesser 63,5 mm. Für eine detaillierte Beschreibung des Rundknetverfahrens sei auf die Fachliteratur (z.B. [201]) verwiesen.

Das Ziel des Rundknetens war es, mit verschiedenen Umformgraden φ Kaltverfestigungen zu erzielen, die hinsichtlich der eingestellten Mikrohärtte des Gefüges mit der nach mechanischer Oberflächenbehandlung in Randnähe vorliegenden Kaltverfestigung korrelieren. Die durch Rundkneten zu erzielende Soll-Mikrohärtte wurde dabei gemäß den in Abschnitt 5.1.1.2 dargestellten Ergebnissen der Mikrohärtteverläufe nach Kugelstrahlen zu 560 HV 0,1 festgelegt. Die notwendigen Umformgrade, definiert durch

$$\varphi \equiv |\varepsilon_{pl}| = \left| \ln \left(\frac{D_1^2}{D_0^2} \right) \right|, \quad (3.1)$$

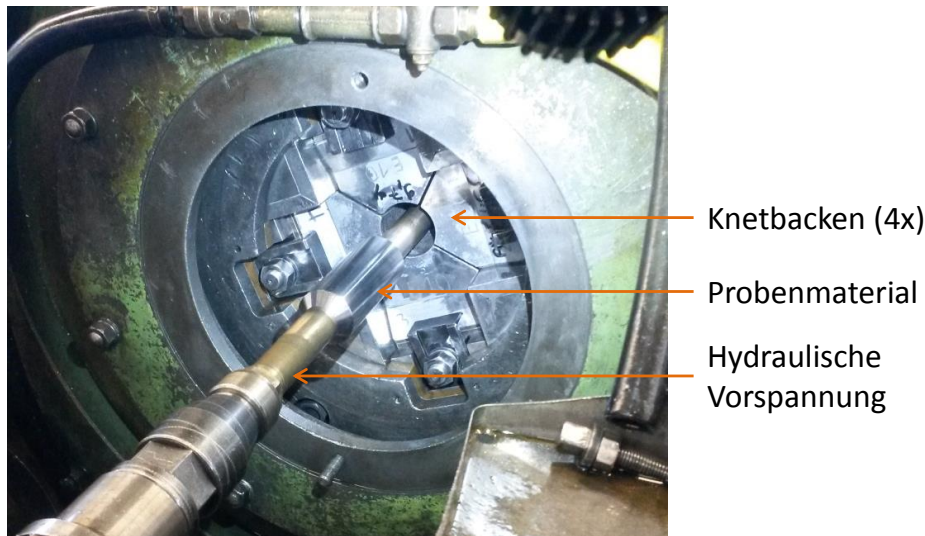


Abbildung 3.3: Rundknetversuch an Vier-Backen-Rundknetmaschine

wurden in Vorversuchen an der institutseigenen Rundknetanlage des Herstellers Heinrich Müller Pforzheim an dünnem Stangenmaterial (Durchmesser 8 - 12 mm) ermittelt. Die Größen D_0 und D_1 bezeichnen die Stangendurchmesser vor bzw. nach Verformung.

Für die Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach durchgreifender Verfestigung wurden fünf verschiedene Umformgrade gewählt, um den gesamten Bereich der Mikrohärtenevolution zwischen 460 HV 0,1 und 560 HV 0,1 abbilden zu können und eine Interpolation der Messwerte zu gestatten. Die gewählten Umformgrade waren $\varphi_{c,0} = 0$, $\varphi_{c,1} = 0,14$, $\varphi_{c,2} = 0,25$, $\varphi_{c,3} = 0,42$ und $\varphi_{c,4} = 0,62$, welche durch inkrementelles Rundkneten erzielt wurden. Die Erzeugung höherer Umformgrade war aufgrund der äußerst hohen Prozesskräfte nicht möglich, aber auch nicht nötig (siehe Kapitel 5). Für die Versuche zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens nach durchgreifender Verfestigung wurden ebenfalls fünf verschiedene Zustände eingestellt. Die durch inkrementelles Rundkneten erzeugten Umformgrade waren $\varphi_{m,0} = 0$, $\varphi_{m,1} = 0,14$, $\varphi_{m,2} = 0,36$, $\varphi_{m,3} = 0,62$ und $\varphi_{m,4} = 0,91$.

3.3 Probengeometrien

3.3.1 Lebensdauerorientierte Versuche

Lebensdauerorientierte Versuche wurden unter Nennspannungskontrolle mit der in Abbildung 3.4 dargestellten „Kugelkopf“-Probengeometrie durchgeführt. Die Untersuchungen dienten der Ermittlung der Werkstoffdauerfestigkeit sowie der Charakterisierung der mechanischen Oberflächenbehandlungen hinsichtlich der Lebensdauer nicht-angerissener bzw. der Restlebensdauer angerissener Proben. Die mechanische Einspannung per Kugelkopf war aufgrund der beengten Platzverhältnisse in der verwendeten Vakuumkammer notwendig. Hierbei betrug die Messstreckenlänge 14,0 mm und der Messstreckendurchmesser 7,0 mm. Die Proben wurden mit dem CNC-Drehprozess unter Verwendung von Kühlemulsion hergestellt. Die Proben für Lebensdauer- und Restlebensdauerexperimente wurden nach dem

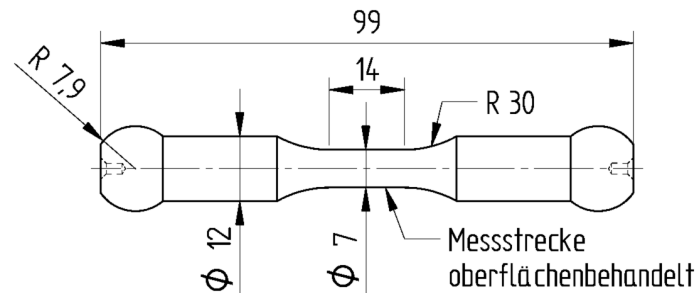


Abbildung 3.4: Probengeometrie für lebensdauerorientierte Versuche

Drehprozess mechanisch oberflächenbehandelt (siehe Abschnitt 3.2.1). Proben für Lebensdaueruntersuchungen wurden anschließend mit Hilfe von Rasierklingen mittig und einseitig mikrogekerbt. Die Kerbtiefe betrug $100\ \mu\text{m}$. Bei Restlebensdaueruntersuchungen musste abweichend davon auf einen funkenerosiven Einschnitt von $300\ \mu\text{m}$ Tiefe und $300\ \mu\text{m}$ Breite zurückgegriffen werden, da zur gezielten Einbringung eines definierten Anrisses mit dem Potentialsondenverfahren unter Verwendung angeschweißter Sondendrähte (siehe Abschnitt 4.2.2) eine höhere Spannungskonzentration benötigt wurde.

3.3.2 Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung

Für die Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach randnaher Verfestigung wurde die in Abbildung 3.5 dargestellte Probengeometrie verwendet. Im Abstand von jeweils $40\ \text{mm}$ zur Probenmitte wurden Radien $R = 10\ \text{mm}$ eingebracht, die zur Zentrierung der Proben auf Rollen in der Dreipunktbiegeversuchsvorrichtung dienen. Die Radien wurden $25\ \%$ größer als die der Auflagerrollen gewählt, um Längsdehnungen nicht signifikant zu behindern. Die Probenherstellung erfolgte nach der jeweiligen, plattenweisen Oberflächenbehandlung (siehe Abschnitt 3.2.1) durch Funkenerosion und anschließendes Schleifen der Seitenflächen. Für einen definierten Rissausgangsort wurden Mikrokerben mit einer Oberflächenlänge von $4\ \text{mm}$ und einer mittleren Maximaltiefe von $160\ \mu\text{m}$ mit Hilfe eines Hartmetall-Gravierfräasers mit 60° Spitzenwinkel auf einer CNC-Fräsmaschine eingebracht. Anschließend wurden die Probenkanten mit einem Bimsstein entgratet und mit einem gehärteten Stahlstift verfestigt. Bei den oberflächenbehandelten Zuständen wurden die Probenkanten zusätzlich mit Glasperlen (Typ MS550B) mikrogestrahlt.

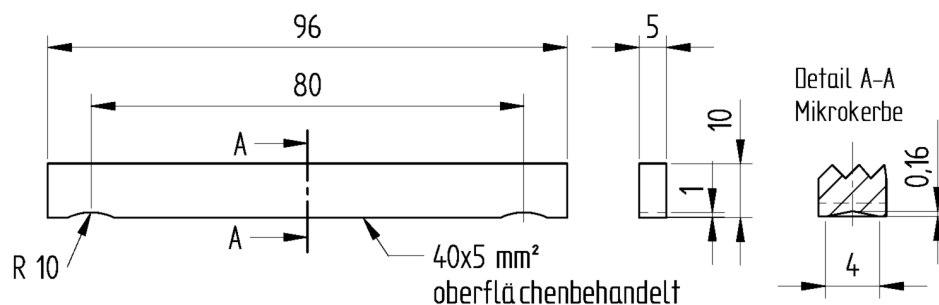


Abbildung 3.5: Probengeometrie zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung

3.3.3 Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung

Das Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhaltens nach durchgreifender Verfestigung wurde an einer der „arc-shaped tension“-Probe nach ASTM-Richtlinie E399 [200] ähnlichen Probengeometrie, dargestellt in Abbildung 3.6, untersucht. Durch die Probengeometrie sollte eine

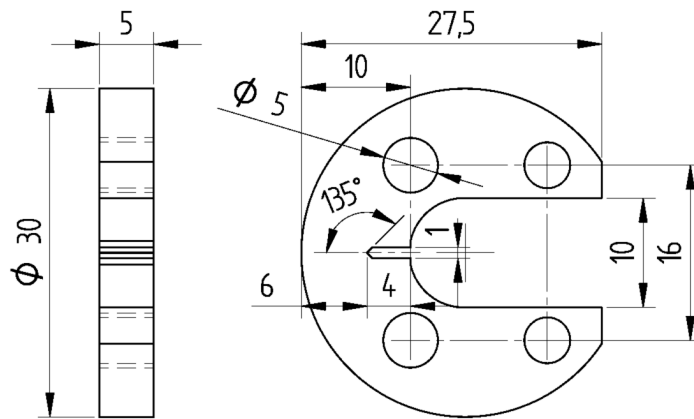


Abbildung 3.6: Probengeometrie zur Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung

maximale Auslösung möglicher Eigenspannungen nach dem Rundkneten (siehe Abschnitt 3.2.2) im Herstellungsprozess erzielt werden. Um eine einheitliche Probengröße zu erreichen, wurden alle rundgekneteten Stangen auf einen Durchmesser von 30,0 mm abgedreht. Nach funkenerosiver Entnahme der Proben wurden die Seitenflächen geschliffen.

3.3.4 Quasistatische Zugversuche nach durchgreifender Verfestigung

Zur Charakterisierung des zügigen Verformungsverhaltens nach durchgreifender Verfestigung wurde die in Abbildung 3.7 dargestellte, zylindrische Probenform verwendet. Die Proben wurden mit einer CNC-Drehmaschine aus rundgekneteten Stangen entnommen (siehe Abschnitt 3.2.2).

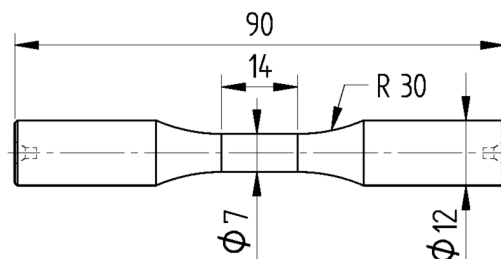


Abbildung 3.7: Probengeometrie zur Charakterisierung des zügigen Verformungsverhaltens nach durchgreifender Verfestigung

4 Versuchsvorrichtungen, -durchführung und Untersuchungsmethoden

4.1 Lebensdauerorientierte Versuche

4.1.1 Versuchsaufbau

Für lebensdauerorientierte Versuche wurde auf Basis einer servohydraulischen Prüfmaschine der Bauart Instron 8803 mit einer Maximalkraft von 250 kN der in Abbildung 4.1 dargestellte Vakuumversuchsstand aufgebaut. Dieser wurde für die Bestimmung der Werkstoffdauerfestigkeit sowie für die Quantifizierung von Lebensdauern nicht-angerissener und Restlebensdauern angerissener Proben nach randnaher Verfestigung verwendet. Die verwendeten Proben (siehe Abschnitt 3.3.1) wurden beidseitig mechanisch am Kugelkopf an wassergekühlten Dornen vorgespannt. Zur Kraftmessung wurde eine vakuumtaugliche Kraftmessdose des Herstellers Interface mit einer zulässigen Maximalkraft von 50 kN verwendet. Außerdem wurde ein kapazitiver Ansatzdehnungsaufnehmer mit einer Messstreckenlänge von 10 mm installiert. Zur Erwärmung der Proben auf die Versuchstemperatur (550 °C) wurde ein HF-Generator des Herstellers Hüttinger (maximale Heizleistung: 5 kW) verwendet, der über ein 7 mm außerhalb der Probenmitte angebrachtes Schlaufenthermoelement vom Typ K geregelt wurde. Der Kammerdruck wurde mit einer Piranisonde überwacht.

4.1.2 Versuchsdurchführung

Alle lebensdauerorientierten Versuche wurden bei „Hochtemperatur“ (550 °C bzw. 823 K) unter Zugschwellbeanspruchung bei einer Frequenz von 20 Hz durchgeführt. Vor Versuchsbeginn wurde die Vakuumkammer evakuiert, einfach mit Argon gespült und erneut evakuiert. Der Druck betrug dabei in allen Versuchen maximal ca. $5 \cdot 10^{-2}$ mbar. Bei Erreichen des Vakuums wurden die Proben auf die Versuchstemperatur aufgeheizt. Die Temperaturverteilung in der Messstrecke wurde in Vorversuchen bestimmt und die Sollwertvorgabe so angepasst, dass sich in Probenmitte die geforderte Versuchstemperatur ergab.

4.1.2.1 Werkstoffdauerfestigkeit

Die Dauerfestigkeit R_d von Inconel 718 bei 550 °C und Lastverhältnis $R_{\text{nom}} = 0,05$ wurde mit dem Treppenstufenverfahren nach [202] in Nennspannungskontrolle bestimmt. Die Grenzlastspielzahl wurde zu $2 \cdot 10^6$ Zyklen und der Horizontenabstand zu $\Delta\sigma = 15$ MPa

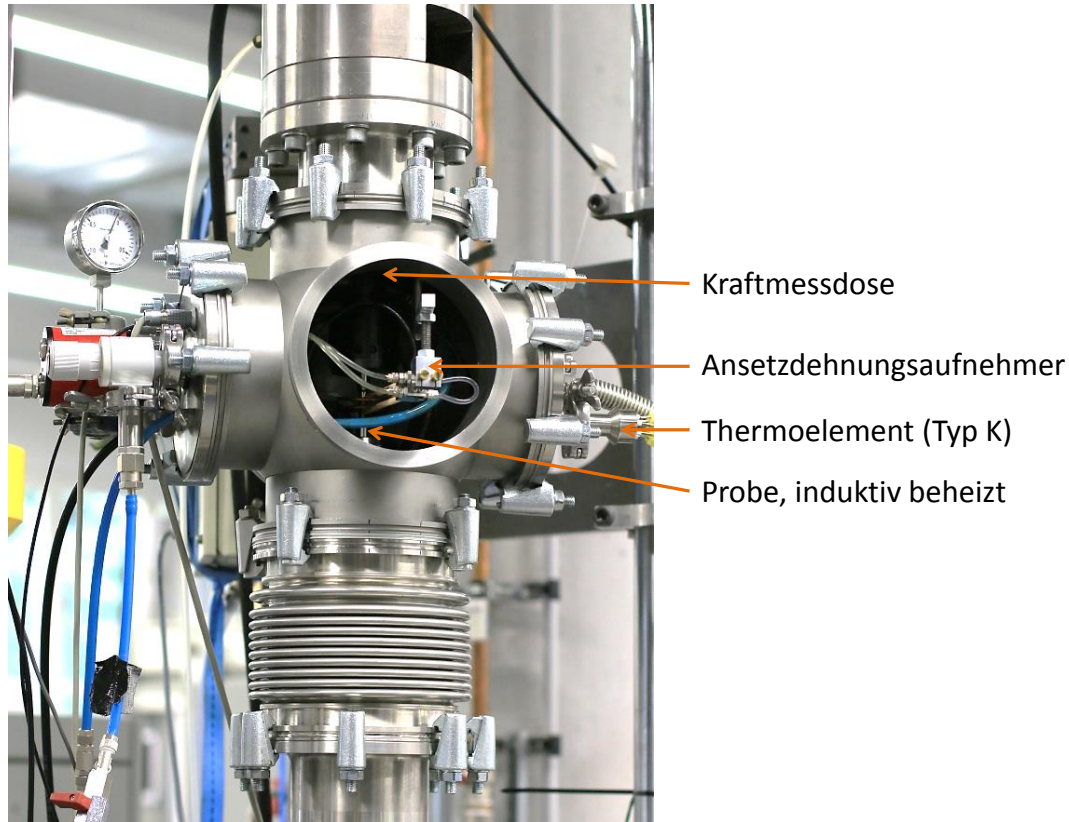


Abbildung 4.1: Versuchsstand für lebensdauerorientierte Untersuchungen

gewählt. Es wurden hierfür 15 Versuchsproben verwendet. Für die verwendeten Gleichungen sei auf die Fachliteratur [6, 202] verwiesen.

4.1.2.2 Lebensdauer- und Restlebensdaueruntersuchungen nach randnaher Verfestigung

Lebensdaueruntersuchungen nach randnaher Verfestigung wurden an mikrogekerbten, nicht ange-rissenen Proben auf fünf Lasthorizonten im Bereich der Zeitfestigkeit durchgeführt. Zur Auswahl der Lasthorizonte bei 550 °C und $R_{nom} = 0,05$ wurde auf die vorab bestimmte Streckgrenze sowie die Dauerfestigkeit des Werkstoffs zurückgegriffen. Proben für Restlebensdaueruntersuchungen nach randnaher Verfestigung wurden bei Raumtemperatur auf eine definierte Risslänge von 500 μm angeschwungen, wofür ein mechanischer Resonanzpulser in Verbindung mit dem Potentialsondenverfahren (siehe Abschnitt 4.3) verwendet wurde. Zur Charakterisierung der Restlebensdauer bei 550 °C und $R_{nom} = 0,05$ wurden zehn Lasthorizonte ausgewählt. Ferner wurde die Restlebensdauer bei 550 °C und $R_{nom} = 0,5$ mit fünf Lasthorizonten charakterisiert, da bei diesem Lastverhältnis ein abweichendes Rissöffnungsverhalten erwartet wurde. Beide Versuchsreihen wurden in Nennspannungskontrolle, bezogen auf den initialen Vollquerschnitt, durchgeführt. Die Versuche wurden pro Lasthorizont und Zustand in der Regel zweifach durchgeführt und nur dann ein weiteres Mal wiederholt, wenn die Abweichung der in den beiden ersten Versuchen erhaltenen Lebensdauern bzw. Restlebensdauern größer als Faktor 3 war.

4.2 Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung

4.2.1 Versuchsaufbau

Für die Rissausbreitungsversuche nach randnaher Verfestigung bei Raumtemperatur (20 °C bzw. 293 K) und erhöhter Temperatur (550 °C bzw. 823 K) wurde auf Basis einer elektrodynamischen Prüfmaschine der Bauart Instron mit einer Maximalkraft von 10 kN der in Abbildung 4.2 dargestellte Vakuumversuchsstand aufgebaut. Die Rissausbreitungs-

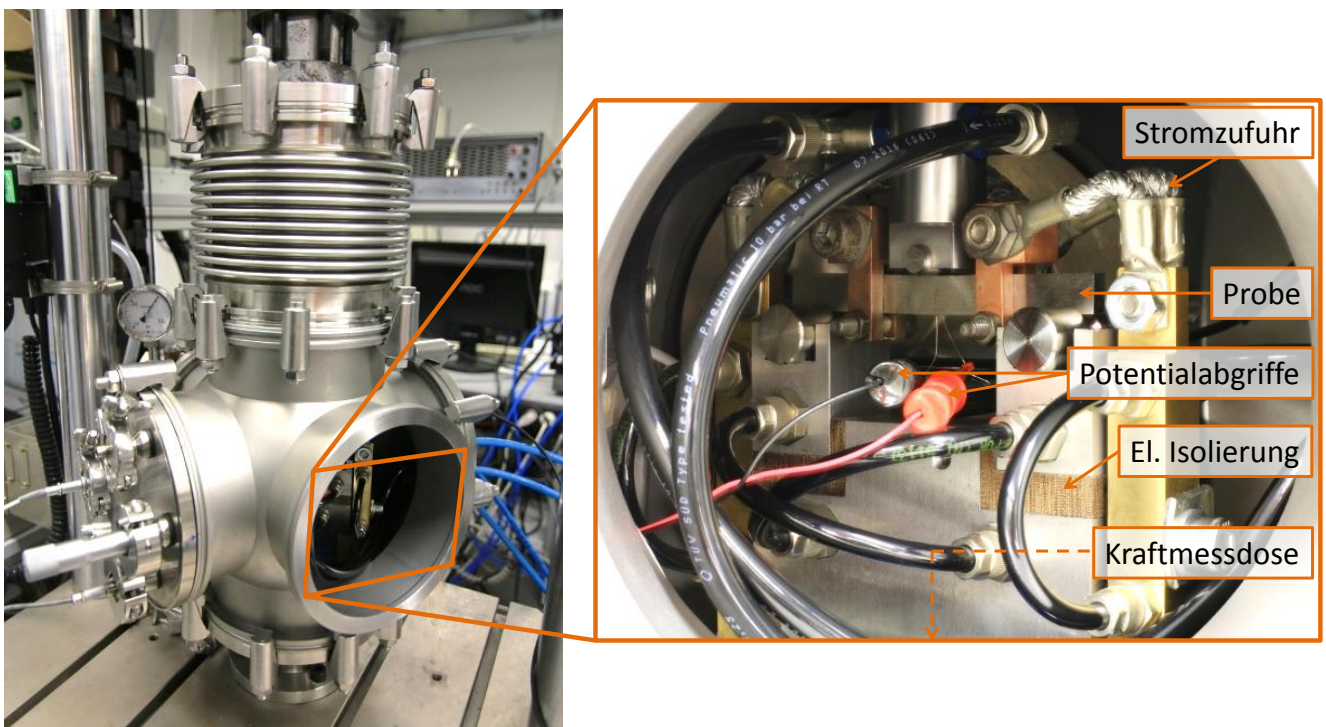


Abbildung 4.2: Versuchsaufbau zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung

proben wurden dabei mit zyklischer, schwellender Dreipunktbiegung in Anlehnung an ASTM-Richtlinie E647 [77] belastet. Zur Kraftmessung wurde eine vakuumtaugliche Kraftmessdose des Herstellers Interface mit einer zulässigen Maximalkraft von 10 kN verwendet. Zur Drucküberwachung in der Vakuumkammer wurde eine Piranisonde installiert. Für Rissfortschritts- (20 °C und 550 °C) und Rissöffnungsuntersuchungen (nur 550 °C) wurde das Gleichstrompotentialsondenverfahren implementiert, wofür ein Netzgerät der Bauart TDK-Lambda Genesys 8/300 mit einer maximalen Ausgangsstromstärke von 315 A verwendet wurde. Die Biegevorrichtung wurde hierfür vollständig elektrisch isoliert und wassergekühlt ausgeführt. Der elektrische Strom wurde über Klemmungen aus Kupfer im Abstand von ca. 25 mm zur Probenmitte ein- bzw. ausgeleitet. Unter anderem weil aus Platzgründen keine geeignete Heizvorrichtung (z.B. Spiegelofen) in die Vakuumkammer eingebaut werden konnte, wurde die Versuchstemperatur direkt durch die Ohm'schen

Verluste des Potentialsondenstroms eingestellt und während der Rissausbreitung überwacht, wofür ein Pyrometer der Bauart DIAS Pyrospot DG4N verwendet wurde. Im Folgenden wird das verwendete Potentialsondenverfahren mit integrierter Probenerwärmung („Hochstrom-Potentialsondenverfahren“) detailliert beschrieben.

4.2.2 Hochstrom-Potentialsondenverfahren

Für die Anwendbarkeit des Hochstrom-Potentialsondenverfahrens im Kontext von Kurzrisssausbreitungs- und -öffnungsversuchen wurde die Kenntnis der Reproduzierbarkeit, des Auflösungsvermögens und möglicher Fehlerquellen am angewandten System als zwingend notwendig erachtet. Die Versuchstemperatur wird dabei nicht geregelt, sondern gesteuert über den vorgegebenen elektrischen Strom eingestellt. Daher kann das Verfahren nur sinnvoll angewandt werden, wenn die Temperaturentwicklung bei geringem Streuband reproduziert werden kann. Das Auflösungsvermögen des Potentialsondenverfahrens muss für Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche an physikalisch kurzen Rissen ausreichen. Fehlerquellen betreffen die Positionierung der Sonden, Abweichungen der Rissform [203], Drift durch unkontrollierte Temperaturerhöhung [204, 205], thermoelektrische Effekte [206] sowie durch plastische Dehnung oder Kaltverfestigung hervorgerufene Änderungen des spezifischen elektrischen Widerstands [207]. Daher wurden experimentelle und numerische Untersuchungen vorgeschaltet.

4.2.2.1 Temperaturentwicklung und -reproduzierbarkeit

Für das Potentialsondenverfahren wurden Stromstärken von 50 A (20 °C) und 305 A (550 °C) verwendet. Im ersteren Fall kommt es auch bei längeren Stromzeiten gerade noch nicht zu einer Erwärmung der Proben. Die für Versuche bei 550 °C benötigte Stromstärke wurde in Vorversuchen ermittelt, deren Ergebnisse in Abbildung 4.3 (links) dargestellt sind. Ein nahezu konstantes Temperaturfeld war in jedem Fall nach einer Stromzeit von ca. 20 Minuten zu beobachten. Bedingt durch statistische Streuungen in der Probenfertigung und in den Prozessbedingungen ist es nicht möglich, die Solltemperatur (550 °C) exakt zu reproduzieren. Abweichungen von ± 10 °C waren möglich, jedoch zeigte sich, dass überwiegend Temperaturen im Streuband 550 ± 5 °C eingestellt werden konnten. Damit liegt eine gute Reproduzierbarkeit der Temperatur vor.

Im Rissausbreitungsversuch steigt durch die Erhöhung der Stromdichte im Probenligament lokal auch die Ohm'sche Verlustleistung an, womit eine Temperaturerhöhung verbunden sein kann. In Abbildung 4.3 (rechts) sind exemplarische Temperaturverläufe während Rissausbreitungsversuchen unterschiedlicher Dauer dargestellt. Die Risslänge zum Versuchsende war dabei $a = 1,6$ mm. Die Temperaturerhöhung infolge der durch Risswachstum erhöhten Stromdichte im Ligament der Proben war bei allen Proben auf maximal $\Delta T \approx 5$ K beschränkt, weshalb die Versuche als quasi-isotherm betrachtet wurden. Um diese Bedingungen gewährleisten zu können, wurde die zulässige Versuchstemperatur zu Versuchsbeginn (Vorwärmzeit: 20 Minuten) auf das Intervall 549 ± 6 °C und die maximale Rissabmessung (Risstiefe) beim Versuchsende auf $a = 1,6$ mm festgelegt.

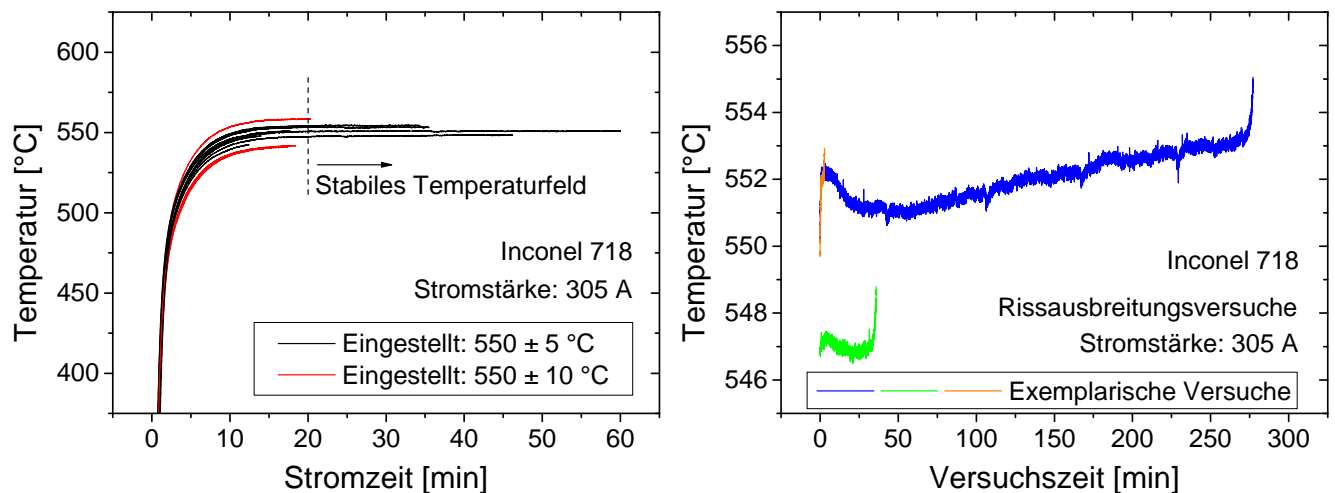


Abbildung 4.3: Reproduzierbarkeit der Versuchstemperatur (links); Temperaturentwicklung in Versuchen unterschiedlicher Dauer (rechts)

4.2.2.2 Abschätzung von Messauflösung und -fehlern

Als Potentialsonden wurden Drähte aus Ni80Cr20 mit einem Durchmesser von 0,2 mm verwendet, die im Abstand von je 0,9 mm zur Mikrokerbe auf die Stirnseite der Probe mittig per Kondensatorentladung punktgeschweißt wurden. Durchmesser und Position der Potentialsonden ergaben sich als Kompromiss aus Schweißbarkeit sowie Auflösungsvermögen ($\frac{\Delta a}{\Delta U}$) und Reproduzierbarkeit der Spannungsmessungen.

Zur Ermittlung der letzten beiden Kenngrößen wurden elektrisch-thermische FE-Simulationen durchgeführt. Dafür wurde die Probengeometrie als 3D-Vollmodell mit ca. 140000 linearen Hexaederelementen vom Typ DC3D8E in Abaqus/CAE modelliert und eine elektrische Leitfähigkeit von $\kappa = 0,8 \frac{\text{MS}}{\text{m}}$ [49] angenommen. Der elektrische Strom wurde gemäß der experimentellen Anordnung als Oberflächenstrom im Abstand von 25 mm zum Riss ein- und ausgeleitet. Risse wurden als 0,01 mm breite Einschnitte modelliert, wobei die Mikrokerbe vernachlässigt wurde. Zunächst wurden die Potentialverläufe über dem Abstand zur Rissebene im Raumtemperatur- (RT) und Hochtemperaturversuch (HT) untersucht, wenn die Potentialsonden mittig auf der Probenstirnseite oder im Abstand von 2 mm zur Probenstirnseite auf der Probenseitenfläche angebracht werden. Dies ist in Abbildung 4.4 (links) dargestellt. Bei Annahme eines halbelliptischen Oberflächenanrisses C1 mit einer Risstiefe $a = 0,35$ mm und einer Rissbreite $2c = 1,90$ mm ergibt sich nur bei stirnseitiger Anbringung der Potentialsonden eine signifikante Abweichung des Potentialverlaufs vom linearen Potential-Abstands-Zusammenhang („Basislinie“). Bei seitlicher Anbringung der Potentialsonden ist weder bei 50 A (RT), noch bei 305 A (HT) eine Abweichung von der Basislinie erkennbar, weshalb die Potentialsonden auf der Stirnfläche angebracht werden mussten. Weiterhin ist der bei Vorliegen eines Risses C2 ($a = 1,60$ mm / $2c = 3,50$ mm) und HT erhaltene Potentialverlauf dargestellt.

In Abbildung 4.4 (rechts) ist die auf die ursprünglich vorliegende Potentialdifferenz $U_e(\text{C1})$ bezogene Zunahme der Potentialdifferenz bei Rissvergrößerung von C1 auf C2 in Abhängigkeit des horizontalen Potentialsondenabstands zur Rissebene dargestellt. Neben

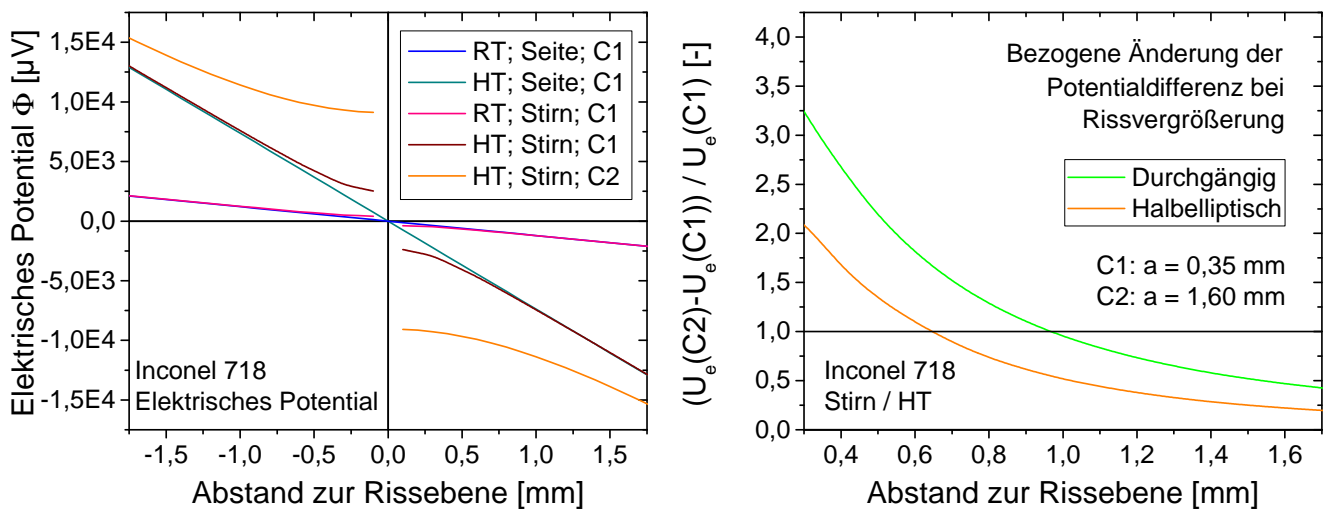


Abbildung 4.4: Verläufe des elektrischen Potentials bei Positionierung der Potentialsonden auf der Probenseiten- / -stirnfläche und zwei halbelliptisch angenommenen Rissgrößen C1 / C2 (links); Bezogene Änderung der Potentialdifferenz U_e bei Vergrößerung eines halbelliptischen / durchgängigen Risses von C1 auf C2 in Abhängigkeit des Potentialsondenabstands (rechts)

dem halbelliptischen Riss ist die Entwicklung auch für einen zur Seite durchgängigen Riss dargestellt. Wie erwartet [203], kommt es mit geringer werdendem horizontalen Abstand der Potentialsonden zur Rissebene zu einem verbesserten Ansprechverhalten. Eine Verdoppelung der ursprünglich gemessenen Spannung im Verlauf der Rissvergrößerung wird beim halbelliptischen Riss bei einem Sondenabstand von ca. 0,65 mm und beim durchgängigen Riss bei einem Sondenabstand von ca. 0,95 mm erwartet. Mit abnehmendem Abstand der Potentialsonden zur Rissebene nehmen jedoch auch die mit Positionierungsfehlern verbundenen Abweichungen bei der Messung der Potentialdifferenz überproportional zu. Diese können durch Versatz der Abstandshalbierenden der Sonden zur Rissebene sowie durch Abweichungen im Sondenabstand hervorgerufen werden. Der Sachverhalt ist in Abbildung 4.5 für die Rissgröße C1 dargestellt, wobei neben dem Nenn-Potentialdifferenzverlauf über dem Nenn-Potentialsondenabstand auch die ermittelten Potentialdifferenzen bei verschiedenen Fehlpositionierungen über dem nominellen Abstand aufgetragen sind. Während der Einfluss eines Sondenversatzes bei konstantem Sondenabstand auf die gemessene Potentialdifferenz vergleichsweise gering ist, kann es durch abweichende Abstände zu erheblichen Fehlern kommen. So sind bei einer Genauigkeit der Positionierung der Sonden von $\pm 0,2 \text{ mm}$ Messfehler bis 40 % möglich, die auch bei größeren nominellen Sondenabständen signifikant bleiben. Daher wurde eine Schweißvorrichtung konstruiert, mit der der Abstand der Potentialsonden zueinander mit einem Streuband von $\pm 0,03 \text{ mm}$ eingestellt werden konnte. Wie Abbildung 4.5 zu entnehmen ist, wird bei einer Positionierungsgenauigkeit von $\pm 0,05 \text{ mm}$ ein erträglicher Fehler von 5 % ab einem nominellen Sondenabstand zur Rissebene von ca. 0,9 mm erreicht. Diese Abweichung wird weiterhin dadurch kompensiert, dass die Potentialsondenspannung nicht punktförmig, sondern 2-dimensional über einen durch den Durchmesser der Sondendrähte bestimmten Bereich erfasst wird. Andererseits muss der Drahtdurchmesser zur Einstellung einer möglichst kleinen Wärmeeinflusszone

möglichst klein gewählt werden. Hierbei erwiesen sich Drähte mit 0,2 mm als gerade noch schweißbar, wobei die durch Anlaufen gekennzeichnete Wärmeinflusszone auf der Oberfläche einen Durchmesser von $0,51 \pm 0,09$ mm aufwies. Als Kompromiss zwischen den vorstehend erläuterten Kriterien wurde daher die Kombination aus 0,2 mm Drahtdicke und 0,9 mm Potentialsondenabstand gewählt. Bei einer Verstärkerleistung von $1000 \times$ konnte so ein rauscharmes Signal eingestellt werden.

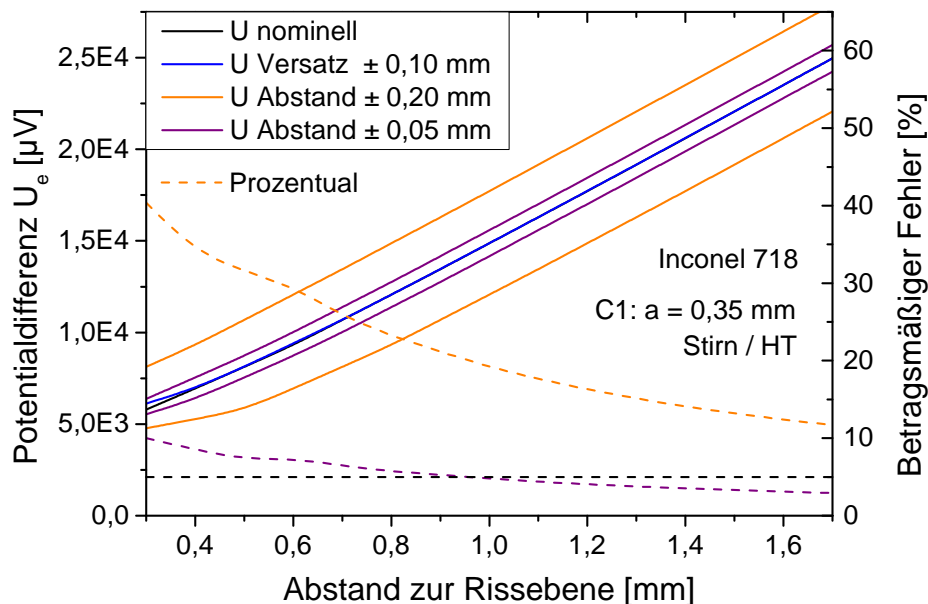


Abbildung 4.5: Absolute und relative Abweichungen bei der Potentialsondenmessung infolge fehlerhaftem Potentialsondenabstand; angenommene Rissgröße: C1

Potentielle Fehler sind auch mit Abweichungen von der nominellen Temperatur (550°C) verbunden, da mit Temperaturzunahme eine Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit verknüpft ist [49]. Im Temperaturintervall (540°C ; 560°C) wurden dabei jedoch vernachlässigbare Abweichungen $\leq 0,1\%$ gefunden. Zur Quantifizierung des Einflusses mechanischer Oberflächenbehandlungen auf die randnahe elektrische Leitfähigkeit wurden Leitfähigkeitsmessungen mit einem Wirbelstrommessgerät der Bauart Foerster Sigmatest durchgeführt. Bei einer Frequenz von $f = 960$ kHz wurden an oberflächenbehandelten Platten maximale Abweichungen von 1% bei nomineller elektrischer Leitfähigkeit $\kappa = 0,812 \pm 0,001 \frac{\text{MS}}{\text{m}}$ im Grundzustand bestimmt. Der Einfluss der Oberflächenbehandlung auf das Potentialsondensignal ist somit ebenfalls vernachlässigbar.

Abhängig von Versuchstemperatur, Lastverhältnis und Behandlungszustand wurden mit Hilfe per Makroskop ausgemessener Probenbruchflächen aus abgebrochenen Versuchen getrennte Kalibrierkurven erstellt, die jedoch aufgrund geringer Unterschiede im Zusammenhang $a(U_e)$ aus statistischen Gründen zu einem Großteil auf eine Masterkurve zusammengeführt werden konnten (siehe Abschnitt 6.4.2.1).

Eine vollständig präparierte Probe (festgewalzter Zustand) samt Mikrokerbe und angeschweißten Potentialsondendrähten ist in Abbildung 4.6 exemplarisch dargestellt.

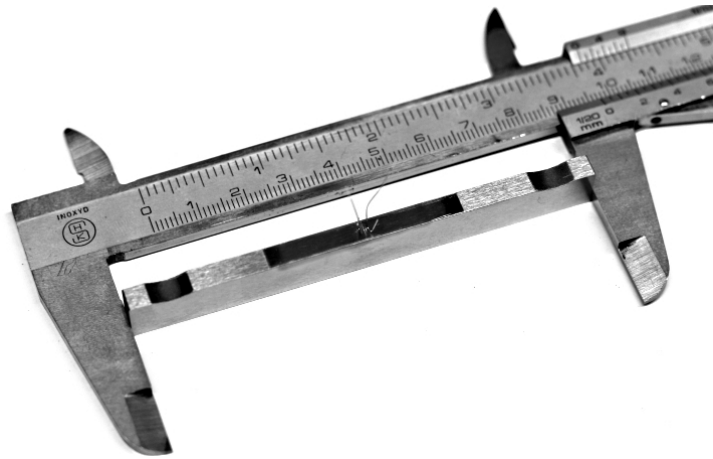


Abbildung 4.6: Rissausbreitungsprobe mit Mikrokerbe und Potentialsondendrähten

4.2.3 Versuchsdurchführung

Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach randnaher Verfestigung wurden bei Raumtemperatur (20 °C bzw. 293 K) und „Hochtemperatur“ (550 °C bzw. 823 K) unter schwelender, zyklischer Dreipunktbiegung durchgeführt. Für Versuche bei 293 K wurde ein Potentialsondenstrom von 50 A und für Versuche bei 823 K ein Strom von 305 A verwendet. Vor Versuchsbeginn wurde die Vakuumkammer evakuiert, einfach mit Argon gespült und erneut evakuiert. Der Druck betrug dabei in allen Versuchen maximal ca. $5 \cdot 10^{-2}$ mbar.

4.2.3.1 Rissausbreitungsversuche

Rissausbreitungsversuche an randnah verfestigten Proben wurden im kontinuierlichen und im einstufigen Lastabsenkungsverfahren durchgeführt. Alle Proben wurden bei Raumtemperatur auf eine Risstiefe von $a = 0,35$ mm mit einer Maximalkraft von $|F_{\max}| = 5300$ N bei $R_{\text{nom}} = 0,01$ angeschwungen. Nach Anrisserzeugung wurden die Versuche entweder bei Raumtemperatur (RT) oder bei 550 °C (HT) kontinuierlich (Identische Belastungsbedingungen) oder als einstufige Lastabsenkungsversuche mit $R_{\text{nom}} = 0,01$, $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ weitergeführt. Die Versuche wurden bei einer Frequenz von 20 Hz durchgeführt und bei einer maximalen Risstiefe von $a = 1,60$ mm abgebrochen. Auch bei Unterschreiten der technischen Schwellenwertbedingung ($\frac{da}{dN} < 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{Zyklus}}$) wurden die Versuche gestoppt, da sonst Risse an anderen Stellen initiiert worden wären. Das Potentialsondensignal wurde mit Faktor $1000x$ verstärkt und digital mit einem Tiefpass (Butterworth-Topologie; $f_c = 2$ Hz) gefiltert. Den gewählten Versuchsplan zeigt Tabelle 4.1.

4.2.3.2 Rissöffnungs- und Rissschließversuche

Rissöffnungs- und -schließversuche nach randnaher Verfestigung wurden ausschließlich bei Hochtemperatur durchgeführt. Hierzu wurden Rissausbreitungsversuche bei Erreichen der gewünschten Potentialsondenspannung unterbrochen. Die Rissöffnungs- und -schließversuche

Tabelle 4.1: Versuchsplan zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung

Lasthorizont / Typ	R_{nom} [-]	Unbehandelt	KS-P1	KS-P4	FW-P1
K1 - Kontinuierlich	0,01	RT/HT	RT/HT	RT/HT	RT/HT
L1 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 5300 \text{ N}$)	0,5 0,7	RT/HT RT	RT/HT RT	RT/HT RT	RT/HT RT
L2 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 4800 \text{ N}$)	0,01 0,5	RT/HT -	RT/HT -	- -	RT/HT -
L3 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 4400 \text{ N}$)	0,01 0,5	RT/HT RT	RT/HT RT	RT/HT RT	RT/HT RT
L4 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 4000 \text{ N}$)	0,01 0,5	RT/HT -	RT/HT -	- -	RT/HT -
L5 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 3600 \text{ N}$)	0,01 0,5	RT/HT -	- -	- -	- -
L6 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 3200 \text{ N}$)	0,01 0,5	RT -	- -	- -	- -

wurden bei einer Frequenz von 2 Hz und mit 50 Zyklen durchgeführt, sodass eine Stabilisierung der Lastamplitude erreicht werden konnte. Die gemessenen Verläufe von Last ($|F|$), Potentialsondenspannung (U_{pd}) und Temperatur (T) während eines exemplarischen Versuchs sind in Abbildung 4.7 dargestellt. Offenbar kommt es während der Versuchsdurchführung nur zu geringfügigen Temperaturänderungen. Innerhalb eines Zyklus fällt bei Lastaufprägung die Temperatur um wenige Kelvin ab, was der leicht erhöhten Wärmeableitung an der Versuchsvorrichtung geschuldet ist. Die Schwingweite der Temperatur war in allen Fällen $\Delta T \leq 5 \text{ K}$. Da eine Temperaturabsenkung mit einer Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit verbunden ist [49], muss die beobachtete Erhöhung der Potentialsondenspannung innerhalb eines Zyklus der Rissöffnung geschuldet sein. Das Potentialsondensignal wurde mit Faktor $1000x$ verstärkt und digital mit einem Tiefpass (Butterworth-Topologie; $f_c = 20 \text{ Hz}$; Ordnung 4) gefiltert. Da der Potentialsondenstrom von $I = 305 \text{ A}$ gleichzeitig als Wärmequelle und als Ursache des Messsignals dient, waren bei Raumtemperatur (20°C bzw. 293 K) durchgeführte Vorversuche aufgrund der geringen Stromstärke ($I = 50 \text{ A}$) und daher vergleichsweise hoher Störeinflüsse nicht hinreichend auswertbar.

Zur Auswertung wurde der Potentialverlauf während des letzten, vollständigen Zyklus verwendet. Die aufgezeichneten Spannungsverläufe exemplarischer Rissöffnungs- und -schließversuche sind in Abbildung 4.8 (links: unbehandelter Zustand, rechts: festgewalzter Zustand) bei gleicher nomineller Rissgröße ($a = 0,71 \text{ mm}$) dargestellt. Offenkundig muss zwischen zwei Typen von Potential-Last-Verläufen unterschieden werden. Beim unbehandelten Zustand liegt sowohl während des Rissöffnungs- als auch während des Rissschließversuchs eine Sättigung der Potentialsondenspannung in der Nähe des Betrags der Maximalkraft vor. Dieses Verhalten wird vollständiger Rissöffnung zugeschrieben. Im Bereich der Minimalkraft wird dieses Verhalten nicht beobachtet. Im festgewalzten Zustand (und nach Kugelstrahlen) ist eine solche Sättigung sowohl bei Minimal- als auch bei Maximalbelastung zu sehen. Auch hier wird die Sättigung der Potentialsondenspannung bei Maximalkraft der vollständigen

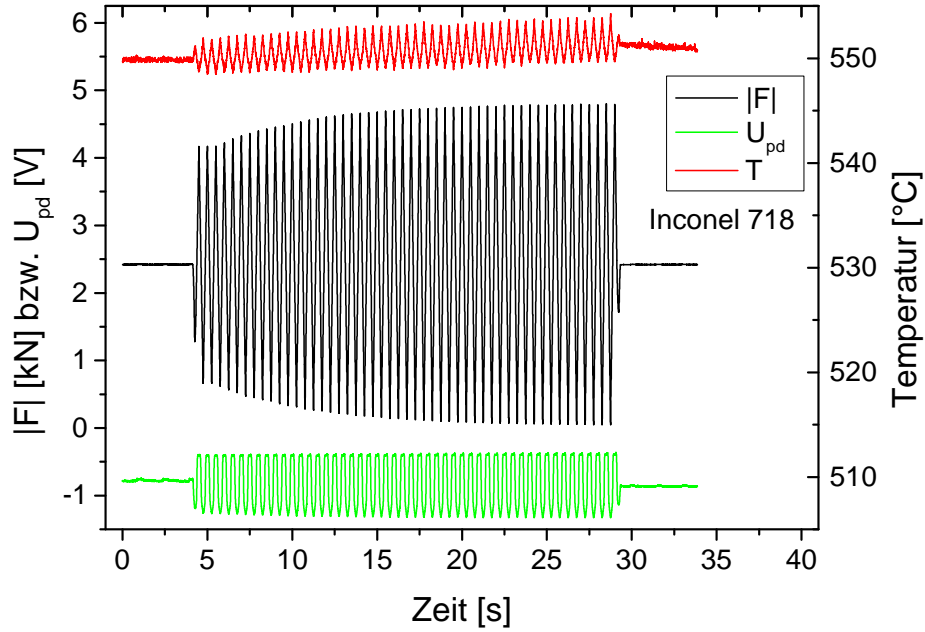


Abbildung 4.7: Messsignale der Kraft (schwarz), der Potentialsonde (grün) und der Temperatur (rot) im Rissöffnungs- / -schließversuch, exemplarisch

Rissöffnung zugeschrieben, jedoch kommt es hier im Bereich der Minimalkraft im Gegensatz zum unbehandelten Zustand auch zu vollständigen Riss schließen.

Daher wurden typenabhängig zwei verschiedene Auswerteverfahren angewandt. Im ersten Fall (Abbildung 4.8, links) wurden die Rissöffnungslasten durch eine bilineare Anpassungsfunktion (äquivalent zu [61]) mit einem Least-Square-Algorithmus gemäß

$$U_{pd}(|F|) = \begin{cases} \frac{U_{pd,min} \cdot (|F_{op}| - |F|) + U_{pd,op} \cdot (|F| - |F_{min}|)}{|F_{op}| - |F_{min}|} & \text{wenn } |F| \leq |F_{op}| \\ \frac{U_{pd,op} \cdot (|F_{max}| - |F|) + U_{pd,max} \cdot (|F| - |F_{op}|)}{|F_{max}| - |F_{op}|} & \text{wenn } |F| > |F_{op}| \end{cases} \quad (4.1)$$

bestimmt. Dabei bezeichnen $|F_{min}|$, $|F_{max}|$ und $|F_{op}|$ die Minimal-, Maximal- und Rissöffnungslast sowie $U_{pd,min}$, $U_{pd,max}$ und $U_{pd,op}$ die gemessenen Potentialdifferenzen bei Minimallast, Maximallast und Rissöffnungslast. Nur $|F_{min}|$ und $|F_{max}|$ werden als Konstanten hinterlegt. Alle anderen Größen sind Ergebnisse der Anpassung. Die Rissöffnungslast ($|F_{op}|$) wird dem Geradenschnittpunkt entnommen. Bei Riss schließen lässt sich äquivalent die Last bei Einsetzen des Riss schließen ($|F_{cl,s}|$) bestimmen. Auf analoge Weise wurden im zweiten Fall (Abbildung 4.8, rechts) die Rissöffnungslast ($|F_{op}|$) und die Riss schließlast ($|F_{cl}|$) mit einer trilinearen Funktion ermittelt. Auch hier lassen sich die Last bei Einsetzen des Riss schließen ($|F_{cl,s}|$) sowie die Last bei Einsetzen der Rissöffnung ($|F_{op,s}|$) bestimmen. Dieses Vorgehen wird in Abschnitt 6.4.2.1 noch diskutiert. Tabelle 4.2 zeigt den Versuchsplan für Rissöffnungs- und -schließversuche nach randnaher Verfestigung.

4.2.3.3 Versuche zur Randschichtstabilität

Zur sicheren Anriss erzeugung musste bei den Rissausbreitungsversuchen nach randnaher Verfestigung auf betragsmäßig hohe Kräfte zurückgegriffen werden. Die zyklische Anschwing-

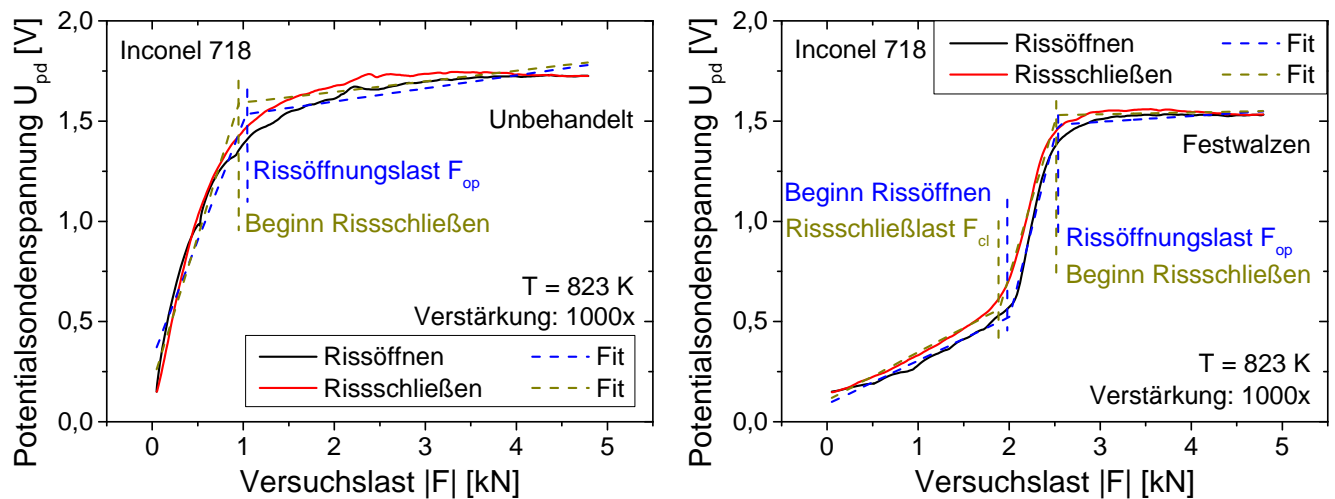


Abbildung 4.8: Potential-Last-Verlauf und Auswertung von Rissöffnungs- und -schließlasten im unbehandelten (links) und festgewalzten (rechts) Zustand

Tabelle 4.2: Versuchsplan zum Rissöffnen und -schließen nach randnaher Verfestigung

Lasthorizont / Typ	R_{nom} [-]	Unbehandelt	KS-P1	KS-P4	FW-P1
K1 - Kontinuierlich	0,01	HT	HT	HT	HT
L1 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 5300 \text{ N}$)	0,5	HT	HT	HT	HT
	0,7	-	-	-	-
L2 - Lastabsenkung ($ F_{\text{max}} = 4800 \text{ N}$)	0,01	HT	HT	-	HT
	0,5	-	-	-	-

belastung mit $|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$ und $R_{\text{nom}} = 0,01$ bewirkte fiktive Randspannungen in den Proben, die mit der in Abschnitt 4.5.1 beschriebenen FE-Simulation zu ca. 1215 MPa beziffert wurden. Da diese Spannung die örtliche quasistatische Streckgrenze (ca. 1100 MPa im unbehandelten Zustand, siehe Abschnitt 5.2) überschritt, waren gesonderte Untersuchungen zur Stabilität der Randschichtzustände von Nöten. Ziel der Versuche war die näherungsweise Angabe der zu Beginn der Rissausbreitung vorliegenden Randschichtzustände. Der verwendete Versuchsplan ist in Tabelle 4.3 dargestellt.

Die Randschichtstabilität wurde anhand von Eigenspannungs- und Halbwertsbreitenverläufen nach thermischer und zyklisch-thermischer Beanspruchung auf Basis der Vorarbeiten von [139] abgeschätzt. Zunächst wurden isotherme Auslagerungsversuche bei 550 °C im Muffelofen durchgeführt, um Kenntnis zur thermischen Kurz- und Langzeitrelaxation zu erhalten. Die Auslagerungszeiten wurden dabei zweistufig zu 100 min und 10000 min gewählt, was dem maximal vorgesehenen Zeitfenster der Rissausbreitungsversuche entsprach. Für die isothermen Relaxationsversuche wurden die in Abschnitt 3.2.1 beschriebenen Streifenproben der Abmessung $5 \cdot 5 \cdot 20 \text{ mm}^3$ verwendet. Die eigentliche Auswirkung der Anschlagbelastung wurde durch zyklisch-thermische Relaxationsversuche an Rissausbreitungsproben identifiziert. Um dabei sicher noch keinen Anriss zu erzeugen, wurden vollständig präparierte Proben bei Raumtemperatur nur mit 100 Zyklen mit $|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$ und $R_{\text{nom}} = 0,01$ beansprucht. Dieses Vorgehen wurde angewandt, da nach [139] in Inconel 718 auch bei

Tabelle 4.3: Versuchsplan zur Charakterisierung der Randschichtstabilität

Relaxationszustand	Lastzyklen [-]	Auslagerung [min]
0 - Ursprung	0	0
1 - Thermisch	0	100
2 - Thermisch	0	10000
3 - Zyklisch-thermisch	100	30
4 - Zyklisch-thermisch	100	10000

Überschreiten der quasistatischen Streckgrenze eine zyklische Stabilisierung der Randschicht bei hinreichender thermischer Stabilität schon nach einem Zyklus eintritt. Um in einem gewissen Maße dem Aufheizprozess für Hochtemperaturversuche Rechnung zu tragen, wurde der zyklischen Belastung eine isotherme Auslagerung bei 550 °C nachgeschaltet, deren Dauer zweistufig zwischen 30 min und 10000 min variiert wurde. Die Ergebnisse dieser Versuchsreihe stellen damit eine konservative Vorhersage des bei Rissinitiierung vorliegenden Randschichtzustands dar. Dabei wurde auch der Randschichtzustand in unbehandelten Proben überprüft.

4.3 Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung

4.3.1 Versuchsaufbau

Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach durchgreifender Verfestigung wurden an einem mechanischen Resonanzpulsler der Bauart Schenck PVQT mit einer Maximallast von 100 kN durchgeführt. Die verwendeten Proben wurden dabei zugschwellbeansprucht. Zur Kraftmessung wurde eine Kraftmessdose des Herstellers Interface mit einer zulässigen Maximalbelastung von 100 kN verwendet. Zur Messung der Risslänge kam das Potentialsondenverfahren mit einer Stromstärke von 35 A zum Einsatz. Die Signalverstärkung war $500x$. Der Einfluss durchgreifender Kaltverfestigungen auf die elektrische Leitfähigkeit wurde hierfür mit einem Wirbelstrommessgerät der Bauart Foerster Sigmatest quantifiziert. Die Abweichung der bei einer Frequenz von 60 kHz bestimmten elektrischen Leitfähigkeiten der einzelnen Zustände zueinander betrug 1,25 % bei nomineller Leitfähigkeit von $0,838 \pm 0,001 \frac{MS}{m}$. Daher wurde die Kalibrierung der Potentialsonde am unbehandelten Zustand erstellt und mit gebrochenen Proben weiterer Zustände validiert. Zum Einstellen der Versuchslasten stand ein LabView - basierter Regler für Mittellast und Lastamplitude zur Verfügung. Der verwendete Prüfaufbau ist in Abbildung 4.9 dargestellt.

4.3.2 Versuchsdurchführung

Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach durchgreifender Verfestigung wurden bei Raumtemperatur und an Laborluft durchgeführt. Tabelle 4.4 zeigt eine Übersicht der durchgeführten Versuche. Es wurden Rissausbreitungsversuche im kontinuierlichen sowie im

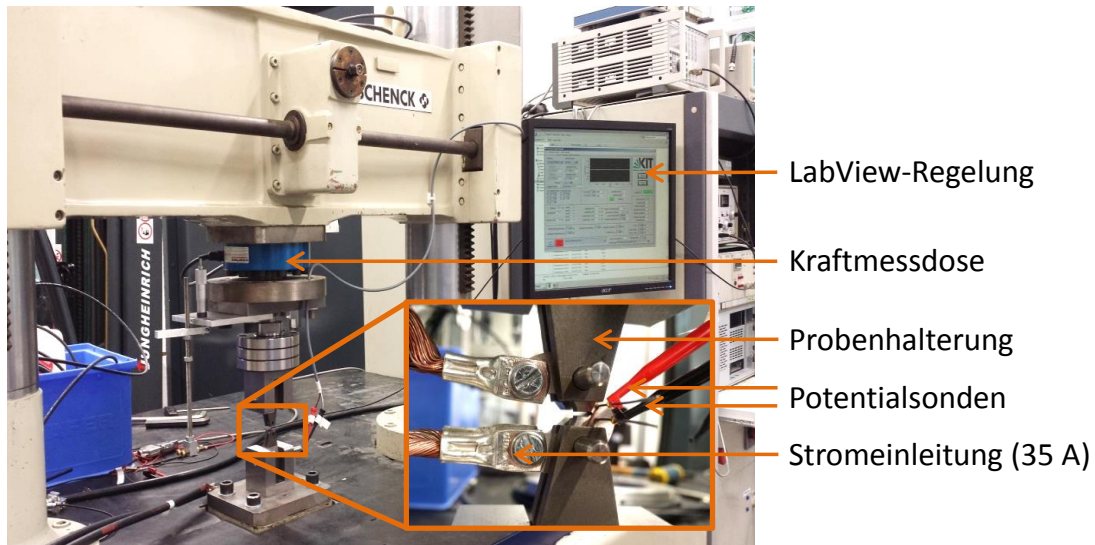


Abbildung 4.9: Versuchsaufbau für Versuche nach durchgreifender Verfestigung

Tabelle 4.4: Versuchsplan zur Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung

Versuchstyp	R_{nom} [-]	$\varphi_{c,0} = 0$	$\varphi_{c,1} = 0,14$	$\varphi_{c,2} = 0,25$	$\varphi_{c,3} = 0,42$	$\varphi_{c,4} = 0,62$
Kontinuierlich	0,2	RT	RT	RT	RT	RT
Lastabsenkung	0,5	RT	RT	RT	RT	RT
$F_{\text{max}} = 1500 \text{ N}$	0,7	RT	RT	RT	RT	RT
Lastabsenkung	0,2	RT	RT	RT	-	-
$F_{\text{max}} = \text{var.}$	0,5	RT	RT	RT	-	-
	0,7	RT	RT	RT	-	-
Rissöffnung	0,2	RT	RT	RT	RT	RT
$F_{\text{max}} = 1500 \text{ N}$	0,5	-	-	-	-	-
	0,7	-	-	-	-	-
$\Delta K_{\text{th,eff}}$	var.	RT	RT	RT	RT	RT

Lastabsenkungsverfahren bei konstantem Lastverhältnis R_{nom} durchgeführt. Ferner wurden Rissöffnungsversuche bei konstantem R_{nom} sowie mehrstufige Lastabsenkungsversuche bei variablem R_{nom} und konstantem K_{max} ($K_{\text{max}} = \text{const.}$ - Verfahren [47]) zur Ermittlung des verfestigungsabhängigen Effektivschwellenwerts durchgeführt.

4.3.2.1 Rissausbreitungsversuche

Rissausbreitungsversuche an durchgreifend verfestigten Proben wurden in Anlehnung an ASTM-Richtlinie E647 [77] durchgeführt. Hierzu wurde zunächst mit $F_{\text{max}} = 1500 \text{ N}$ und $R_{\text{nom}} = 0,2$ bis zu einer Risslänge von $a = 1,0 \text{ mm}$ angeschwungen, was $K_{\text{max}} = 28,58 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ bzw. $\Delta K_{\text{nom}} = 22,86 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ entspricht. Nach dem Anschwingen wurden kontinuierliche Rissausbreitungsversuche bei $R_{\text{nom}} = 0,2$ sowie einstufige Lastabsenkungsversuche bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ bis zum Probenbruch durchgeführt. Die Maximallast betrug

dabei stets $F_{\max} = 1500$ N. Weiterhin wurden mehrstufige Lastabsenkungsversuche bei konstantem Lastverhältnis zur Ermittlung des Schwellenwerts $\Delta K_{\text{th, nom}}$ durchgeführt. Die Lastabsenkungsrate nach [77] wurde dabei zu 10 % festgelegt. Die Versuche wurden bis zum Erreichen einer Rissausbreitungsrate von ca. $\frac{da}{dN} \approx 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{Zyklus}}$ durchgeführt. Die systembedingt variable Versuchsfrequenz lag bei allen Versuchen zwischen 16 und 35 Hz.

4.3.2.2 Rissöffnungsversuche

Rissöffnungsversuche an durchgreifend verfestigten Proben wurden bei drei verschiedenen Risslängen (1,56 mm / 1,87 mm / 2,22 mm) und $R_{\text{nom}} = 0,2$ durchgeführt. Messung und Auswertung erfolgten äquivalent zu dem in Abschnitt 4.2.3.2 beschriebenen Verfahren, wobei die Stromstärke von 35 A aufgrund der vergleichsweise langen Risse ausreichend war. Da bei $R_{\text{nom}} = 0,2$ in keinem Fall vollständiges Riss schließen festgestellt werden konnte, kam ausschließlich eine bilineare Anpassungsfunktion zum Einsatz.

4.3.2.3 Ermittlung von Effektivschwellenwerten

Die Ermittlung der per Definition von Riss schließeffekten befreiten Effektivschwellenwerte $\Delta K_{\text{th, eff}}$ erfolgte nach dem $K_{\max} = \text{const.}$ - Verfahren [47], was einem mehrstufigen Lastabsenkungsversuch mit variablem R_{nom} entspricht. Dabei wurde nach dem Anschwingen der Wert $K_{\max} = 15,24 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ festgelegt. Der Effektivschwellenwert wurde zu dem Wert von ΔK_{nom} festgelegt, bei dem eine Rissausbreitungsrate von $\frac{da}{dN} \leq 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{Zykl.}}$ erreicht wird. Die Lastreduktion erfolgte nach der in Tabelle 4.5 dargestellten Schrittfolge.

Bei allen mehrstufigen Lastabsenkungsversuchen wurde je Schritt ein Risswachstum von $\Delta a = 50 \mu\text{m}$ gestattet. Dies ist notwendig, um die Größe der monotonen plastischen Zone zu überwinden, deren Abmessung vor der Rissfront für den ebenen Spannungszustand nach der Formel von [29] gemäß

$$r_{\text{pl}} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{\max}}{R_{\text{cs}}} \right)^2 \quad (4.2)$$

abgeschätzt wird. Im Grundzustand ($\varphi_{c,0} = 0$) gilt damit $r_{\text{pl}} \approx 56 \mu\text{m}$, was durch verfestigungsbedingt ansteigende Dehngrenzen (siehe Abschnitt 5.2) eine Obergrenze darstellt.

Tabelle 4.5: Versuchsführung zur Bestimmung von Effektivschwellenwerten $\Delta K_{\text{th, eff}}$ nach durchgreifender Verfestigung; $K_{\max} = 15,24 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$

Stufe #	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Absenkung [%]	20	20	20	20	10	10	10	10	10	10	10	10
a [mm]	1,05	1,10	1,15	1,20	1,25	1,30	1,35	1,40	1,45	1,50	1,55	1,60
ΔK_{nom} [$\text{MPam}^{\frac{1}{2}}$]	12,0	9,59	7,68	6,11	5,50	4,87	4,45	4,08	3,60	3,23	2,95	2,65
R_{nom} [-]	0,21	0,37	0,50	0,60	0,64	0,68	0,71	0,73	0,76	0,79	0,81	0,83

4.4 Experimentelle Untersuchungen

4.4.1 Lichtmikroskopie

Lichtmikroskopische Gefügeuntersuchungen wurden an einem Auflichtmikroskop der Bauart Leitz Aristomet mit maximaler Vergrößerung $1000x$ durchgeführt. Für Korngrenzenätzungen wurde eine „Inconel 718 - Lösung“ (75 mL Ethanol 96 % + 25 mL Salzsäure 32 % + 3 mL Wasserstoffperoxid) verwendet.

Topographien und Rauheitskennwerte wurden an einem konfokalen Weißlichtmikroskop der Bauart Nanofocus μ Surf mit maximaler Vergrößerung $100x$ ermittelt. Hierzu wurden die Oberflächen mit einer Schrittweite von $0,2 \mu\text{m}$ abgerastert. Die ausgewertete Fläche betrug per Stitching zusammengesetzter Einzelaufnahmen $3,0 \cdot 1,5 \text{ mm}^2$. Alle gemessenen Oberflächenrauheiten wurden nach DIN 4287 [208] unter Verwendung eines Gaußfilters mit einer Grenzwellenlänge von $\lambda_c = 0,80 \text{ mm}$ bestimmt. Zusätzlich wurden Bruchflächenrauheiten nach durchgreifender Verfestigung unter Verwendung von $\lambda_c = 0,25 \text{ mm}$ bestimmt.

Für makroskopische Bruchflächenuntersuchungen stand ein Makroskop der Bauart Wild M420 mit maximaler Vergrößerung $32x$ zur Verfügung.

4.4.2 Röntgendiffraktometrie

Röntgenographische Eigenspannungs- und Halbwertsbreitenmessungen wurden an einem ψ -Diffraktometer durchgeführt. Hierfür wurde V-gefilterte Cr- K_α -Strahlung verwendet und die Verschiebung bzw. Verbreiterung der $\{220\}$ -Interferenzlinie der γ -Phase bei $2\theta_0 = 128,5^\circ$ ausgewertet. Primärseitig wurde eine Rundblende mit einem Durchmesser von 1 mm und sekundärseitig eine Schlitzblende mit einer Breite von 4 mm verwendet. Die Eigenspannungen wurden mit dem $\sin^2(\psi)$ -Verfahrens unter Verwendung eines Pearson-VII-Doppelppeakfits für $K_{\alpha 1}$ - und $K_{\alpha 2}$ -Dublette ermittelt. Hierfür wurden 13 ψ -Winkel zwischen -60° und $+60^\circ$ verwendet. Der Bereich von 2θ wurde an die erwartete Peakbreite angepasst, wobei zur sicheren Subtraktion des Untergrunds stets vollständige Interferenzlinien aufgenommen wurden. Die röntgenographischen Konstanten betragen $E_{\{220\}} = 225348 \text{ MPa}$ und $\nu_{\{220\}} = 0,297$. Halbwertsbreiten der $\{220\}$ -Interferenzlinien wurden im Bereich $-30^\circ \leq \psi \leq +30^\circ$ bestimmt, wofür der $K_{\alpha 2}$ -Peak rechnerisch entfernt wurde.

Für Eigenspannungs- und Halbwertsbreitenprofile an randnah verfestigten Proben wurde sukzessive auf einer $5 \cdot 10 \text{ mm}^2$ großen Fläche elektrolytisch abgetragen. Es wurde keine Korrektur der Eigenspannungen infolge des Abtragens vorgenommen. Ursprungszustand und thermisch relaxierte Zustände wurden an Vorversuchsproben (siehe Abschnitt 3.1) charakterisiert. Nach Festwalzen und Piezo Peening wurde ausschließlich quer zur Behandlungsrichtung (siehe Abbildung 3.2) gemessen. Die Zustände nach zyklisch-thermischer Relaxation wurden an per Sägeschnitt außerhalb des bearbeiteten Bereichs verkürzten Biegeproben gemäß Abbildung 4.10 (links) charakterisiert. Dabei wurden Messungen nur in Probenlängsrichtung (quer zur Behandlungsrichtung) durchgeführt.

Auch an mittels Rundkneten durchgreifend verfestigten Zuständen wurden Eigenspannungsmessungen direkt am Ligament fertig präparierter Proben in Richtung der im Versuch

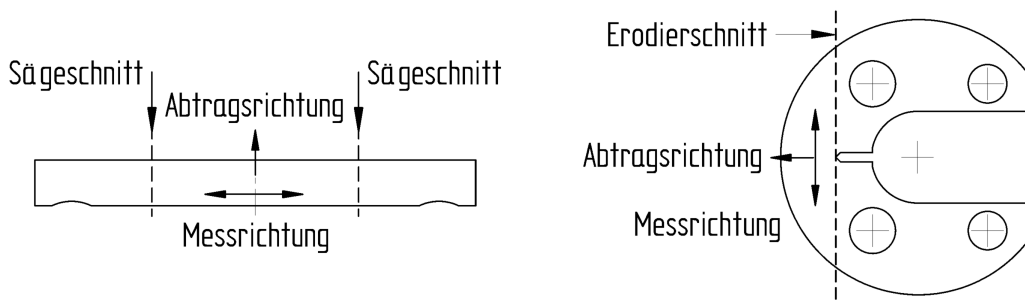


Abbildung 4.10: Entnahme sowie Mess- und Abtragsrichtung der Proben für Eigenspannungsmessungen; links: Biegeprobe, rechts: „arc-shaped tension“-Probe

applizierten Belastung durchgeführt. Hierfür wurde das Ligament durch einen Erodierschnitt senkrecht zur Starterkerbe direkt am Kerbgrund freigelegt. Durch sukzessives Elektropolieren auf einer $5 \cdot 10 \text{ mm}^2$ großen Fläche konnten auch hier tiefenabhängige Eigenspannungsverläufe erhalten werden. Dies ist in Abbildung 4.10 (rechts) dargestellt. Des Weiteren wurde die Entwicklung der röntgenographischen Halbwertsbreiten mit zunehmender Kaltverfestigung gemessen.

4.4.3 Mechanische Charakterisierung

Mikrohärtemessungen an randnah und durchgreifend verfestigten Prüfkörpern wurden mit einem Mikrohärteprüfer der Bauart Qness durchgeführt, wobei von einer Prüflast von 100 g (HV 0,1) bei einer Haltezeit von 10 Sekunden Gebrauch gemacht wurde. Tiefenprofile wurden ab einem minimalen Randabstand von $60 \mu\text{m}$ aufgenommen. Dabei wurden pro Tiefenschritt jeweils zehn Messungen durchgeführt.

Quasistatische Zugversuche an durchgreifend verfestigten Proben wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine der Bauart Instron 8803 mit einer Maximalkraft von 250 kN in Dehnungsregelung durchgeführt. Hierfür wurde ein DMS-basierter Längsdehnungsaufnehmer verwendet. Die Dehnrates betrug $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Die Versuche wurden nicht bis zum Probenbruch, sondern bis zum Erreichen einer Totaldehnung von $\varepsilon_{t,n} \leq 7 \%$ gefahren.

4.4.4 Elektronenmikroskopie

Rasterelektronenmikroskopische (REM) Untersuchungen wurden für Bruchflächenuntersuchungen an einem Gerät der Bauart Zeiss EVO 50 durchgeführt. Die fraktographischen Untersuchungen wurden größtenteils mit einer Beschleunigungsspannung von 10 kV an gereinigten Proben durchgeführt. Ferner wurden einzelne Orientierungsanalysen mittels Rückstreuungselektronenbeugung (EBSD) an einem Rasterelektronenmikroskop der Bauart Zeiss Auriga 60 durchgeführt.

Transmissionselektronenmikroskopische (TEM) Untersuchungen wurden zur Analyse der Versetzungssubstruktur nach durchgreifender Verfestigung durchgeführt. Für die Untersuchungen wurde das Laboratorium für Elektronenmikroskopie (LEM) des KIT beauftragt.

Es wurde ein aberrationskorrigiertes (C_s Bildkorrektor) Transmissionselektronenmikroskop vom Typ FEI Titan 80-300 verwendet. Die Beschleunigungsspannung betrug 300 kV. Die Proben wurden hierfür mechanisch geschliffen und anschließend elektrolytisch sowie mittels fokussierten Ionenstrahls gedünnt. Neben konventionellen TEM-Aufnahmen wurden auch hochauflösende Aufnahmen („High Resolution TEM“ / HRTEM) gemacht.

4.5 Numerische Untersuchungen

4.5.1 Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände

Numerische Untersuchungen an der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände wurden zur Bestimmung von fiktiven Randspannungen im Anschwingvorgang (rissfreies Modell) sowie zur Ermittlung von nominellen und durch Eigenspannungen hervorgerufenen Spannungsintensitäten (rissbehaftete Modelle) durchgeführt.

4.5.1.1 Modellierungsansatz

Bei den Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuchen an Proben nach randnaher Verfestigung wurden ausschließlich Oberflächenrisse erhalten, die in der Rissausbreitungsebene näherungsweise eine halbelliptische Form aufweisen (siehe Abschnitte 2.1.4 und 6.2.2). Für die Berechnung von Spannungsintensitäten an solchen Rissen stehen in der Literatur analytische Formeln für Zug- und Biegebeanspruchung [106, 108] zur Verfügung, die abhängig von Risstiefe a , Oberflächenrissbreite $2c$, Versuchslast F bzw. fiktiver Randspannung σ^* und Winkelcoordinate ϕ orts aufgelöste Werte von K an der Rissfront liefern (siehe Abbildung 2.11). Aufgrund der im Vergleich zur Oberflächenrissbreite ($2c$) schmalen Proben (Breite $2b = 5$ mm) waren diese Formeln jedoch nicht anwendbar, da hierfür eine Begrenzung von $\frac{2c}{2b} \leq 0,5$ gilt [106]. Dieser Wert wird bei den in dieser Arbeit gefundenen Rissen bereits ab $a \approx 0,8$ mm überschritten (siehe Abschnitt 6.2.2.4), weshalb die vorliegenden K numerisch bestimmt werden mussten. Hierfür wurden FE-Simulationen an verschiedenen Modellen mit definierten, den Experimenten entnommenen Rissabmessungen, durchgeführt. Auf eine umfassende, analytische Formel $K(F, a, c, \phi)$ wurde dabei verzichtet.

Die Probengeometrie wurde in Abaqus/CAE dreidimensional mit jeweils ca. 100000 \sim 130000 quadratischen Hexaederelementen vom Typ C3D20R unter Annahme rein elastischen Werkstoffverhaltens mit $E = 200000$ MPa und $\nu = 0,29$ [49] modelliert. Bei rissbehafteten Modellen wurde die Rissfront mit quadratischen Keilelementen vom Typ C3D15 dargestellt und von vier halbkreisförmigen Konturen umrandet. Zur Reproduktion der Spannungssingularität $K \sim \frac{1}{\sqrt{r}}$ [22] wurden die auf den Kanten der Risspitzenelemente liegenden Knoten um ein Viertel der Elementkantenlänge zur Rissfront verschoben. Aufgrund der vorhandenen Symmetrien wurde die Probengeometrie als Viertelmodell abgebildet. Die zylindrischen Auflager wurden vereinfachend als starr-analytische Flächen modelliert. Tangentiale Reibung zwischen den Auflagern und der Probe wurde vernachlässigt. Das verwendete Modell ist in Abbildung 4.11 exemplarisch für den rissbehafteten Fall mit einer Risstiefe von $a = 0,35$ mm dargestellt.

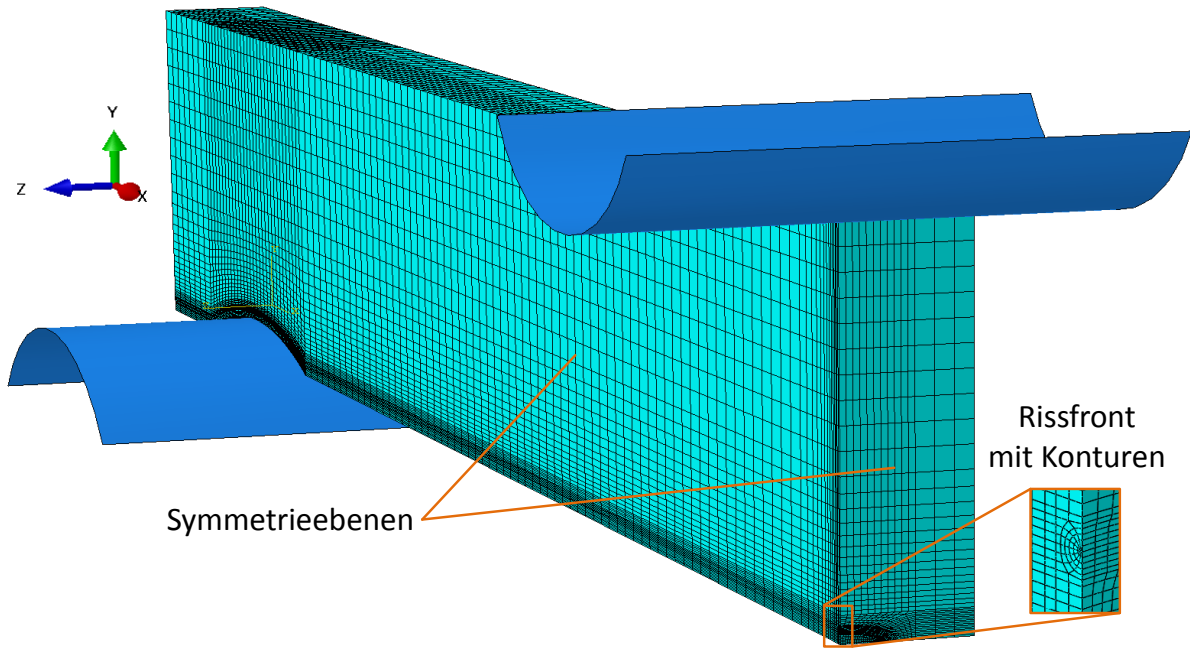


Abbildung 4.11: FE-Modell zur Ermittlung von Spannungen und Spannungsintensitäten an der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände

4.5.1.2 Bestimmung nomineller Spannungsintensitäten

Nominelle Spannungsintensitäten K_{nom} wurden an rissbehafteten Modellen für $\phi = 90^\circ$ und für $\phi = 0^\circ$ ermittelt, wofür jeweils die vierte, den Riss umschließende Kontur ausgewertet wurde. Die Rechnungen wurden mit Abaqus/Standard durchgeführt. Zur Ermittlung der Abhängigkeit $K_{\text{nom}}(|F|, a, c)$ wurde ein vollparametrischer Simulationsplan mit vier äußeren Lasten $|F|$ (500 N; 2000 N; 4000 N; 6000 N) und zehn Rissgrößen ($a, 2c$) verwendet. Die modellierten Rissabmessungen sind in Tabelle 4.6 dargestellt, wobei die Maschenweite Δa an den erwarteten Zusammenhang $K_{\text{nom}} \sim \sqrt{a}$ angepasst wurde. Die zugrunde gelegten Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ der Risse wurden hierfür post mortem bestimmt. Da hier signifikante Streuungen vorlagen (siehe Abbildung 6.13), wurde der Zusammenhang $\frac{a}{c}(a)$ für alle Versuche gemeinsam mit einer analytischen Funktion angepasst und Spannungsintensitäten nur für die so ermittelte Aspektverhältnissevolution berechnet. Dieses Vorgehen entspricht der Bildung einer „forcing function“ [6] und wird in den Abschnitten 6.4.2.1 und 7.4.1 noch diskutiert. Der Einfluss der Mikrokerbe (siehe Abschnitt 3.3.2) auf die Berechnung von K_{nom} wurde vernachlässigt, da sich hierdurch erhebliche Vorteile bei der Modellierbarkeit und bei der Ermittlung der K_{nom} am Rissrand ($\phi = 0^\circ$) ergaben. In einer Vergleichsrechnung mit Mikrokerbe und $a = 1,5 \text{ mm}$ betrug die Abweichung für K_{nom} bei $\phi = 90^\circ$ ca. 0,2 %.

Tabelle 4.6: Übersicht der Modelle zur Ermittlung von Spannungsintensitäten

Modell #	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Risstiefe a [mm]	0,25	0,35	0,42	0,50	0,65	0,80	1,00	1,20	1,50	1,80
Rissbreite $2c$ [mm]	1,76	1,90	2,00	2,12	2,32	2,52	2,80	3,08	3,54	4,02

4.5.1.3 Bestimmung von Eigenspannungsintensitäten

Auf die vorstehend beschriebene Weise wurden ferner auch durch Druckeigenspannungsfelder hervorgerufene Spannungsintensitäten („Eigenspannungsintensitäten“) K_{rs} für die definierten Rissabmessungen ermittelt. Hierfür wurden analog zum Vorgehen von [48, 57] in den rissbehafteten Modellen in Abaqus/Standard zyklisch bzw. zyklisch-thermisch relaxierte Quereigenspannungsverläufe infolge randnaher Verfestigung mit Hilfe der „SIGINI“-Subroutine aufgeprägt, wobei die Rissufer in diesem Schritt zunächst mit einer Verschiebungsrandbedingung festgehalten wurden. Um mögliche Umlagerungen durch Ausgleichsrechnungen in der Simulation zu minimieren, wurden die Zugeigenspannungen im Probeninneren mit Hilfe des Kräftegleichgewichts abgeschätzt und ebenfalls einbezogen. Um die randnahen Gradienten abbilden zu können, wurde die Elementkantenlänge in Randnähe auf $\leq 0,05$ mm festgelegt. Im Anschluss an die Ausgleichsrechnung wurden die Rissufer gelöst und mit der eigentlichen Bestimmung von K_{rs} fortgefahren.

Eigenspannungsintensitäten infolge Druckeigenspannungen sind negative Spannungsintensitäten, die per Definition eigentlich nicht existieren. Physikalisch existiert K_{rs} nur, wenn der Riss offen ist bzw. eine positive Gesamtspannungsintensität $K_{tot} = K_{rs} + K_{nom}$ vorliegt [48]. Die Ermittlung von K_{rs} ist somit möglich, indem das eigenspannungsbehaftete Simulationsmodell bis zum Erreichen von $K_{tot} \geq 0$ belastet wird. Durch Vergleich mit den vorab bestimmten K_{nom} im äquivalenten Belastungszustand lassen sich so die Eigenspannungsintensitäten gemäß $K_{rs} = K_{tot} - K_{nom}$ identifizieren. Dieses Vorgehen ist Gegenstand der Diskussion in Abschnitt 7.4.1.

4.5.2 Probengeometrie für durchgreifend verfestigte Zustände

Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach durchgreifender Verfestigung wurden an einer Probengeometrie vorgenommen, die einer Modifikation der „arc-shaped tension“-Geometrie aus der ASTM-Richtlinie E399 [200] entspricht. Hierbei wurden ausschließlich zu den Seitenflächen durchgängige Risse untersucht. Um die Anwendbarkeit der in [200] hinterlegten Berechnung für K_{nom} zu prüfen, wurden zweidimensionale FE-Modelle der originalen und der modifizierten Probengeometrie erstellt, wofür jeweils ca. 15000 lineare Elemente des ebenen Dehnungszustands (CPE4) verwendet wurden. Die relative Abweichung der berechneten Spannungsintensitäten war im relevanten Bereich stets kleiner als 1 %, weshalb die geschlossene Formel aus der [200] verwendet werden konnte. Unter Zugrundelegung von $W = 10$ mm und $B = 5$ mm ergibt sich bei der Versuchslast F und der Risslänge a :

$$K_{nom} = \frac{F}{B\sqrt{W}} \left(1,9 + 1,1 \frac{a}{W} \right) \left[1 + 0,25 \left(1 - \frac{a}{W} \right)^2 \cdot \frac{2}{3} \right] \cdot f \left(\frac{a}{W} \right). \quad (4.3)$$

Dabei gilt:

$$f \left(\frac{a}{W} \right) = \frac{\sqrt{\frac{a}{W}}}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \left[3,74 - 6,30 \frac{a}{W} + 6,32 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 2,43 \left(\frac{a}{W} \right)^3 \right]. \quad (4.4)$$

5 Vergleich der Zustände nach randnaher und durchgreifender Verfestigung

Im folgenden Kapitel werden die nach mechanischen Oberflächenbehandlungen vorliegenden, randnah verfestigten Zustände durch Oberflächentopographie und Rauheit, Mikrohärteverläufe sowie Eigenspannungen und röntgenographische Halbwertsbreiten charakterisiert. Ferner wird die Stabilität von Eigenspannungen und röntgenographischen Halbwertsbreiten unter thermischer und zyklisch-thermischer Belastung angesprochen. Die nach Rundkneten vorliegenden, durchgreifend verfestigten Zustände werden durch Mikrohärteverläufe und Zugversuche, röntgenographische Eigenspannungen und Halbwertsbreiten sowie transmissionselektronenmikroskopische (TEM) Untersuchungen charakterisiert. In der anschließenden Diskussion soll auf die erzielten randnah und durchgreifend verfestigten Zustände sowie auf ihre Vergleichbarkeit eingegangen werden.

Das Ziel der dargestellten Untersuchungen ist die Herleitung geeigneter Kenngrößen zur Korrelation mit den Ergebnissen der Lebensdauer-, Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche (siehe Kapitel 6).

5.1 Randnah verfestigte Zustände

5.1.1 Untersuchungen an Flachproben

5.1.1.1 Oberflächentopographie und Rauheit

Abbildung 5.1 zeigt die Oberflächentopographie des unbehandelten (geschliffenen) Zustands in Form einer Pseudofarbansicht. In den Abbildungen 5.2 bis 5.5 sind die Oberflächentopographien an Flachproben nach Kugelstrahlen, Festwalzen und Piezo Peening dargestellt. Nach dem Schleifen liegen deutliche Riefen an der Oberfläche vor. Die Parametersätze Kugelstrahlen P1 bis P4 zeigen eine deutliche Kraterbildung, die nach Kugelstrahlen mit Parametersatz P5 deutlich geringer ausfällt. Nach Piezo Peening sind periodisch wiederholte Eindrücke erkennbar. Festwalzen mit den gewählten Parametern führt zur Einglättung der Oberfläche, jedoch bleiben die Schleifriefen erkennbar.

Die Rauheitskennwerte R_a und R_z wurden nach DIN 4287 [208] mit einer Grenzwellenlänge (Gaußfilter) von $\lambda_c = 0,80$ mm bestimmt. Sie sind in Tabelle 5.1 dargestellt. Durch Kugelstrahlen werden im Vergleich zum unbehandelten Zustand die Rauheitskennwerte stark, durch Piezo Peening geringfügig erhöht. Durch Festwalzen wird die Oberflächenrauheit bei beiden erprobten Parametersätzen verringert.

Oberflächentopographien und Rauheitskennwerte wurden an Quaderproben bzw. Vorversuchsproben (siehe Abschnitt 3.1) bestimmt.

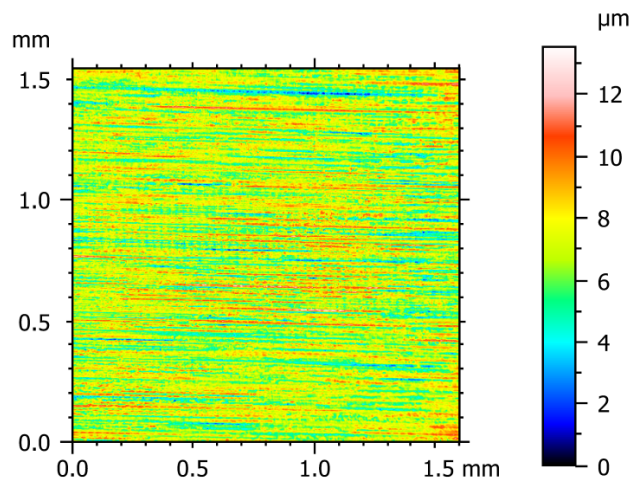


Abbildung 5.1: Topographie der unbehandelten (geschliffenen) Oberfläche

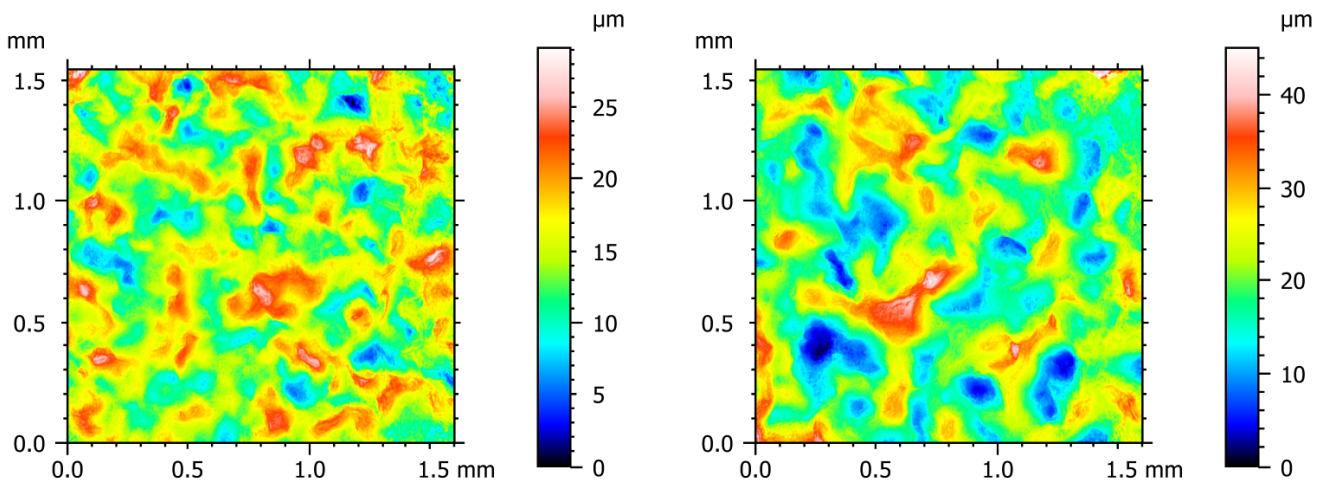


Abbildung 5.2: Topographien der kugelgestrahlten Oberflächen; P1 (links) und P2 (rechts)

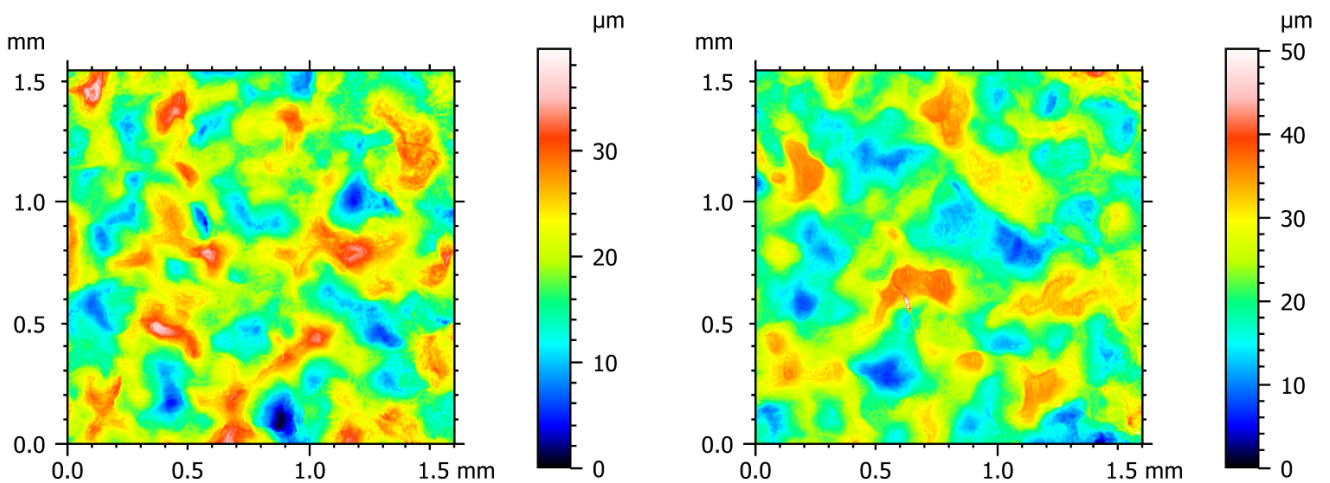


Abbildung 5.3: Topographien der kugelgestrahlten Oberflächen; P3 (links) und P4 (rechts)

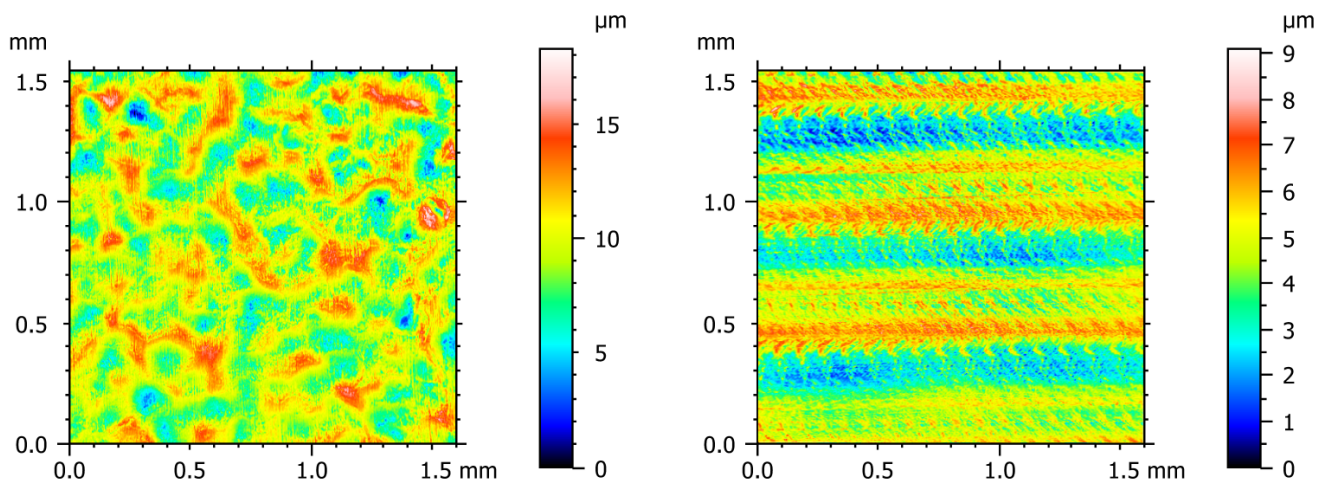


Abbildung 5.4: Topographie der kugelgestrahlten Oberfläche P5 (links) und Topographie nach Piezo Peening (rechts)

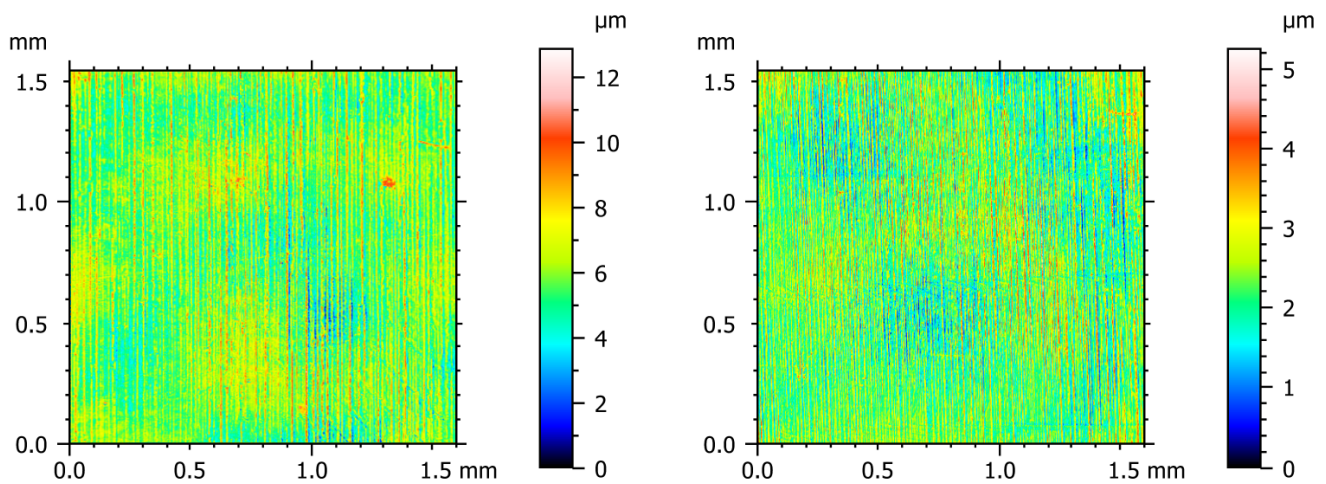


Abbildung 5.5: Topographien der festgewalzten Oberflächen; P1 (links) und P2 (rechts)

Tabelle 5.1: Rauheitskennwerte der an Flachproben eingestellten Randschichtzustände

	DIN 4287: R_z [μm]	DIN 4287: R_a [μm]
Unbehandelt	$1,63 \pm 0,28$	$0,22 \pm 0,03$
Kugelstrahlen P1	$14,50 \pm 3,23$	$2,50 \pm 0,63$
Kugelstrahlen P2	$18,60 \pm 3,70$	$3,43 \pm 0,83$
Kugelstrahlen P3	$16,60 \pm 3,93$	$3,27 \pm 0,81$
Kugelstrahlen P4	$16,70 \pm 3,11$	$3,24 \pm 0,82$
Kugelstrahlen P5	$7,47 \pm 1,83$	$1,33 \pm 0,30$
Piezo Peening	$3,52 \pm 0,37$	$0,58 \pm 0,05$
Festwalzen P1	$1,35 \pm 0,28$	$0,18 \pm 0,02$
Festwalzen P2	$1,10 \pm 0,24$	$0,16 \pm 0,04$

5.1.1.2 Mikrohärteverläufe

Die randnahen Mikrohärteverläufe nach Kugelstrahlen, Festwalzen und Piezo Peening sind in den Abbildungen 5.6 und 5.7 dargestellt. Ausgehend von einer randnahen Mikrohärte

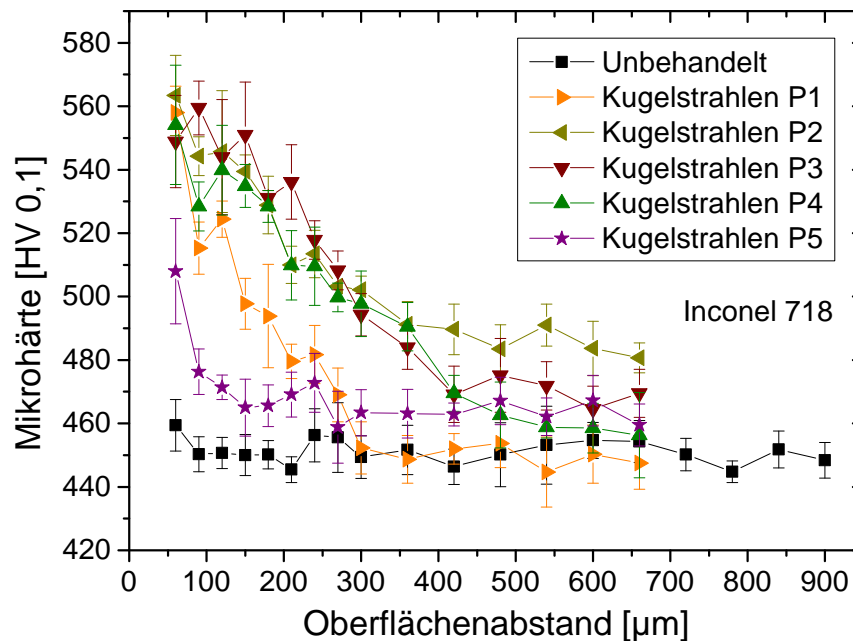


Abbildung 5.6: Verläufe der Mikrohärten in Randnähe nach Kugelstrahlen

von ca. 460 HV 0,1 ließen sich Härtesteigerungen auf bis zu ca. 560 HV 0,1 (Kugelstrahlen) bzw. ca. 530 HV 0,1 (Festwalzen und Piezo Peening) erzielen. Die Härtesteigerung ist je nach gewähltem Verfahren und Parametersatz jedoch nur innerhalb eines bestimmten Abstands zur Oberfläche signifikant. So beträgt die Steigerung der Mikrohärte bei allen kugelgestrahlten Zuständen bereits nach 300 μm weniger als 10 %. Im Fall des Parametersatzes Kugelstrahlen P2 ist ferner eine Tendenz zur Bildung eines Härteplateaus ab einer Eindringtiefe von 300 μm ersichtlich. Tiefgreifende, aber relativ geringe Härtesteigerungen wurden mit den Verfahren Festwalzen und Piezo Peening erzielt.

Alle vorstehend gezeigten Mikrohärteverläufe wurden an Quaderproben bzw. Vorversuchsproben (siehe Abschnitt 3.1) bestimmt.

5.1.1.3 Eigenspannungen und röntgenographische Halbwertsbreiten

Abbildung 5.8 zeigt die Eigenspannungsverläufe nach Oberflächenbehandlung mittels Kugelstrahlen. Die Eigenspannungsverläufe nach Festwalzen und Piezo Peening sind in Abbildung 5.9 dargestellt. Das Eigenspannungsmaximum ist stets unterhalb der Oberfläche zu finden und beträgt jeweils zwischen -700 MPa und -1000 MPa. Die Eindringtiefe der Druckeigenspannungen ist nach der Kugelstrahlbehandlung mit P5 am geringsten und beträgt

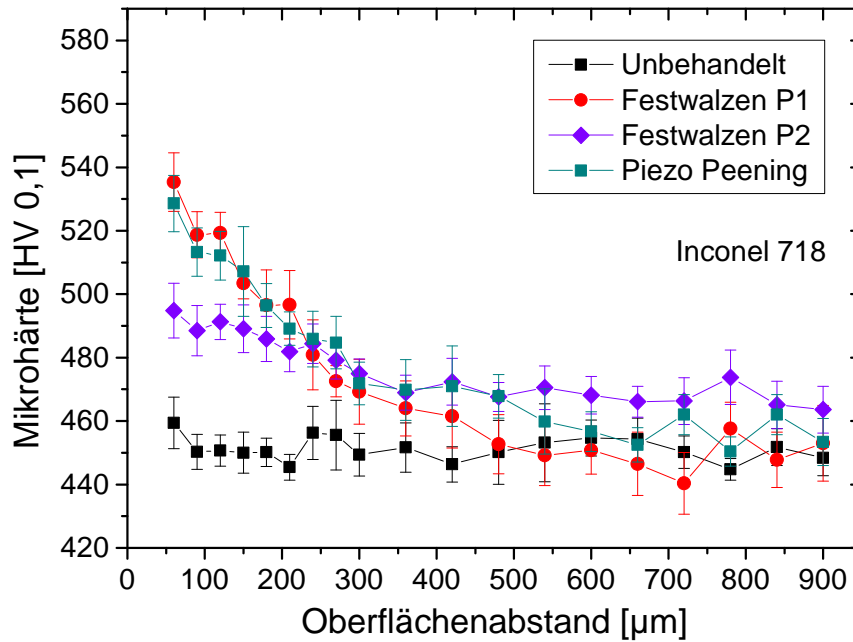


Abbildung 5.7: Verläufe der Mikrohärtungen in Randnähe nach Festwalzen und Piezo Peening

ca. 250 μm . Eine unwesentlich höhere Eindringtiefe wurde mit dem Parametersatz P1 erzielt. Die Tiefenverläufe der mittels P2, P3 und P4 kugelgestrahlten Proben ähneln sich sehr, wobei jeweils Eindringtiefen von ca. 450 \sim 550 μm erzielt wurden. Höhere Eigen­spannungseindringtiefen konnten mit den Verfahren Festwalzen und Piezo Peening erzielt werden. Hierbei wurden Eigen­spannungsmaxima in einer Tiefe von ca. 50 \sim 150 μm und Eindringtiefen von ca. 500 \sim 750 μm gefunden. Im unbehandelten Zustand liegen direkt an der Oberfläche Druckeigen­spannungen geringen Betrages vor, die von ebenfalls geringen Zugeigen­spannungen unterhalb der Oberfläche abgestützt werden.

In Abbildung 5.10 sind die Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten der $\{220\}$ -Interferenzlinie nach Kugelstrahlen dargestellt. Die Verläufe der Halbwertsbreiten nach Festwalzen und Piezo Peening sind in Abbildung 5.11 dargestellt. Die höchste Steigerung der Halbwertsbreite kann mit dem Kugelstrahlparametersatz P3 direkt an der Oberfläche erzielt werden. Allerdings sind die Verläufe bei den kugelgestrahlten Zuständen P1 und P5 sowie P2, P3 und P4 nahezu deckungsgleich. Die geringste Strahlwirkung wurde mit dem Parametersatz P5 erzielt. Ebenso kann zwischen den festgewalzten Zuständen und dem piezogepeenten Zustand nahezu kein Unterschied gefunden werden. Hier ist eine moderate Halbwertsbreitenzunahme zu finden. An der Oberfläche werden dabei durch Kugelstrahlen Steigerungen der Halbwertsbreite von ca. $1,0^\circ$ im Grundzustand bis maximal $2,6^\circ$ (P3) beobachtet. Nach Festwalzen und Piezo Peening kann die Halbwertsbreite direkt an der Oberfläche auf maximal ca. $1,7^\circ$ gesteigert werden.

Alle vorstehend gezeigten Eigen­spannungen und Halbwertsbreiten wurden an Quader­proben bzw. Vorversuchsproben (siehe Abschnitt 3.1) gemessen.

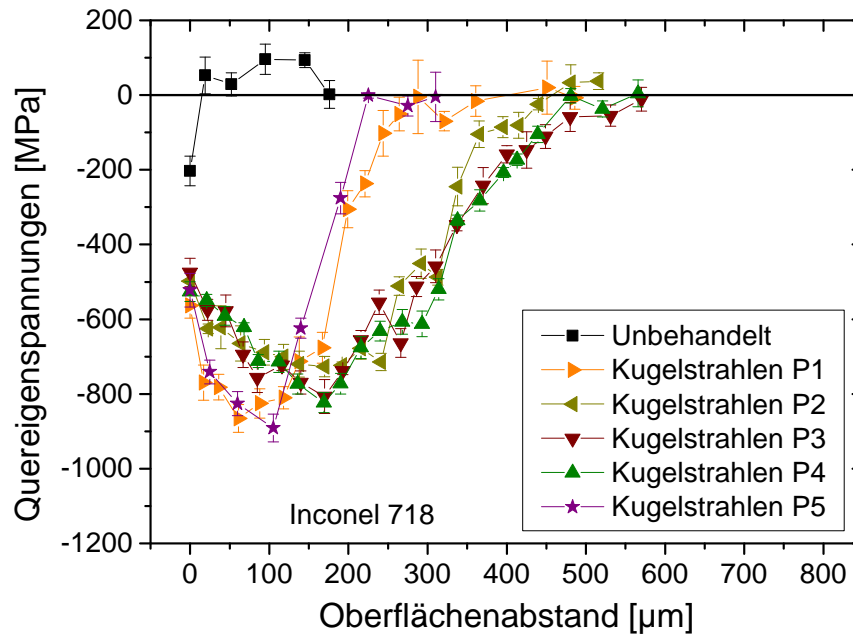


Abbildung 5.8: Quereigenspannungsprofile nach Kugelstrahlen

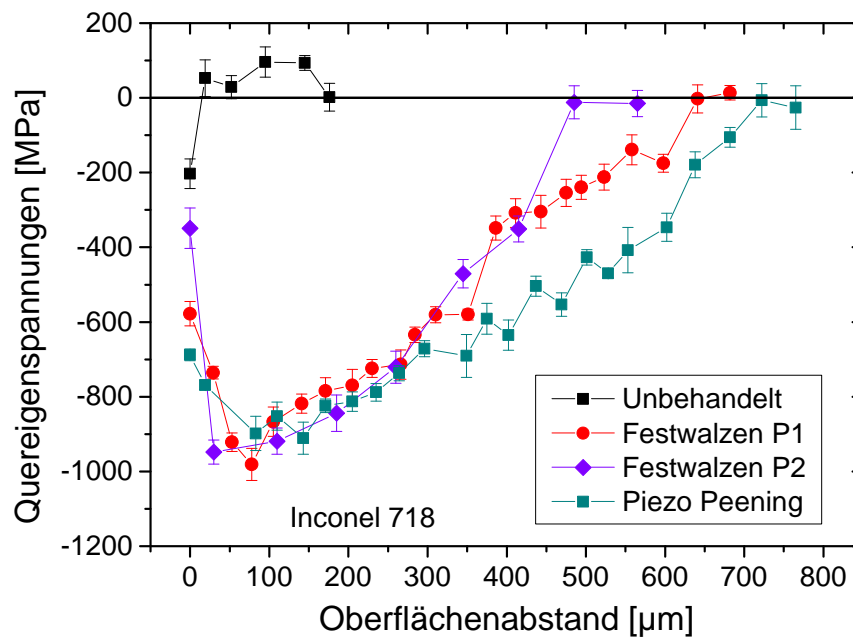


Abbildung 5.9: Quereigenspannungsprofile nach Festwalzen und Piezo Peening

5.1.1.4 Bewertung und Folgerung

Mit den acht gewählten Parametersätzen zur randnahen Verfestigung lässt sich eine hohe Spreizung der Oberflächeneigenschaften erzielen. Hinsichtlich der kugelgestrahlten Zustände lässt sich eine starke Übereinstimmung der Zustände P1 und P5 bezüglich der eingestellten Eigenspannungs- und Halbwertsbreitenprofile sowie eine generelle starke Ähnlichkeit der Zustände P2, P3 und P4 feststellen. Nach Festwalzen und Piezo Peening lassen sich zwar Unterschiede insbesondere bzgl. der Tiefenwirkung der Kenngrößen identifizieren,

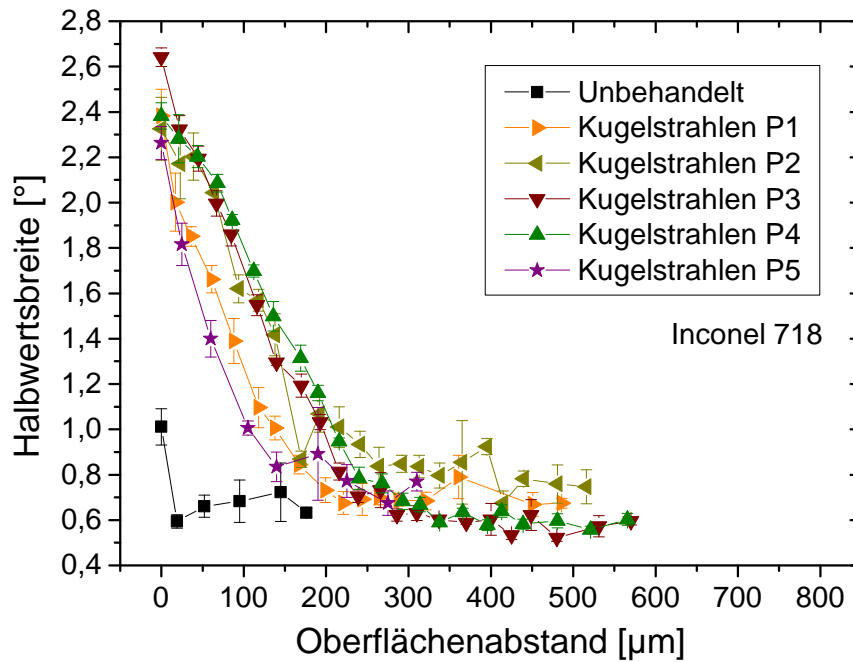


Abbildung 5.10: Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) nach Kugelstrahlen

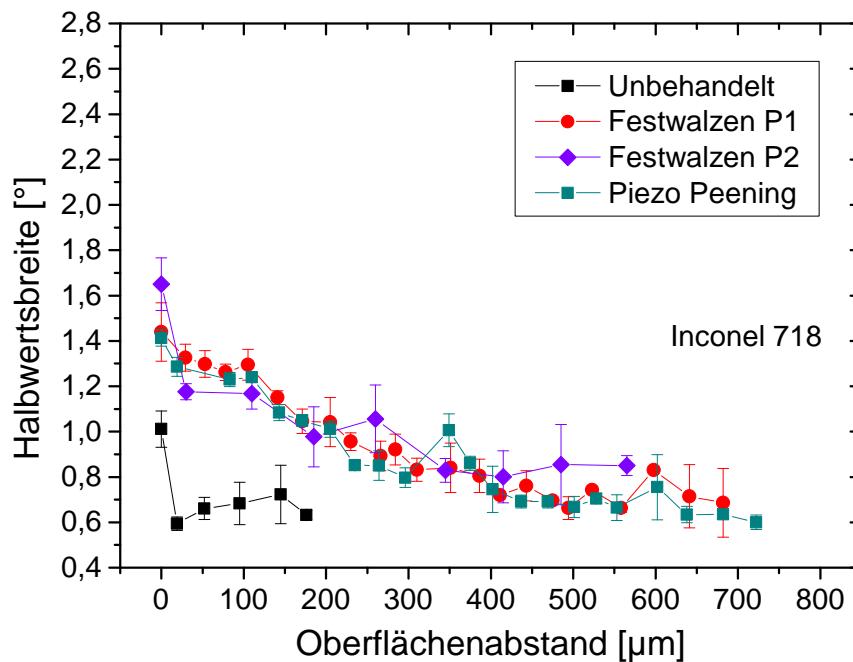


Abbildung 5.11: Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) nach Festwalzen und Piezo Peening

jedoch ist die bewirkte Kaltverfestigung in allen Fällen sehr ähnlich. Daher wurden vier der acht erprobten Zustände für die weiteren Untersuchungen ausgewählt. Neben dem unbehandelten Zustand sind dies Kugelstrahlen P1 und P4 sowie Festwalzen P1. Letzterer wird im Folgenden vereinfachend auch ohne Parametersatznummer angegeben.

5.1.2 Untersuchungen an Rundproben

5.1.2.1 Oberflächenrauheit

Die Rauheitskennwerte R_a und R_z der Rundproben für lebensdauerorientierte Versuche sind in Tabelle 5.2 dargestellt. Durch Kugelstrahlen wird eine signifikante Rauheitssteigerung

Tabelle 5.2: Rauheitskennwerte der an Rundproben eingestellten Randschichtzustände

	DIN 4287: $R_z[\mu\text{m}]$	DIN 4287: $R_a[\mu\text{m}]$
Unbehandelt	$2,31 \pm 0,23$	$0,32 \pm 0,02$
Kugelstrahlen P4	$15,30 \pm 3,50$	$3,18 \pm 0,90$
Festwalzen P1	$0,76 \pm 0,10$	$0,12 \pm 0,01$

und durch Festwalzen eine Oberflächeneinglättung bewirkt.

5.1.2.2 Mikrohärteverläufe

Die randnahen Mikrohärteverläufe an Rundproben sind in Abbildung 5.12 dargestellt. Eine Härtesteigerung bis ca. 540 HV 0,1 konnte mit beiden Verfahren erzielt werden.

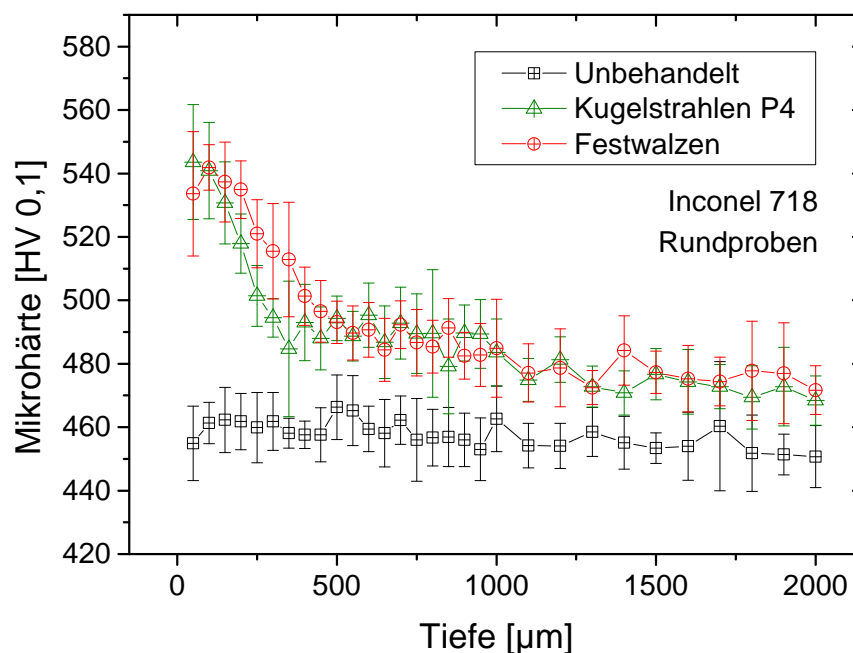


Abbildung 5.12: Mikrohärteverläufe nach randnaher Verfestigung in Rundproben

5.1.3 Stabilität der Randschichtzustände

Die Randschichtstabilität bzgl. Eigenspannungen und Halbwertsbreiten wurde gemäß der in Abschnitt 4.2.3.3 beschriebenen Vorgehensweise anhand des in Tabelle 4.3 dargestellten Versuchsplans an den Zuständen Kugelstrahlen P1 und P4 sowie Festwalzen P1 untersucht. Thermisch relaxierte Zustände wurden aus Verfügbarkeitsgründen nur an den in Abschnitt 3.1 beschriebenen Quaderproben (Vorversuchsproben) erfasst. Messungen an zyklisch-thermisch relaxierten Zuständen wurden an Rissausbreitungsproben in der in Abbildung 4.10 (links) spezifizierten Richtung (quer) durchgeführt.

5.1.3.1 Eigenspannungsstabilität

Die Abbildungen 5.13 bis 5.16 zeigen die ursprünglich im Vorversuch eingestellten, sowie die thermisch und zyklisch-thermisch relaxierten Eigenspannungsprofile. Dabei ist die Zyklenzahl mit „Z.“ und die Auslagerungsdauer in Minuten mit „m.“ abgekürzt.

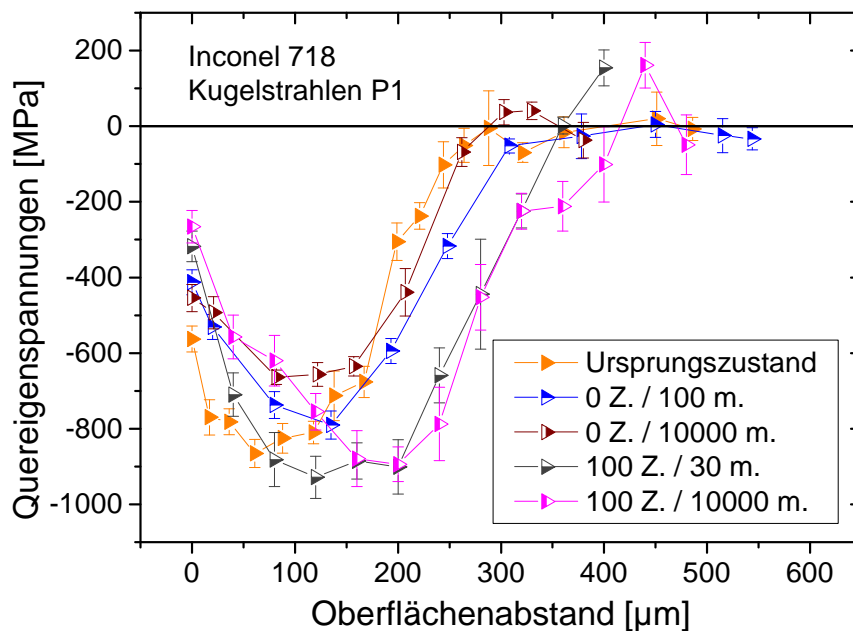


Abbildung 5.13: Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Quereigenspannungsprofile des kugelgestrahlten Zustands P1

Bei den kugelgestrahlten Zuständen ist ein thermischer Eigenspannungsabbau insbesondere in Oberflächennähe bis zu einer Tiefe von ca. 150 μm ersichtlich. Dieser wird von Umlagerungseffekten begleitet, wobei es zu einer leichten Verschiebung der Eigenspannungseindringtiefen in das Probeninnere kommt. Im Vergleich dazu sind die Eigenspannungen nach Festwalzen thermisch äußerst stabil, wobei es lediglich zu einer Relaxation im Bereich des Maximums kommt. Zyklisch-thermische Relaxationsversuche wurden unter realen

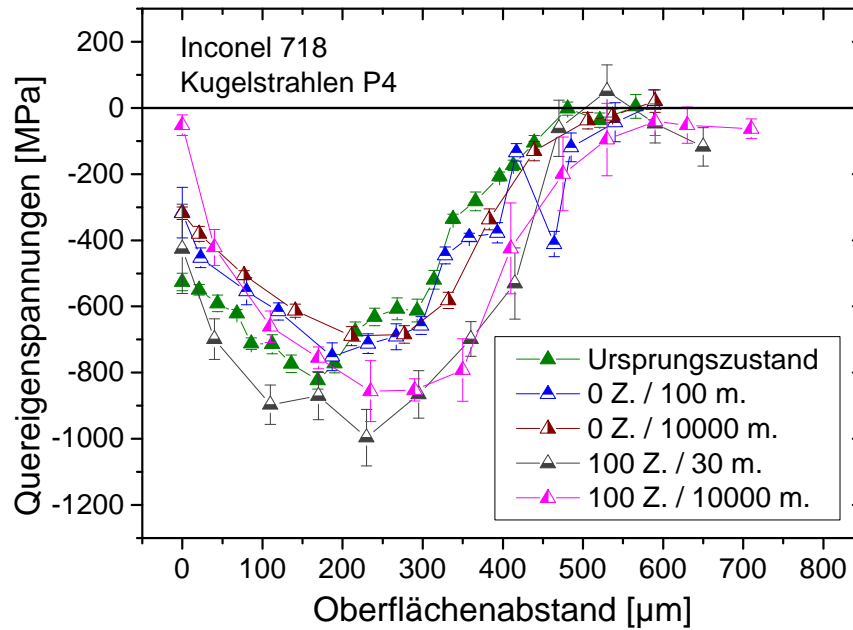


Abbildung 5.14: Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Quereigenspannungsprofile des kugelgestrahlten Zustands P4

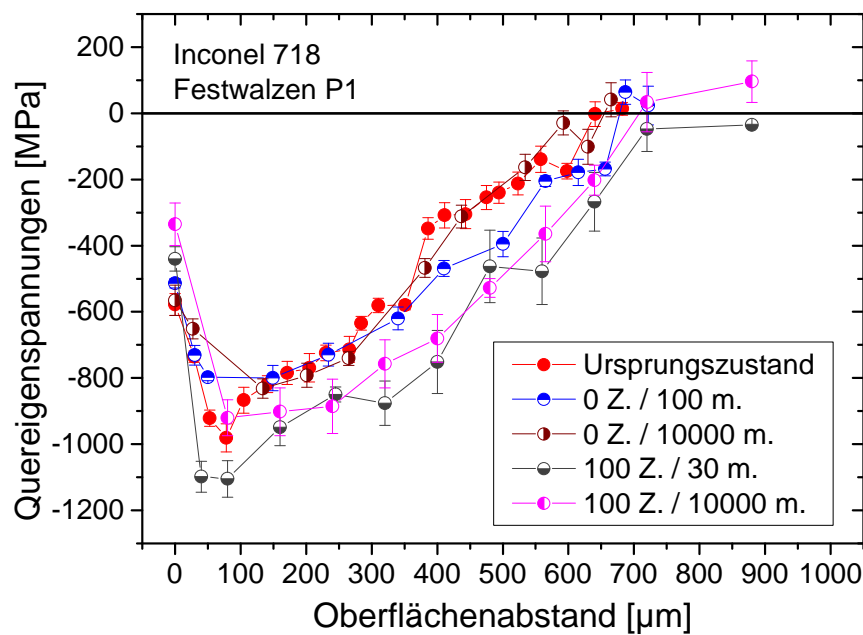


Abbildung 5.15: Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Quereigenspannungsprofile des festgewalzten Zustands P1

Versuchsbedingungen an Rissausbreitungsproben vorgenommen und lassen keinen direkten Vergleich mit dem Ausgangszustand bzw. den rein thermisch relaxierten Zuständen zu. Die Eigenspannungsprofile haben in diesen Fällen stets einen größeren Maximalbetrag und eine größere Tiefenwirkung als im Ursprungszustand. Die Eigenspannungen relaxieren direkt an der Oberfläche am stärksten, wobei der Unterschied zwischen 30- und 10000-minütiger Auslagerung gering ist. Im kugelgestrahlten Zustand P4 relaxieren die Oberflächeneigenspannungen nach zyklisch-thermischer Belastung fast vollständig. Im

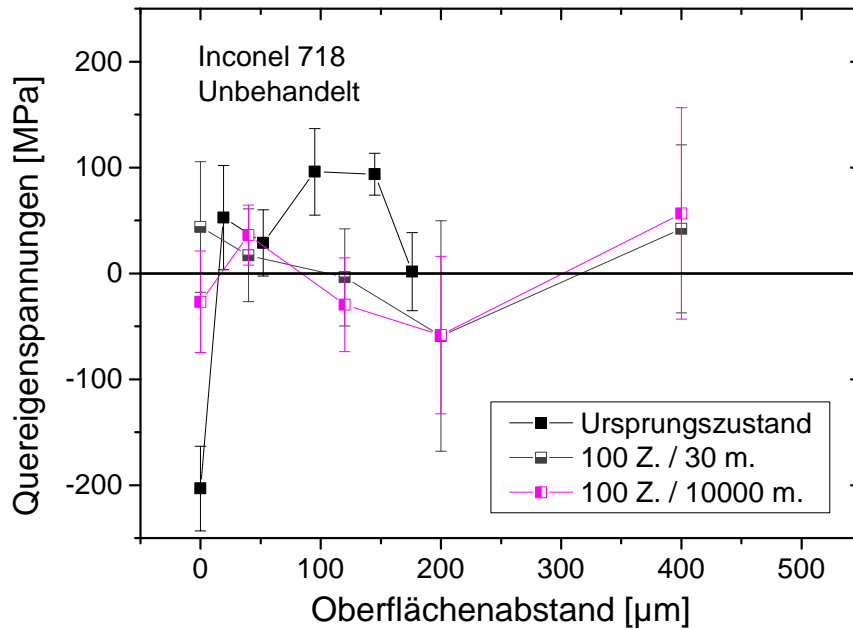


Abbildung 5.16: Zyklisch-thermisch relaxierte Quereigenspannungsprofile des unbehandelten Zustands

festgewalzten Zustand kommt es wiederum hauptsächlich zu einer Relaxation des Eigenspannungsmaximums. Im unbehandelten Zustand liegen nach zyklisch-thermischer Belastung keine signifikanten Eigenspannungen vor.

5.1.3.2 Stabilität röntgenographischer Halbwertsbreiten

Die Abbildungen 5.17 bis 5.20 zeigen die ursprünglich eingestellten sowie die thermisch bzw. zyklisch-thermisch relaxierten Profile der röntgenographischen Halbwertsbreiten der {220}-Interferenzlinie der γ -Phase. Dabei ist die Zyklenzahl mit „Z.“ und die Auslagerungsdauer in Minuten mit „m.“ abgekürzt.

Bei den kugelgestrahlten Zuständen kommt es insbesondere in Randnähe zu einer thermischen Relaxation der röntgenographischen Halbwertsbreiten. So nimmt die Halbwertsbreite beim kugelgestrahlten Zustand P1 an der Oberfläche von ca. $2,4^\circ$ nach 100 Minuten auf ca. $1,95^\circ$ und nach 10000 Minuten auf ca. $1,75^\circ$ ab. Demgegenüber kommt es beim festgewalzten Zustand infolge thermischer Relaxation kaum zu einer Änderung der gemessenen Halbwertsbreiten. Die Ergebnisse der zyklisch-thermischen Relaxationsversuche können wiederum nicht direkt mit dem Ausgangszustand bzw. den rein thermisch relaxierten Zuständen verglichen werden. Der Effekt der nachgeschalteten Auslagerungszeit ist wenig ausgeprägt. Nur im kugelgestrahlten Zustand kommt es zu einer bemerkbaren, wenn auch geringen Abnahme der Halbwertsbreite im Oberflächenabstand bis ca. $100\ \mu\text{m}$ bei Erhöhung der Auslagerungszeit von 30 Minuten auf 10000 Minuten.

Die beschriebenen Befunde werden in Abschnitt 5.3.1.2 noch diskutiert.

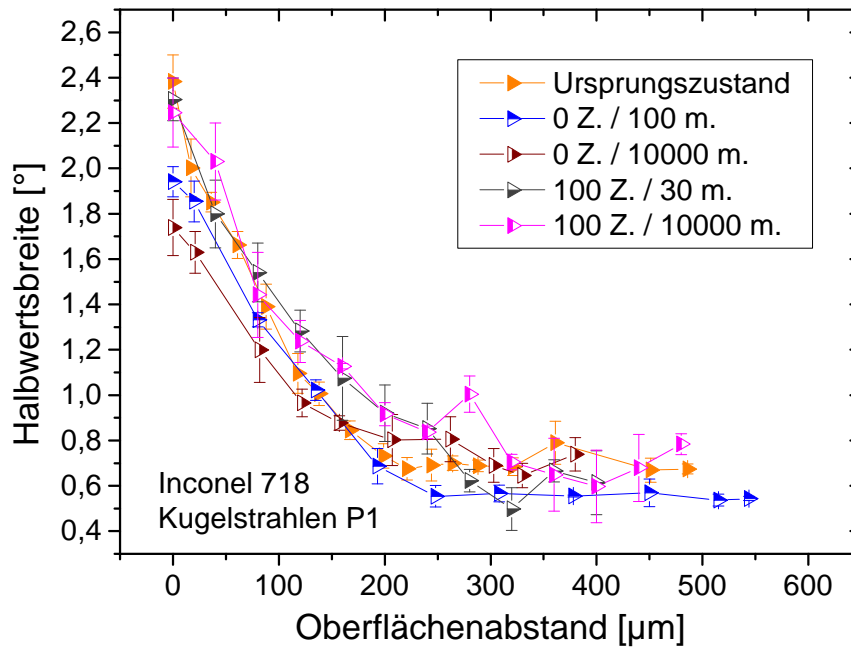


Abbildung 5.17: Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des kugelgestrahlten Zustands P1

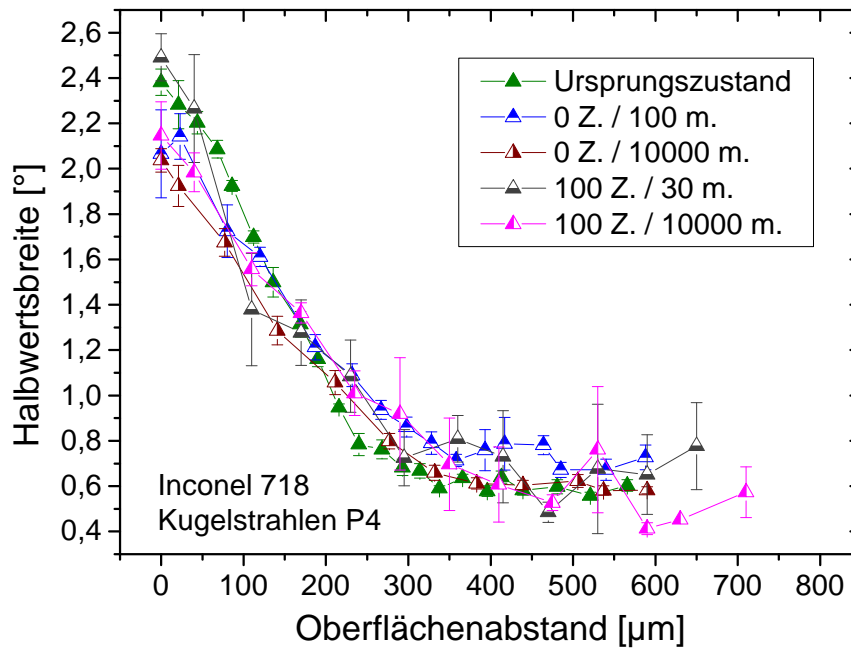


Abbildung 5.18: Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des kugelgestrahlten Zustands P4

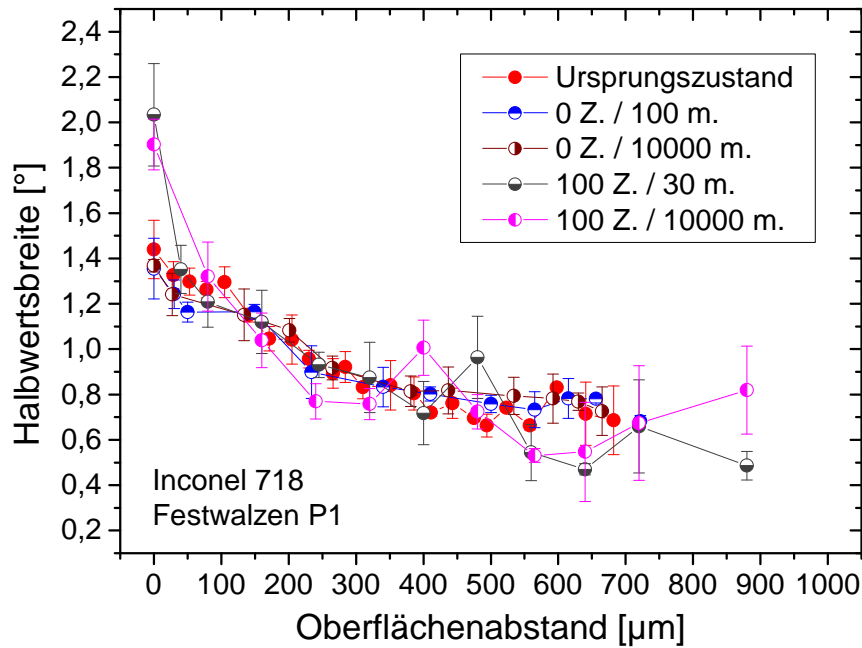


Abbildung 5.19: Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des festgewalzten Zustands P1

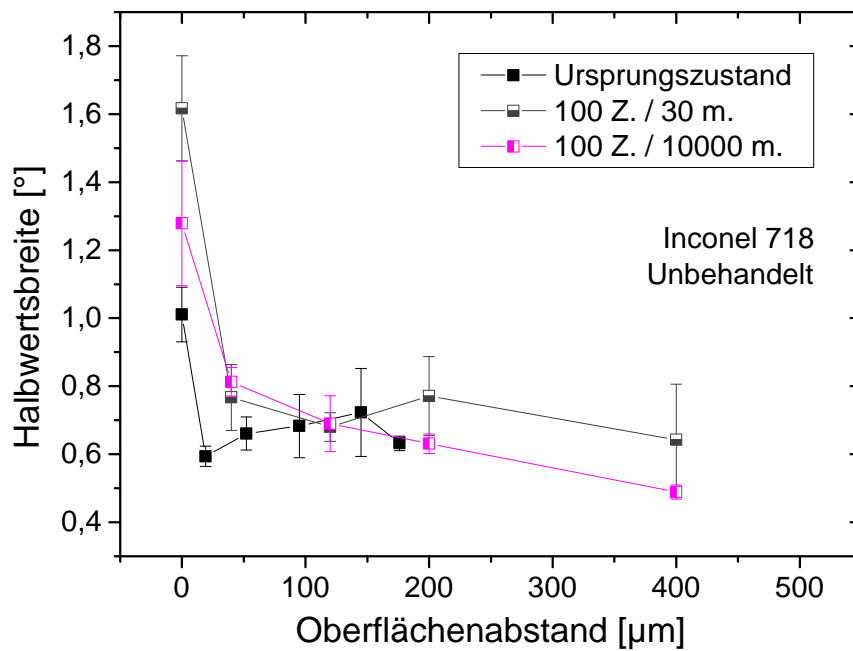


Abbildung 5.20: Zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des unbehandelten Zustands

5.2 Durchgreifend verfestigte Zustände

5.2.1 Mikrohärteverlauf und -evolution

Nach dem Rundkneten der für die Rissausbreitungsversuche verwendeten Stangen mit dem Ausgangsdurchmesser 63,5 mm lagen die in Abbildung 5.21 dargestellten Mikrohärteverläufe in Abhängigkeit des Oberflächenabstands vor. Die Härteverläufe wurden nach Abdrehen auf einen uniformen Durchmesser von 30 mm aufgenommen. Das Ergebnis der Rundknetbehandlungen sind homogene, durchgreifende Mikrohärtesteigerungen über dem Querschnitt. Ausgehend von der Mikrohärte des Grundwerkstoffs von ca. 460 HV 0,1 kann durch Rundkneten bis zu einem Umformgrad von $\varphi_{c,4} = 0,62$ eine maximale Härtesteigerung bis ca. 560 HV 0,1 erzielt werden.

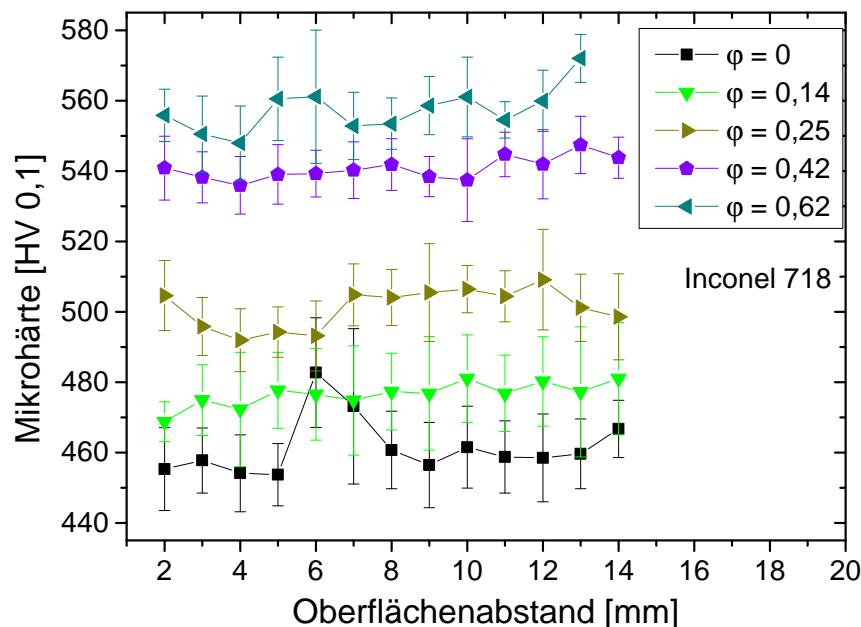


Abbildung 5.21: Mikrohärteverläufe in Stangen für Rissausbreitungsproben nach durchgreifender Kaltverfestigung; nach [209]

In Abbildung 5.22 ist die jeweils aus allen Messwerten gemittelte Mikrohärte über dem Umformgrad dargestellt. Die Abbildung zeigt links die Mikrohärte der vorstehend angesprochenen Stangen mit Ausgangsdurchmesser 63,5 mm. Der rechte Teil der Abbildung zeigt die Mikrohärteentwicklung in Stangen mit Ausgangsdurchmesser 30,0 mm, aus denen Proben für Zugversuche entnommen wurden. Es wird in beiden Fällen eine mit zunehmendem Umformgrad nichtlinear zunehmende Härte deutlich. Dabei besteht jedoch keine eindeutige Korrelation der erreichten Mikrohärten mit dem applizierten Umformgrad. Im ersten Fall lässt sich ein logistischer Anstieg mit einer Tendenz zur Sättigung erahnen, während im zweiten Fall schon bei geringen Umformgraden eine starke Kaltverfestigung bewirkt wird.

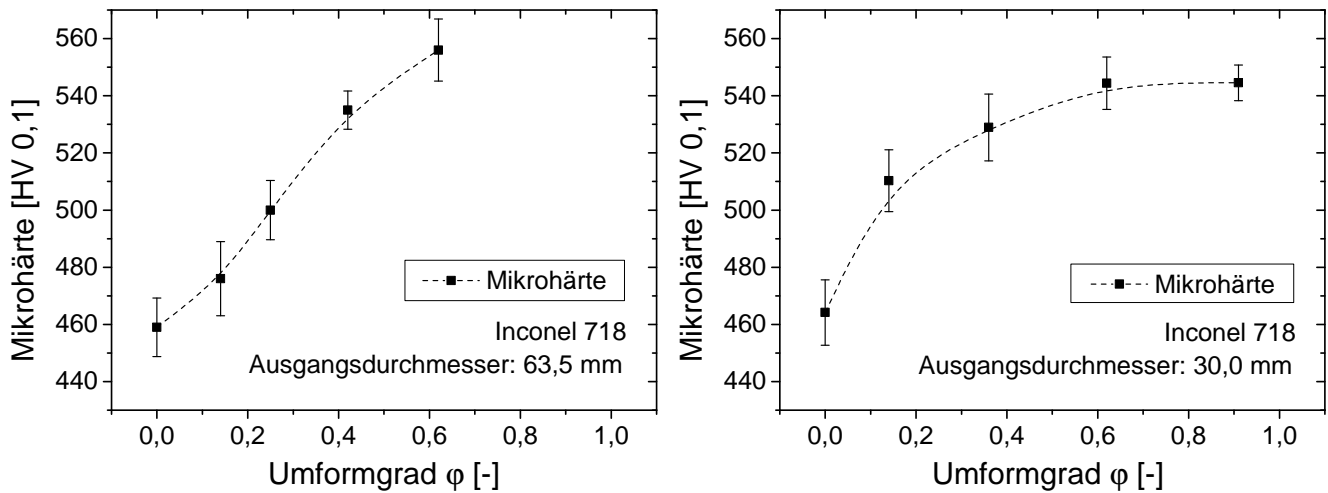


Abbildung 5.22: Härtemittelwerte $HV_{0,1}$ in Abhängigkeit des Umformgrads φ für Rissausbreitungs- (links) und Zugproben (rechts); nach [209]

5.2.2 Zügiges Verformungsverhalten

Abbildung 5.23 zeigt für durchgreifend verfestigtes Material die Zugverfestigungskurven bei Raumtemperatur (links) und erhöhter Temperatur (rechts).

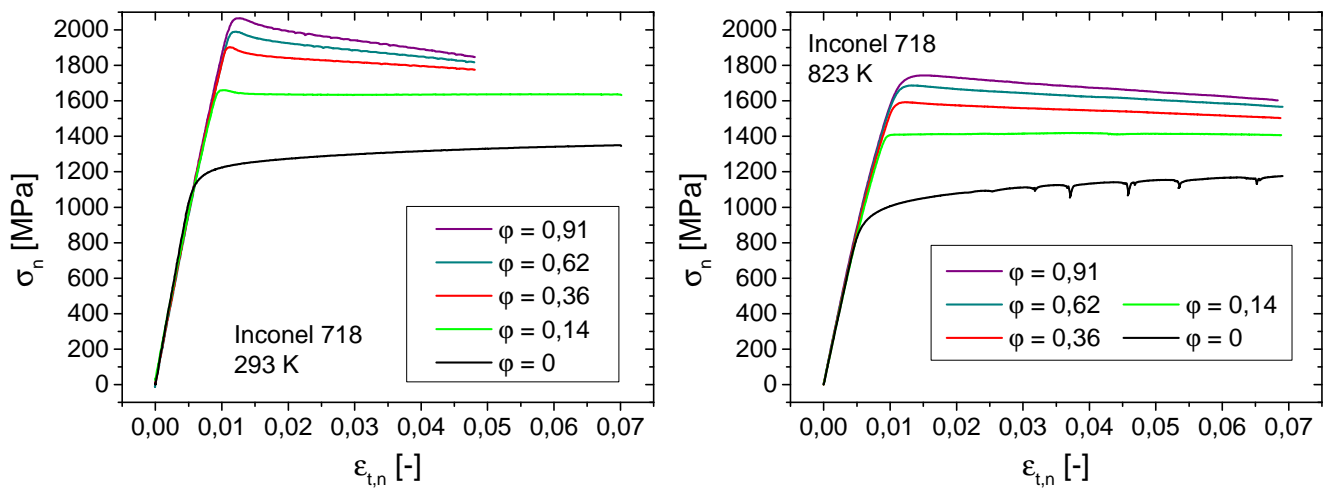


Abbildung 5.23: Zugverfestigungskurven durchgreifend verfestigter Zustände; links: Raumtemperatur (293 K), rechts: Erhöhte Temperatur (823 K)

In beiden Fällen wurden die mechanischen Festigkeitskennwerte durch Rundkneten deutlich angehoben. Dies ist am Beispiel der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze in Abbildung 5.24 ersichtlich. So wird durch Vorverformung mit einem Umformgrad von $\varphi_{m,4} = 0,91$ die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze bei Raumtemperatur von ca. 1200 MPa auf ca. 2070 MPa gesteigert. Bei erhöhter Temperatur wird die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze ausgehend von ca. 960 MPa auf bis zu ca. 1680 MPa erhöht.

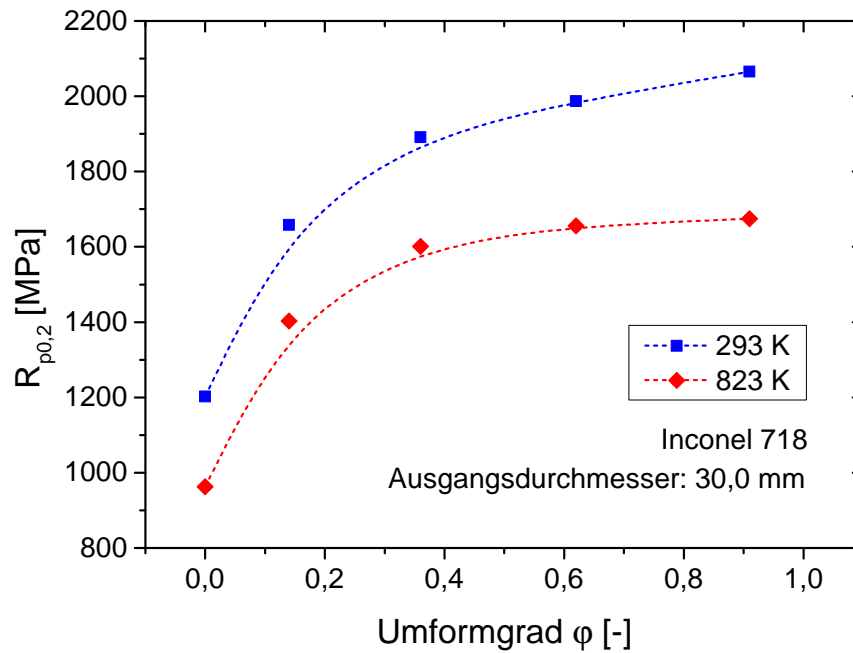


Abbildung 5.24: $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen in Abhängigkeit des Umformgrads und der Temperatur

5.2.3 Eigenspannungen und röntgenographische Halbwertsbreiten

Die mit der in Abschnitt 4.4.2 beschriebenen Vorgehensweise ermittelten Eigenspannungsverläufe an Rissausbreitungsproben aus durchgreifend kaltverfestigten Zuständen sind in Abbildung 5.25 dargestellt. Dabei wurden in allen Fällen mit zunehmender Tiefe betragsmäßig abnehmende Druckeigenspannungen gefunden. Direkt im Kerbgrund der Starterkerbe der Proben wurden betragsmäßig maximale Druckeigenspannungen von ca. -210 MPa nach Kaltverfestigung mit einem Umformgrad von $\varphi_{c,4} = 0,62$ gemessen.

Abbildung 5.26 zeigt noch die Evolution der an der $\{220\}$ -Interferenzlinie bestimmten röntgenographischen Halbwertsbreiten des für Rissausbreitungsproben verwendeten Materials mit zunehmendem Umformgrad. Im Ausgangszustand beträgt die Halbwertsbreite ca. $0,7^\circ$. Offensichtlich kommt es nach durchgreifender Verfestigung zu einer Steigerung der Halbwertsbreite mit Tendenz zur Sättigung bei ca. $1,8^\circ$.

5.2.4 Transmissionselektronenmikroskopische Aufnahmen

Um die nach Rundkneten von Inconel 718 entstandene Versetzungsstruktur und deren möglicher Einfluss auf das Rissausbreitungs- und Schwellenwertverhalten (siehe Abschnitt 6.4.3) untersuchen zu können, wurden TEM-Untersuchungen (siehe Abschnitt 4.4.4) durchgeführt. Abbildung 5.27 zeigt Hellfeld-TEM-Aufnahmen an den Zuständen $\varphi_{c,0} = 0$ (oben), $\varphi_{c,2} = 0,25$ (Mitte) und $\varphi_{c,4} = 0,62$ (unten). Links in Abbildung 5.27 sind Aufnahmen mit einer Vergrößerung von $13000x$ und rechts mit $44000x$ dargestellt. Mit zunehmender Kaltverformung kommt es zu stärker werdenden lokalen Verzerrungen und einer ausgeprägten Entstehung von parallel orientierten Deformationsbändern. Davon abweichende Versetzungsstrukturen wie Versetzungszellen sind nicht ersichtlich.

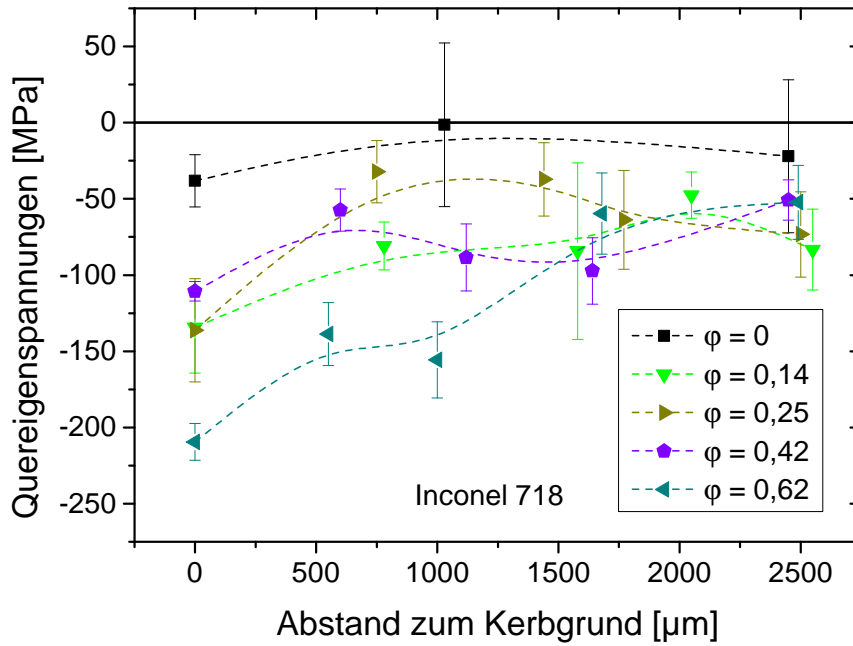


Abbildung 5.25: Eigenspannungsprofile im Ligament von Rissausbreitungsproben nach durchgreifender Verfestigung; nach [209]

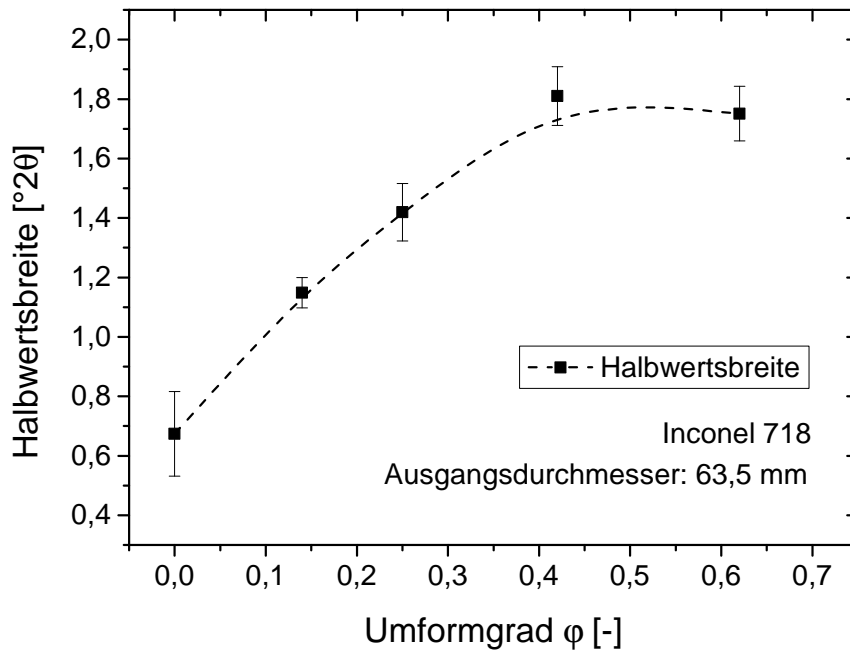


Abbildung 5.26: Mittelwerte röntgenographischer Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) in Abhängigkeit des Umformgrads

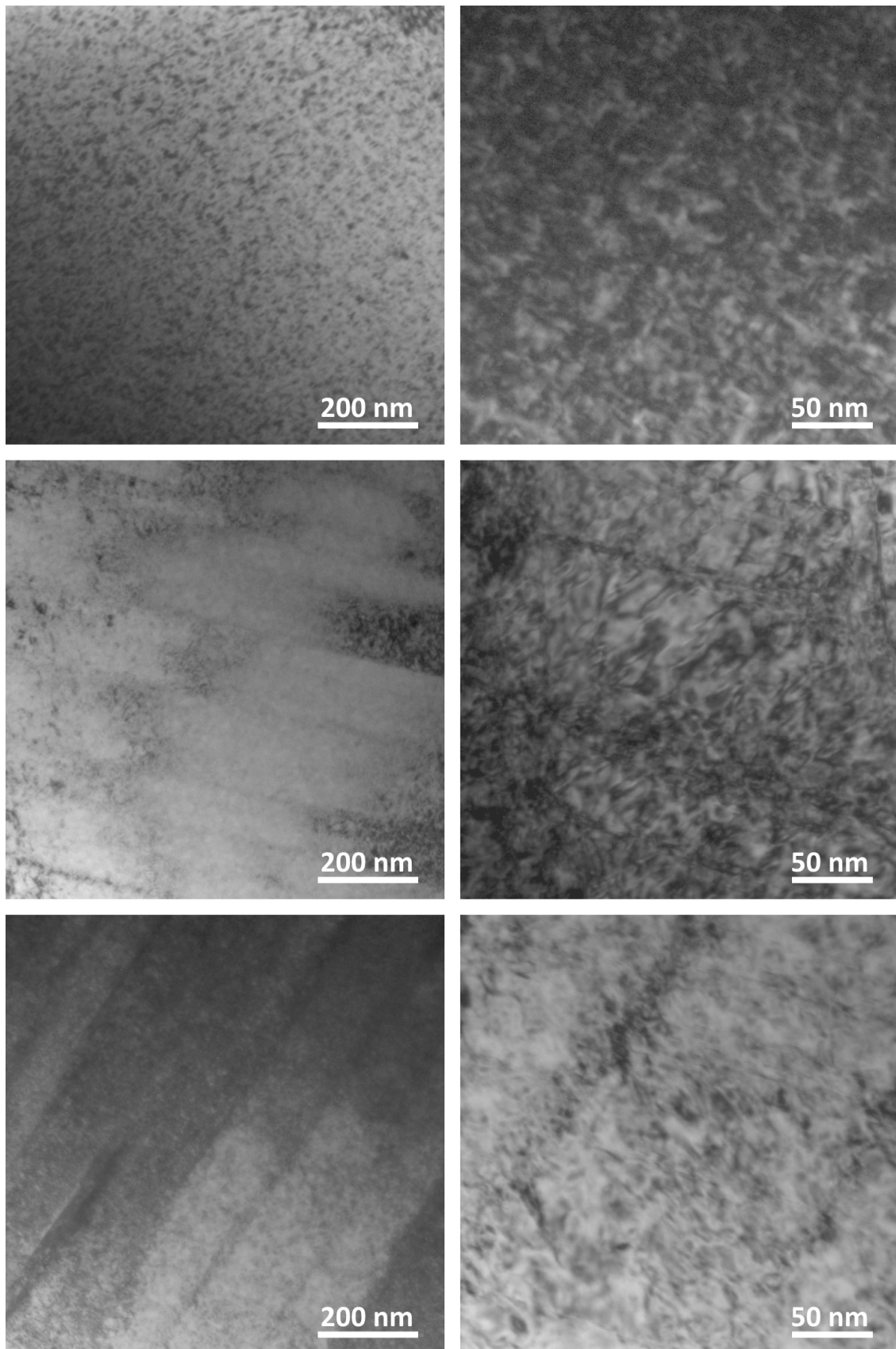


Abbildung 5.27: TEM-Aufnahmen an durchgreifend verfestigten Zuständen $\varphi_{c,0} = 0$ (oben); $\varphi_{c,2} = 0,25$ (Mitte) und $\varphi_{c,4} = 0,62$ (unten); Vergrößerung: 13000 x (links); 44000 x (rechts); nach [209]

5.3 Diskussion

5.3.1 Randnah verfestigte Zustände

5.3.1.1 Erzielte Randschichtzustände

Die randnah verfestigten Zustände wurden mittels Mikrohärteverläufen, Quereigenstressungen und röntgenographischen Halbwertsbreiten der $\{220\}$ -Interferenzlinie sowie unterstützend durch Oberflächentopographie und Rauheit charakterisiert. Um möglichst vielseitige Randschichtzustände hinsichtlich Druckeigenstressungen, Kaltverfestigung und Tiefenwirkung zu erzielen, wurden drei verschiedene Verfahren zur Oberflächenbehandlung verwendet. Dabei wurden insgesamt acht Parametersätze erprobt, die anhand von Literatur- und Erfahrungswerten [2, 3, 132], aber i.A. nicht aufgrund z.B. für Turbinenscheiben industrierelevanter Behandlungsstrategien [127, 210] ausgewählt wurden.

Nach Kugelstrahlen mit Drahtkorn G3, einer Almenintensität von 0,42 mmA und einer Überdeckung von $2 \cdot t_{98\%}$ (KS-P1) wurde eine Tiefenwirkung von Eigenstressungen und Kaltverfestigung bis ca. $300 \mu\text{m}$ erzielt. Bei Verwendung von 0,62 mmA (KS-P2) konnte die Wirtiefe auf ca. $500 \mu\text{m}$ erhöht werden, jedoch konnte selbst durch dreifache Erhöhung der Überdeckung (KS-P3) bzw. durch Erhöhung der Almenintensität auf 0,76 mmA (KS-P4) keine signifikante Änderung der Randschichtcharakteristika mehr erzielt werden. Randnah wird die röntgenographische Halbwertsbreite von ca. $0,7^\circ$ im Grundzustand auf ca. $2,3^\circ - 2,6^\circ$ nach Kugelstrahlen gesteigert. Auch die ermittelten Rauheitskennwerte deuten auf eine vergleichbare Behandlungsintensität hin. Nur Parametersatz KS-P5 ist an eine reale Kugelstrahlbehandlung für Scheiben im Gasturbinenbau angelehnt [127]. Die damit erzielte Wirtiefe ist erwartungsgemäß gering. Zwar ist der Parametersatz für die Charakterisierung des Ausbreitungsverhaltens physikalisch kurzer Risse nach randnaher Verfestigung zweifelsfrei geeignet, jedoch mussten die erzielten Risslängen an das in Abschnitt 4.2.2 entwickelte Hochstrom-Potentialsondenverfahren angepasst werden. Da die Mindestrisslänge nach Anschwingen $0,35 \text{ mm}$ betrug, wären die erzielten Effekte der Kugelstrahlbehandlung möglicherweise nicht mehr zu beobachten. Aufgrund des ähnlichen Eigenstressungs- und Kaltverfestigungszustands, gleichwohl bei weitaus höherer Oberflächenrauheit, wurde der Parametersatz KS-P1 in Verbindung mit dem bei gleichem Strahlmittel und gleicher Überdeckung definierten Parametersatz KS-P4 für die weitere Charakterisierung gewählt.

Offenbar konnten die in Tabelle 3.5 prognostizierten Randschichteigenschaften nach Kugelstrahlen nicht in vollem Maße erreicht werden. Insbesondere scheint es mit höherer Überdeckung nicht zu einer weiteren Erhöhung der Eigenstressungsbeträge und -eindringtiefen sowie der randnahen Mikrohärtigkeit zu kommen. [210] fand bei Untersuchungen zu Kugelstrahlparametern an der γ' -verfestigten Nickelbasislegierung ME3 tiefer reichende Druckeigenstressungen und Verfestigungen mit zunehmender Almenintensität und Überdeckung. Allerdings wurden betragsmäßig höhere Druckeigenstressungen direkt an der Oberfläche gefunden, wenn mit niedriger Intensität und Überdeckung gestrahlt wurde. Eine gewisse Tendenz zu höheren Oberflächeneigenstressungen ist im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen ebenfalls zu erkennen, jedoch ist sie sehr gering.

[150] führte umfangreiche Arbeiten mittels EBSD und TEM an der γ' -verfestigten Nickel-

basislegierung RR 1000 nach Kugelstrahlen durch und fand sehr hohe Versetzungsdichten bis zu $10 \mu\text{m}$ Oberflächenabstand. Ab ca. $40 \mu\text{m}$ Tiefe lagen Versetzungen nur noch innerhalb spezifischer Gleitsysteme bei geringerer Dichte vor. Dabei kam es im gesamten Bereich zum Schneiden der γ' -Ausscheidungen. Die Effekte der Kugelstrahlbehandlung blieben dabei bis in eine Tiefe von $230 \mu\text{m}$ sichtbar. Um tiefgreifendere Informationen zum Verformungsverhalten in den Randschichten zu erlangen, wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit ebenfalls einzelne EBSD-Analysen durchgeführt. Dabei wurde die lokale Fehlorientierung („Kernel Average Misorientation“, KAM; $1 \mu\text{m}$ Abstand zu Nachbarmesspunkt; Auftragung: Hexagon) betrachtet. Dies ist in Abbildung 5.28 am Beispiel des unbehandelten (links) und des kugelgestrahlten Zustands P4 (rechts) ersichtlich. Im Oberflächenabstand zwischen

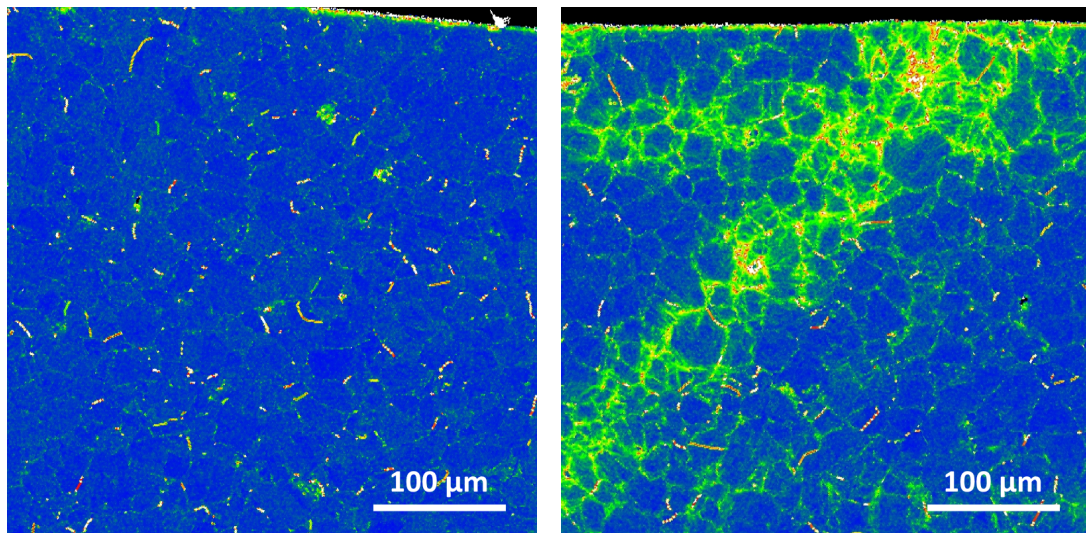


Abbildung 5.28: Oberflächennahe EBSD-Aufnahmen im unbehandelten Zustand (links) und nach Kugelstrahlen P4 (rechts); KAM blau: 0° ; KAM grün: 5°

ca. $50 \mu\text{m}$ - $125 \mu\text{m}$ kommt es dabei zu durchschnittlich höherer Fehlorientierung als in direkter Randnähe. Unmittelbar an der Oberfläche liegt wiederum eine sehr hohe Fehlorientierung vor, was auch auf den Schleifprozess vor der Oberflächenbehandlung zurückgeführt werden kann. Dabei ist ein mit 45° zur Probenoberfläche geneigtes Deformationsband mit großer Tiefenwirkung ersichtlich. Offenbar kommt es beim Kugelstrahlen zu stark lokalisierter Verformung. Bestätigend beobachtete auch [150] die Ausbildung von Deformationsbändern. Derartig lokalisierte Deformationen nehmen Einfluss auf die gemessenen Mikrohärtewerte und -verteilungen und können zur Erklärung beitragen, warum bei den Mikrohärtemessungen an den kugelgestrahlten Proben teils eine große Varianz bei nominell gleichem Oberflächenabstand gefunden wurde. Im Grundzustand liegt unabhängig vom Tiefschritt bei jeweils zehn Messungen eine geschätzte Standardabweichung von $5 \sim 10 \text{HV } 0,1$ vor, die nach Kugelstrahlen bis ca. $20 \text{HV } 0,1$ anwächst.

Festwalzen wurde anhand von zwei Parametersätzen appliziert. In beiden Fällen wird eine Tiefenwirkung der gemessenen Druckeigenstressungen von ca. $500 \mu\text{m}$ - $700 \mu\text{m}$ mit

einem betragsmäßigen Maximum von ca. -1000 MPa unterhalb der Oberfläche beobachtet. Auch gelingt in beiden Fällen eine Einglättung der Oberfläche, wobei die Oberflächenrauheit nach Festwalzen P2 noch etwas geringer ist als nach Festwalzen P1. Bemerkenswert ist im Fall von FW-P2 die betragsmäßig geringe Oberflächeneigenstress bei einer vergleichsweise hohen röntgenographischen Halbwertsbreite. Trotz der großen Tiefenwirkung fällt die maximale Steigerung der Mikrohärtigkeit im Vergleich zu FW-P1 gering aus. Die Härtesteigerung infolge Festwalzen P1 (P2) in Oberflächennähe entspricht ca. 15 % (8 %). [153] fand Härtesteigerungen zwischen 5 und 10 % nach Festwalzen an Inconel 718. [152] ermittelte Härtesteigerungen zwischen 7 und 12 % nach Festwalzen an RR 1000. Dabei wurde ausgeprägte Deformation nur bis in eine Tiefe von 10 μm , jedoch Erhöhungen der Härte bis in eine Tiefe von 350 μm festgestellt. Somit wurde durch Festwalzen P1 eine im Vergleich zur Literatur hohe randnahe Steigerung der Mikrohärtigkeit herbeigeführt.

Auch nach Piezo Peening liegt das Eigenspannungsmaximum unterhalb der Oberfläche. Im Vergleich mit den festgewalzten Zuständen wird bei leichter Rauheitssteigerung ein nahezu übereinstimmender Eigenspannungsverlauf bis ca. 300 μm Eindringtiefe mit leicht erhöhter maximaler Tiefenwirkung gefunden. Hinsichtlich der erzielten Kaltverfestigung finden sich weder im Mikrohärtigkeit-, noch im Halbwertsbreitenverlauf signifikante Abweichungen von den festgewalzten Zuständen. In allen Fällen kommt es zu einer Halbwertsbreitensteigerung von ca. $0,7^\circ$ im Grundzustand auf ca. $1,5^\circ$ nach der Oberflächenbehandlung.

Alle Eigenspannungsmessungen wurden nur quer zur Bearbeitungsrichtung durchgeführt. Während nach Kugelstrahlen mit einem Strahlwinkel von 90° isotrope Eigenspannungen erwartet werden, ist die Ausbildung anisotroper Eigenspannungszustände typisch für Festwalzen und Piezo Peening [132, 134, 142]. [132] beobachtete beim Piezo Peening an 42CrMo4 V450 die Ausbildung von drei verschiedenen Kombinationstypen von Quer- und Längseigenstress sowie Halbwertsbreitenentwicklungen. Im ersten Fall kommt es zu oberflächennaher Plastifizierung mit betragsmäßigen Maxima der Quer- und Längseigenstress sowie der röntgenographischen Halbwertsbreiten direkt an der Oberfläche. Im zweiten Fall kommt es zur Ausbildung plateauartiger Quereigenstress mit undefiniertem Maximum sowie Längseigenstress- und Halbwertsbreitenmaxima unterhalb der Oberfläche. Der dritte Fall ist durch tiefgreifende Deformation mit einem ausgeprägten Quereigenstressmaximum direkt an der Oberfläche sowie einem Längseigenstressmaximum unterhalb der Oberfläche gekennzeichnet. Dabei kommt es direkt an der Oberfläche zu einem Abfallen der röntgenographischen Halbwertsbreiten mit anschließendem Anstieg unterhalb der Oberfläche, was [132] auf Entfestigungseffekte zurückführt. Mit einem Eigenspannungsmaximum unterhalb der Oberfläche und einem Halbwertsbreitenmaximum an der Oberfläche entspricht der in dieser Arbeit an Inconel 718 eingestellte Zustand keinem der von [132] definierten Typen. Infolge der starken Ähnlichkeit des Zustands nach Piezo Peening mit den festgewalzten Zuständen wurde nur der Zustand Festwalzen P1 weiter untersucht.

5.3.1.2 Stabilität randnah verfestigter Zustände

Um die Randschichtzustände beim Einsetzen der Rissinitiierung abschätzen zu können, wurden thermische und zyklisch-thermische Relaxationsversuche an den Zuständen Ku-

gelstrahlen P1 und P4 sowie Festwalzen P1 nach der in Abschnitt 4.2.3.3 beschriebenen Vorgehensweise durchgeführt.

Bei der gewählten Versuchs- und Auslagerungstemperatur von 823 K kommt es offensichtlich auch bei Auslagerungszeiten von bis zu 10000 Minuten (6,94 Tage), die der designierten Maximaldauer der Rissausbreitungsversuche entsprachen, zu keiner ausgeprägten Relaxation von Eigenspannungen und röntgenographischen Halbwertsbreiten. Die thermische Eigenspannungsrelaxation ist dabei auf einen oberflächennahen Bereich begrenzt. Nach Kugelstrahlen P1 bzw. P4 relaxieren Eigenspannungen nur im Randabstand bis ca. 150 μm bzw. 200 μm , wobei nach einer Exposition von 10000 Minuten bei 823 K die Druckeigenspannungsmaxima betragsmäßig um ca. 25 % verringert werden. Im weiteren Tiefenverlauf kommt es zu nahezu übereinstimmenden Eigenspannungsverläufen der Ursprungszustände mit den relaxierten Zuständen. Der thermische Eigenspannungsabbau wird dabei durch ein hohes Maß an Kaltverfestigung infolge der Erleichterung thermisch aktivierter Prozesse beschleunigt und durch mögliche Reckalterungseffekte gehemmt [139, 162]. Dies erklärt, weshalb die Eigenspannungsverläufe nach Festwalzen auch in Randnähe bei thermischer Auslagerung äußerst stabil sind.

Nach zyklisch-thermischer Beanspruchung sind tiefer reichende Eigenspannungsfelder als im Ausgangszustand und nach rein thermischer Relaxation sichtbar. Dies ist einerseits darauf zurückzuführen, dass für diese Versuchsreihe Rissausbreitungsproben mit einem Tiefenmaß von 10 mm verwendet wurden, während rein thermische Auslagerungen an Vorversuchsproben mit einer Tiefe von 5 mm durchgeführt wurden. Bei größerer Probtiefe kommt es zu einer stärkeren Abstützung der randnahen Druckeigenspannungen durch elastisch verformte Bereiche im Probeninneren. Andererseits ist der Aufbau zusätzlicher Druckeigenspannungen durch inhomogene plastische Deformation infolge elastisch-plastischer Biegung [137] oder Plastizität unter Kerbwirkung [139] möglich. Da auf Biegeproben keine Ausgangszustände gemessen wurden, kann die Herkunft des Effekts jedoch nicht endgültig geklärt werden. Die Unterschiede der Randschichtzustände nach 30- und 10000-minütiger Auslagerung sind dabei gering und im Wesentlichen auf oberflächennahe Bereiche beschränkt. Im Gegensatz dazu wurde in Zug-Druck-Versuchen an kugelgestrahltem Inconel 718 bei erhöhter Temperatur bei Überschreiten der monotonen Streckgrenze eine Auslösung des Eigenspannungszustands mit möglichem Vorzeichenwechsel in Oberflächennähe beobachtet [139, 211]. Die zyklische Eigenspannungsrelaxation in Inconel 718 beschränkte sich dabei auf den ersten Halbzyklus und blieb daraufhin zyklisch stabil, was auch auf thermische Stabilisierung der Randschichtzustände infolge von Reckalterungseffekten zurückgeführt wurde [139, 211]. Abweichend fand [212] bei zyklisch-thermischen Relaxationsversuchen an der Nickelbasislegierung René 88DT einen klaren Einfluss der Temperatur, jedoch keinen eindeutigen Einfluss der Zyklenzahl auf die Oberflächeneigenspannungen.

Die thermische Relaxation der röntgenographischen Halbwertsbreiten fällt direkt an der Oberfläche am stärksten aus. Dabei kommt es bei den kugelgestrahlten Zuständen P1 bzw. P4 zu einer vergleichbaren Relaxation von ca. $2,4^\circ$ auf ca. $1,8^\circ$ bzw. von $2,4^\circ$ auf ca. $2,0^\circ$. Unterhalb der Oberfläche fällt die relative Abnahme deutlich geringer aus. Zu ähnlichen Befunden gelangte auch [139]. Im Gegensatz dazu wurde von [150] an RR 1000 nur eine sehr geringe thermische Relaxation kugelstrahlbedingter Kaltverfestigungen gefunden, was auf eine große Anzahl unbeweglicher Waldversetzungen zurückgeführt wurde. Im festgewalzten Zustand ist keine signifikante Halbwertsbreitenabnahme erkennbar.

Auch nach zyklisch-thermischen Relaxationsversuchen finden sich äquivalent zu den Befunden an Eigenspannungsverläufen kaum Einflüsse der thermischen Expositionsdauer auf die gemessenen Halbwertsbreiten. Dabei muss jedoch beachtet werden, dass alle zyklischen Versuche bei Raumtemperatur (293 K) durchgeführt wurden und die Auslagerung bei erhöhter Temperatur (823 K) im Anschluss erfolgte. Der Einfluss einer rein zyklischen Belastung bei 293 K oder 823 K kann mit den durchgeführten Versuchen nicht quantifiziert werden. Da jedoch die Randschichtzustände nach zyklisch-thermischer der beiden Auslagerungsdauern jeweils sehr ähnlich sind, wird angenommen, dass hierdurch bei den bei 823 K durchgeführten Versuchen eine treffende, und bei den bei 293 K durchgeführten Versuchen eine konservative Abschätzung des Randschichtzustands vorliegt. Um mögliche Umlagerungseffekte infolge der Rissinitiierung erfassen zu können, wäre ein wesentlich detaillierterer Versuchsplan nötig. Der Aspekt wird jedoch in Abschnitt 6.4.2.2 nochmals aufgegriffen.

5.3.2 Durchgreifend verfestigte Zustände

Durchgreifend verfestigte Zustände wurden mit Umformgraden bis $\varphi = 0,62$ (Rissausbreitungsversuche) bzw. $\varphi = 0,91$ (Quasistatische Zugversuche) durch Rundkneten eingestellt. Die Charakterisierung der durch Rundknetbehandlungen eingestellten Zustände erfolgte anhand von Mikrohärtmessungen (HV 0,1), quasistatischen Zugversuchen, röntgenographischen Halbwertsbreiten der {220}-Interferenzlinie und TEM-Aufnahmen. Ferner wurden Eigenspannungsmessungen an fertig präparierten Rissausbreitungsproben durchgeführt. Homogene Mikrohärtverteilungen bei sehr geringen Eigenspannungen belegen die durchgreifende Kaltverfestigung im Rundknetprozess. Aufgrund unterschiedlicher Materialchargen mit abweichenden Mikrostrukturen (siehe Abschnitt 3.1) kommt es jedoch zu einer leicht unterschiedlichen Evolution der Mikrohärt mit dem Umformgrad. Die maximale Mikrohärtsteigerung betrug dabei an der für Rissausbreitungsproben verwendeten Charge ca. 22 % und bei der für Zugversuche verwendeten Charge ca. 17 %.

Während die Härtesteigerungen moderat sind, können die in Zugversuchen bei 293 K und 823 K ermittelten $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen beträchtlich (maximal 73 %) gesteigert werden. Auffällig sind dabei die Verläufe der Verfestigungskurven. Im unbehandelten Zustand kommt es bei 293 K nach Überschreiten der elastischen Dehngrenze durch Kaltverfestigung zu einem kontinuierlichen Anstieg der Nennspannung. Bei 823 K kommt es im Zugversuch am unbehandelten Zustand ebenfalls zur Kaltverfestigung, jedoch ist ab Erreichen einer Totaldehnung von ca. 3 % diskontinuierliches Fließen zu sehen, welches Ausdruck dynamischer Rekalterung infolge der Interstitutionsatomdiffusion des gelösten Kohlenstoffs ist [160, 161]. Nach durchgreifender Kaltverfestigung zeigen die Zugverfestigungskurven keine Rekalterungseffekte mehr. Im Zugversuch am Zustand $\varphi_{m,1} = 0,14$ kommt es sowohl bei 293 K als auch bei 823 K zu plastischem Fließen mit nahezu konstanten Spannungen ohne weitere Ver- oder Entfestigungseffekte. Im Gegensatz dazu kommt es bei den Zuständen höherer Umformgrade im Zugversuch nach einer kurzen Verfestigungsphase unabhängig von der Temperatur zu einer ausgeprägten Entfestigung.

Der Einfluss einer vorhergehenden Kaltverfestigung in Inconel 718 auf das dynamische Rekalterungsverhalten wurde in der Literatur noch nicht systematisch untersucht. Nach

[160] besteht jedoch bei Nickelbasislegierungen hierauf im Allgemeinen ein starker Einfluss des Ausscheidungs Zustands. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit aufgenommenen TEM-Aufnahmen zeigen die Ausbildung von Deformationsbändern unterschiedlicher Abmessungen und Orientierungen. Dabei sind die Versetzungen auf planare Anordnungen beschränkt. Es kommt nicht zur Ausbildung anderer Konfigurationen wie Versetzungswänden oder -zellen. In der Literatur wird vom plastisch induzierten Schneiden der γ'' -Ausscheidungen in Inconel 718 durch planare Bänder berichtet [213, 214]. Tiefere Informationen zum Deformationszustand nach durchgreifender Verfestigung konnten mit hochauflösender TEM (HRTEM) erhalten werden. Dies ist in Abbildung 5.29 für die Zustände $\varphi_{c,0} = 0$ (links) und $\varphi_{c,4} = 0,62$ (rechts) dargestellt. Dabei wird deutlich, dass die Deformation auf

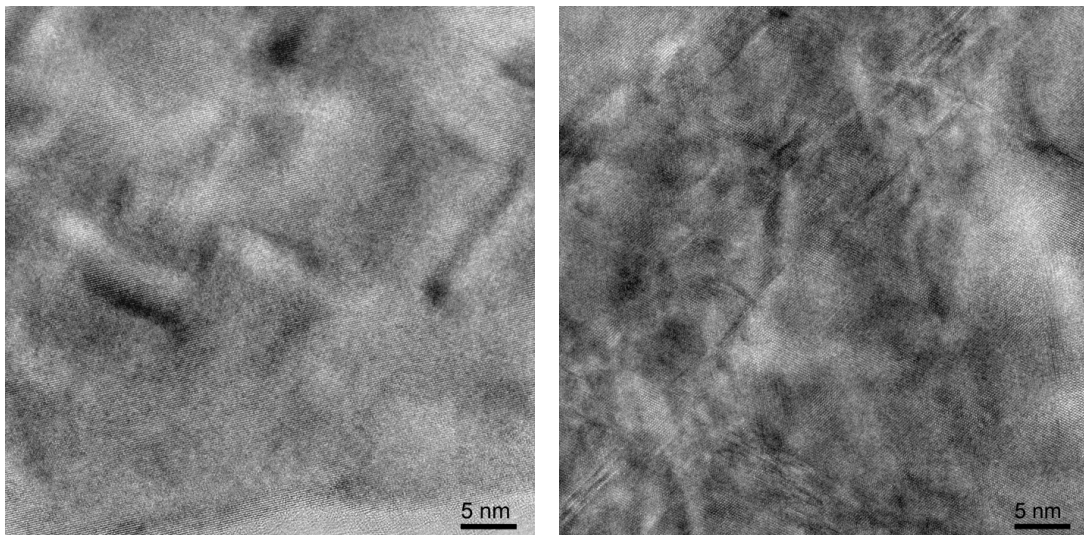


Abbildung 5.29: HRTEM-Aufnahmen an den Zuständen $\varphi_{c,0} = 0$ (links) und $\varphi_{c,4} = 0,62$ (rechts); Vergrößerung: 295000x

Bändern in verschiedenen Richtungen stark lokalisiert und geradlinig ausgeprägt ist, was das Schneiden der Ausscheidungen impliziert. Dies wirft auch die Frage auf, ob die in der Literatur [139, 162] beobachtete Beschleunigung der thermischen Eigenspannungsrelaxation mit zunehmender Kaltverfestigung auch durch inhibierte Reckalterungseffekte begünstigt bzw. mit verursacht wird.

Die Evolution der gemessenen röntgenographischen Halbwertsbreiten mit zunehmendem Umformgrad ist durch eine stärkere Sättigung geprägt, als es die Entwicklung der Mikrohärtigkeit bzw. der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze erwarten lassen. Im Rahmen der Messgenauigkeit ist eine konstante Halbwertsbreite ab einem Umformgrad von $\varphi_{c,4} = 0,42$ gegeben. Bis dahin steigt die Halbwertsbreite, ausgehend von einem Wert von ca. $0,7^\circ$, nahezu linear auf einen Wert von ca. $1,8^\circ$ an, was einer relativen Änderung von ca. 260 % entspricht.

Der Zusammenhang zwischen Umformgrad und Halbwertsbreite in Inconel 718 wurde in der Literatur bereits anhand der $\{311\}$ - [147], der $\{220\}$ - [162] und der $\{420\}$ -Interferenzlinie [215] hergestellt. Dabei wurde in allen Fällen ebenfalls ein degressiver Anstieg der Halb-

wertsbreiten mit zunehmender plastischer Deformation, jedoch keine Sättigung festgestellt. [162] fand auf diese Weise mit Cr- K_α -Strahlung im Ausgangszustand eine Halbwertsbreite der {220}-Interferenzlinie von $0,7^\circ$, die auf ca. $3,0^\circ$ nach 50 % plastischer Deformation gesteigert wurde. Da röntgenographische Halbwertsbreiten in Inconel 718 aber auch von Korngröße und Ausscheidungszustand sowie von der verwendeten Messtechnik abhängen, ist die quantitative Übertragbarkeit solcher Befunde nicht unmittelbar gegeben [145]. Während unter gleichen Messbedingungen teils eine feste Korrelation zwischen Umformgrad und Halbwertsbreite postuliert wurde [162, 215], konnte [147] experimentell nachweisen, dass ein solcher Zusammenhang nicht eindeutig gegeben ist. Dabei wurde Inconel 718 bei den Dehnraten 10^{-4} s^{-1} und 10^3 s^{-1} bis 25 % plastische Dehnung verformt. Bei gleichem Umformgrad wurden bei Verwendung der höheren Dehnrates auch höhere Halbwertsbreiten gemessen, was auf die geschwindigkeitsbedingte Unterdrückung dynamischer Erholungsvorgänge zurückgeführt wurde [147]. Auch ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Umformgrad und Mikrohärtigkeit kann offensichtlich nur bei gleicher Ausgangscharge und übereinstimmenden Prozessbedingungen erzielt werden. In Abbildung 5.30 ist noch die Evolution der gemessenen Halbwertsbreite über der Mikrohärtigkeit in Stangen mit dem Ausgangsdurchmesser 63,5 mm sowie die Evolution der $R_{p0,2}$ -Raumtemperaturdehngrenze über der Mikrohärtigkeit in Stangen mit dem Ausgangsdurchmesser 30,0 mm aufgetragen. Während ein näherungsweise

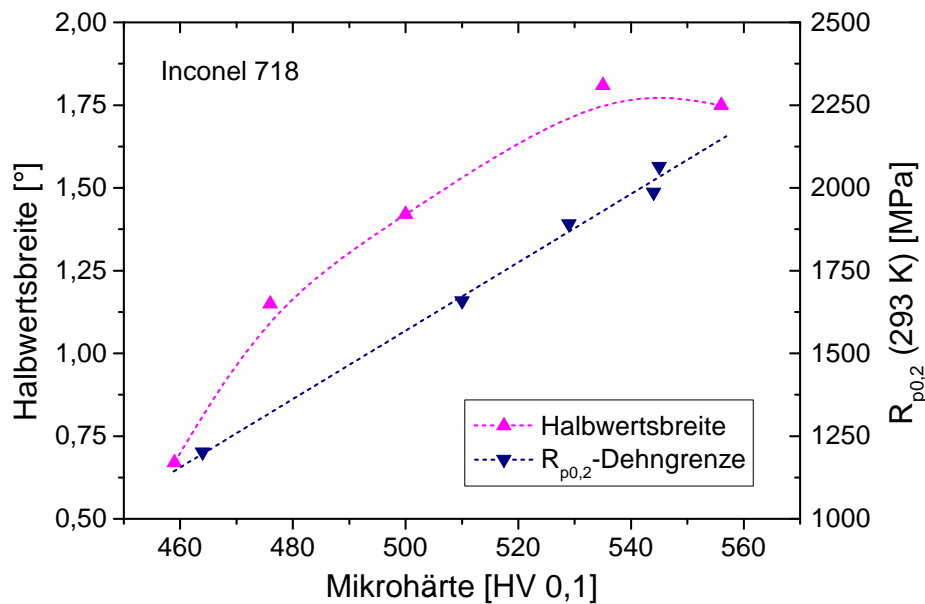


Abbildung 5.30: Entwicklung der Halbwertsbreite und der $R_{p0,2}$ -Raumtemperaturdehngrenze mit zunehmender Mikrohärtigkeit infolge durchgreifender Verfestigung

linearer Zusammenhang zwischen $R_{p0,2}$ -Dehngrenze und Mikrohärtigkeit besteht, entwickeln sich die Halbwertsbreiten mit zunehmender Mikrohärtigkeit degressiv. Eine direkte Korrelation der röntgenographischen Halbwertsbreite der {220}-Interferenzlinie der γ -Phase mit der Mikrohärtigkeit bzw. der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze nach Rundkneten von Inconel 718 besteht demnach offenbar nicht.

5.3.3 Vergleichbarkeit der Zustände

Zwischen Umformgrad und potentiellen Kenngrößen zur Charakterisierung des Ausmaßes der Kaltverfestigung, wie Mikrohärtigkeiten, röntgenographischen Halbwertsbreiten und lokalen Fehlorientierungen (KAM) kann nach durchgreifender Verfestigung kein eindeutiger Zusammenhang hergestellt werden.

Mikrohärtemessungen bedeuten einen elastisch-plastischen Eingriff in das Werkstoffgefüge und unterliegen je nach verwendeter Prüflast mehr oder weniger ausgeprägten Streuungen.

Röntgenographische Halbwertsbreiten liefern zwar ein qualitatives Maß für die Verfestigung, sind jedoch nicht unabhängig von Materialcharge und Diffraktometer [145, 215].

Die per EBSD-Analyse ermittelten KAM-Werte liefern nur Rückschluss auf geometrisch notwendige Versetzungen (GND) [146, 150]. Nach Untersuchungen an kugelgestrahltem RR 1000 kam [150] zum Schluss, dass KAM-Werte nur bedingt Rückschluss auf den Kaltverfestigungszustand geben, was besonders dann gilt, wenn die Verformung lokalisiert und auf Deformationsbändern konzentriert ist.

Um mit Blick auf bestehende und zukünftige Arbeiten vergleichbare Ergebnisse vorlegen zu können, sollen die vorliegenden randnah und durchgreifend verfestigten Zustände anhand des Mikrohärtewertes HV 0,1 verglichen werden. Hierzu sind in Abbildung 5.31 die Mikrohärteverläufe der ausgewählten, randnah kaltverfestigten Zustände mit dem jeweiligen, integralen Mittelwert der durchgreifend kaltverfestigten Zustände dargestellt. Offensichtlich decken die durchgreifend kaltverfestigten Zustände den überschrittenen Mikrohärtebereich bei der randnahen Kaltverfestigung hervorragend ab. Damit sollte es möglich sein, die Auswirkung der Kaltverfestigung unabhängig vom randnahen Eigenspannungszustand qualitativ getrennt erfassen zu können.

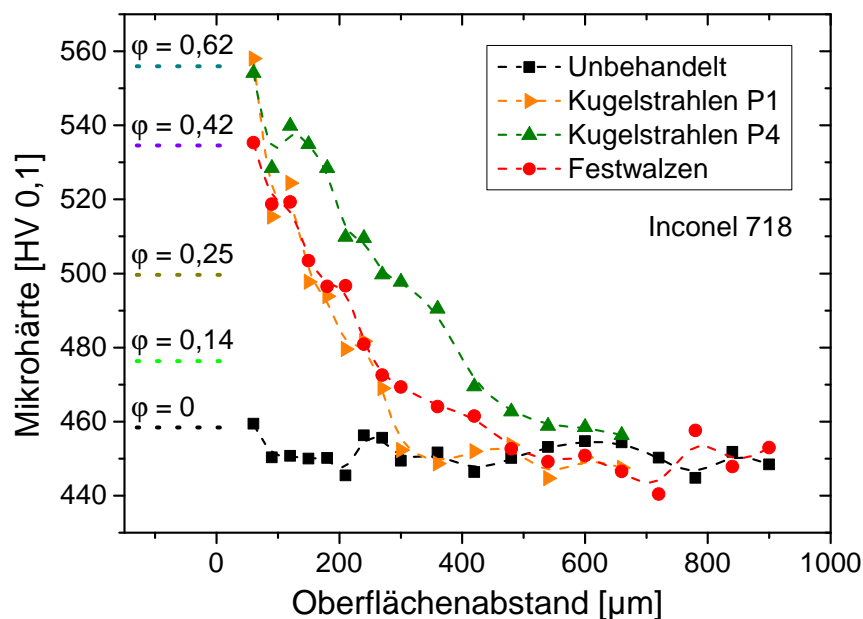


Abbildung 5.31: Vergleich randnah und durchgreifend verfestigter Zustände anhand der lokal bzw. global vorliegenden Mikrohärtewerte

6 Charakterisierung des Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhaltens

Im folgenden Kapitel wird zunächst die Werkstoffdauerfestigkeit dargestellt. Anschließend werden die Ergebnisse lebensdauerorientierter Untersuchungen an randnah verfestigten Proben gezeigt, die Rückschluss auf den qualitativen Einfluss der angewandten Oberflächenbearbeitungen auf die Restlebensdauer angeschwungener Proben zulassen. Im Anschluss werden Ergebnisse der Rissausbreitungs-, Rissöffnungs- und Riss-schließversuche nach randnaher Verfestigung dargestellt. Äquivalent wird auf die Ergebnisse der Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach durchgreifender Verfestigung eingegangen. Die anschließende Diskussion umfasst neben der Interpretation der erhaltenen Ergebnisse auch die Versuchstechnik an sich.

6.1 Werkstoffdauerfestigkeit

Die Werkstoffdauerfestigkeit wurde bei $T = 823$ K und einer Versuchsfrequenz von $f = 20$ Hz für das Lastverhältnis $R_{\text{nom}} = 0,05$ (Zugschwellbeanspruchung) mit dem Treppenstufenverfahren nach [202] ermittelt. Die Ergebnisse der Versuchsreihe mit 15 verwendeten Proben sind in Tabelle 6.1 dargestellt.

Daraus lässt sich die mittlere Dauerfestigkeit zu $R_d = 410 \pm 23$ MPa bestimmen. Die Kenngröße wurde ermittelt, um als potentieller Parameter für Modellierungsansätze (siehe Kapitel 7) zur Verfügung zu stehen.

Spannungshorizont i	Spannungsamplitude σ_a [MPa]	Versuchsergebnisse: \otimes = gebrochen bei $N < 2 \cdot 10^6$ Zyklen \odot = nicht gebrochen bei $N = 2 \cdot 10^6$ Zyklen
5	440	\otimes
4	425	\otimes \odot \otimes
3	410	\otimes \otimes \odot \odot
2	395	\odot \odot \otimes \odot
1	380	\odot \odot
0	365	\odot

Tabelle 6.1: Ergebnis der Ermittlung der Werkstoffdauerfestigkeit mit dem Treppenstufenverfahren nach [202]

6.2 Randnah verfestigte Zustände

6.2.1 Lebensdauer- und Restlebensdaueruntersuchungen

Abbildung 6.1 zeigt die Lebensdauer-Wöhlerlinien der nennspannungskontrollierten Lebensdaueruntersuchungen an gekerbten, nicht-angerissenen Proben, welche bei 823 K und 20 Hz unter Zugschwellbelastung durchgeführt wurden. Das Lastverhältnis war $R_{\text{nom}} = 0,05$. Im unbehandelten und im kugelgestrahlten (P4) Zustand kommt es in allen Fällen zur Rissinitiierung an der Mikrokerbe. Durch Kugelstrahlen lässt sich im HCF-Bereich ein ausgeprägter Lebensdauererfolg mit einer deutlichen Erhöhung der Dauerfestigkeit erzielen. Noch eindeutiger ist die Lebensdauersteigerung nach Festwalzen, wo es jedoch im HCF-Bereich zur Bildung von Volumenrissen unterhalb der Oberfläche kommt.

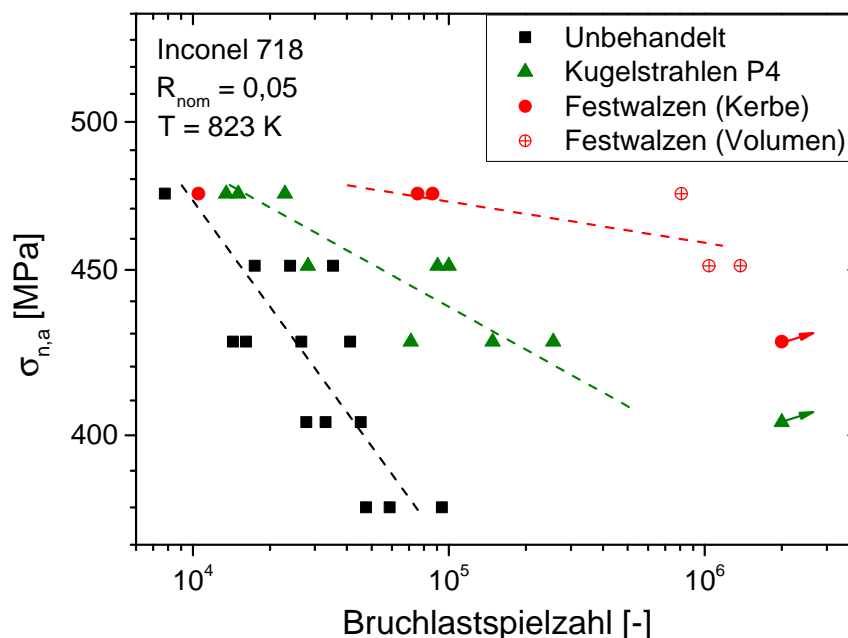


Abbildung 6.1: Lebensdauer-Wöhlerlinien aufgrund nennspannungskontrollierter Versuche an nicht-angerissenen Proben, $R_{\text{nom}} = 0,05$

Die Ergebnisse der nennspannungskontrollierten Restlebensdaueruntersuchungen an vorab auf eine Risslänge von $500 \mu\text{m}$ angeschwungenen Proben bei 823 K und 20 Hz sind in den Abbildungen 6.2 und 6.3 dargestellt. Neben $R_{\text{nom}} = 0,05$ wurde zusätzlich $R_{\text{nom}} = 0,5$ (Zugschwellbelastung) verwendet. Nach Kugelstrahlen und Festwalzen findet sich auch bei Vorliegen eines Anrisses noch ein eindeutiger Effekt der Oberflächenbehandlung. Eine zunehmende Spreizung der Restlebensdauern unbehandelter und oberflächenbehandelter Proben ist bei beiden Lasthorizonten mit abnehmender Lastamplitude erkennbar. Es scheint ein leichter Trend zu einer höheren Restlebensdauer bei den kugelgestrahlten Proben, verglichen mit den festgewalzten Proben, zu bestehen. Die Versuchsreihen wurden auch durchgeführt, um für Modellierungsansätze (siehe Kapitel 7) zur Verfügung zu stehen.

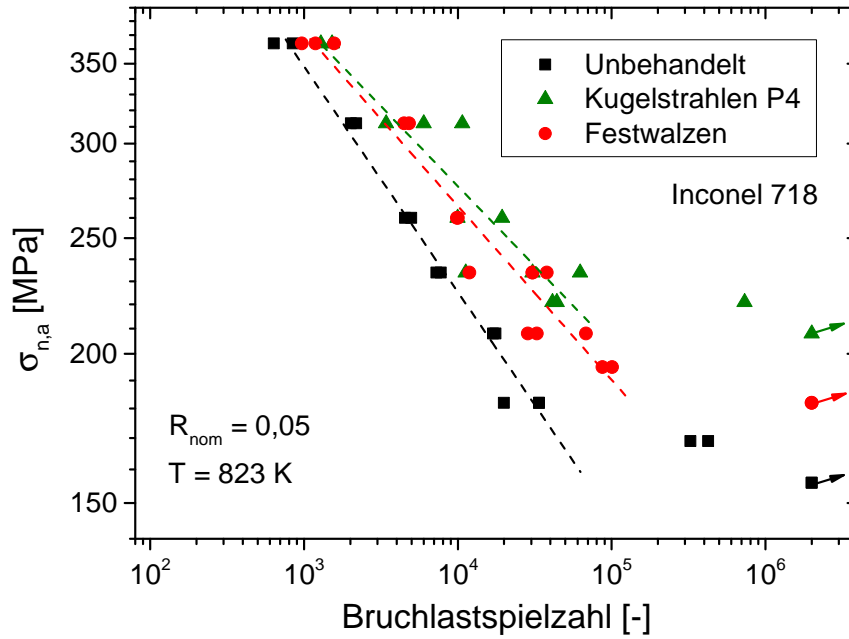


Abbildung 6.2: Restlebensdauer-Wöhlerlinien aufgrund nennspannungskontrollierter Versuche an angerissenen Proben, $R_{nom} = 0,05$

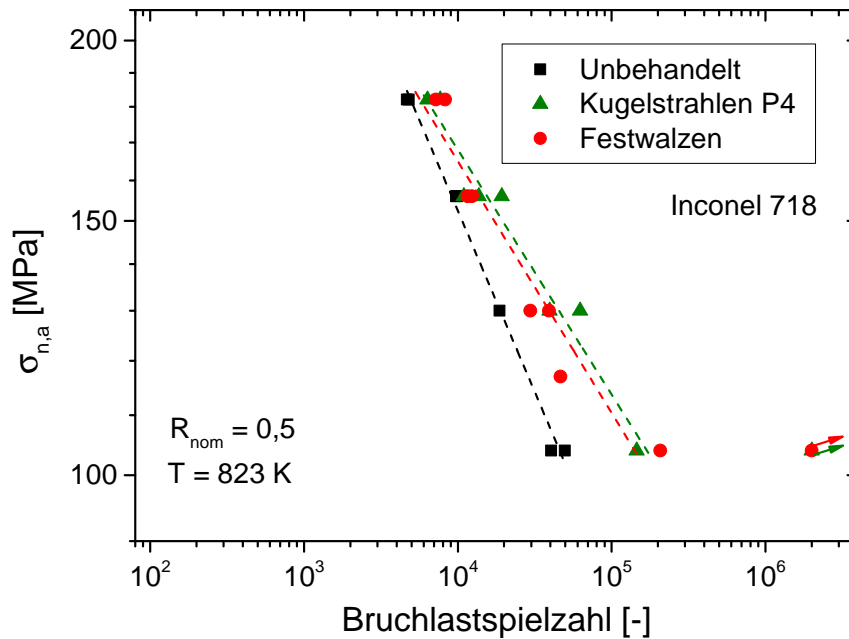


Abbildung 6.3: Restlebensdauer-Wöhlerlinien aufgrund nennspannungskontrollierter Versuche an angerissenen Proben, $R_{nom} = 0,5$

6.2.2 Rissausbreitungsversuche

6.2.2.1 Einstufige Lastabsenkungsversuche am Referenzzustand

Abbildung 6.4 zeigt die Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}$ am unbehandelten Referenzzustand im Risstiefenbereich $0,35 \text{ mm} \leq a \leq 1,60 \text{ mm}$ nach einstufiger Lastabsenkung auf die Lasthorizonte K1 bis L6 (Raumtemperatur bzw. 293 K) bzw. auf die Lasthorizonte K1 bis L5 (Hochtemperatur bzw. 823 K), bei gleichbleibendem Lastverhältnis $R_{\text{nom}} = 0,01$. Ausgangspunkt ist das Anschwingen mit $|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$ und $R_{\text{nom}} = 0,01$. Die Versuche

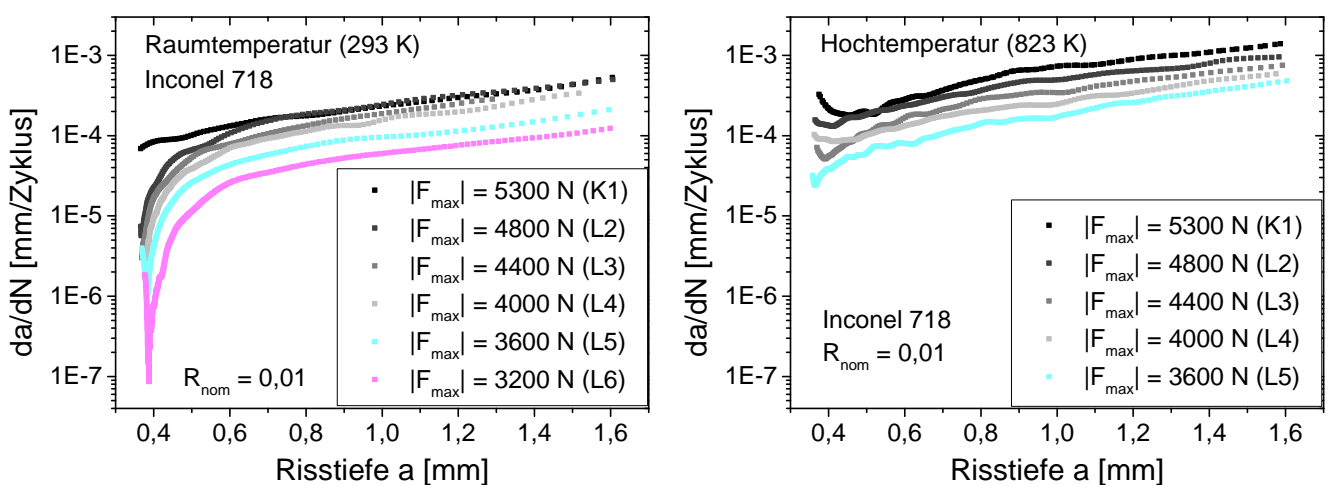


Abbildung 6.4: Rissausbreitungsraten im unbehandelten Zustand nach verschiedenen Lastabsenkungen im Vergleich, links: 293 K, rechts: 823 K

bei 293 K wurden nach dem Anschwingen ununterbrochen fortgeführt. Bei 823 K wurden die Versuche nach dem Anschwingen unterbrochen, um die Versuchstemperatur einzustellen (siehe Abschnitt 4.2.3). In allen Fällen wurden Oberflächenrisse mit näherungsweise halbelliptischer Kontur untersucht. Je größer die Lastabsenkung, desto deutlicher nimmt $\frac{da}{dN}$ sowohl unmittelbar nach Versuchsbeginn, als auch im gesamten beobachteten Bereich von a ab. Im Vergleich zu den bei 293 K durchgeführten Versuchen treten bei 823 K bei allen Belastungen deutlich höhere Werte von $\frac{da}{dN}$ auf. Ferner fällt hier die unmittelbar nach Lastabsenkung erhaltene Reduktion von $\frac{da}{dN}$ geringer aus.

6.2.2.2 Kontinuierliche Rissausbreitungsversuche

In Abbildung 6.5 sind die bei kontinuierlicher Versuchsführung, also bei Fortführung der Anschwingbelastung erhaltenen Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}$ bei 293 K (oben) und 823 K (Mitte) über der Risstiefe a aufgetragen. Auf gleicher Skala der Abszisse zeigt die untere Abbildung den jeweils vorliegenden Ursprungsrandschichtzustand (aus Abschnitt 5.1.1), der durch Mikrohärte- und Eigenspannungsverläufe vereinfachend dargestellt wird.

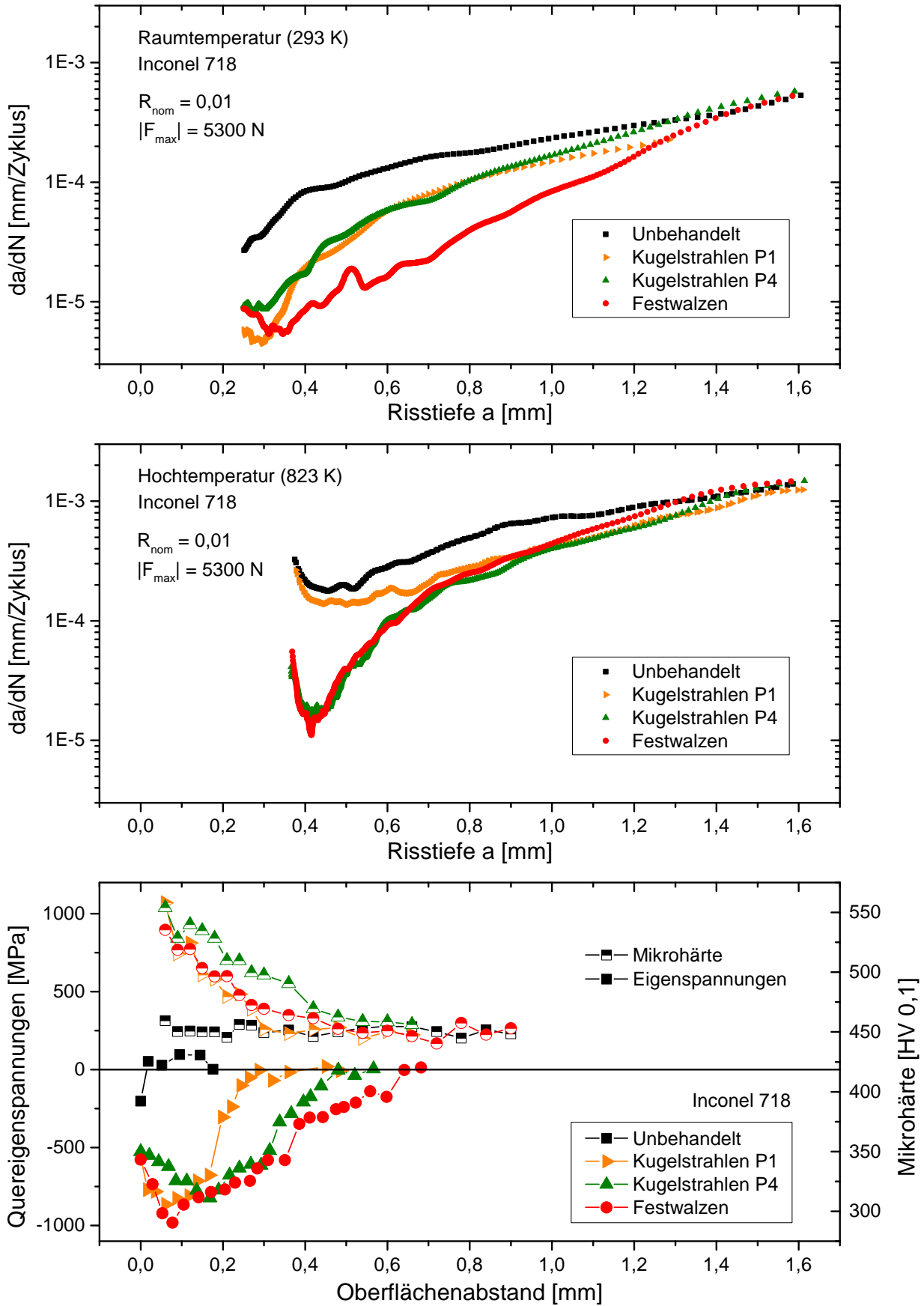


Abbildung 6.5: Rissausbreitungsdaten für Lasthorizont K1 ($|F_{max}| = 5300$ N; $R_{nom} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)

Deutlich zu sehen sind zunächst die gegenüber dem unbehandelten Referenzzustand verringerten $\frac{da}{dN}$ bei allen randnah verfestigten Zuständen. Am ausgeprägtesten ist die Reduktion von $\frac{da}{dN}$ nach Festwalzen, vor allem im Bereich $a \leq 0,7$ mm. Dies entspricht der Eindringtiefe der Druckeigenstressungen. Auch beim Zustand Kugelstrahlen P1 tritt eine Verringerung von $\frac{da}{dN}$ auf, obwohl die Tiefenabmessung a des Risses nach dem Anschwingen bereits die Eindringtiefe der Druckeigenstressungen nahezu erreicht. Außerdem wird ersichtlich, dass sowohl im unbehandelten Zustand, als auch nach randnaher Verfestigung bei gleichem a stets erhöhte Werte von $\frac{da}{dN}$ bei erhöhter Temperatur vorliegen. In der Anfangsphase der Versuche bei 823 K kommt es dabei zu einem Minimum von $\frac{da}{dN}$, welches jedoch nicht unmittelbar zu Beginn auftritt. Mit zunehmendem a nähern sich die $\frac{da}{dN}$ der randnah verfestigten Zustände der des unbehandelten Zustands an, wobei es ab $a \approx 1,4$ mm zu nahezu übereinstimmenden Werten kommt.

6.2.2.3 Einstufige Lastabsenkungsversuche

Die Abbildungen 6.6 bis 6.8 zeigen die nach einstufiger Lastabsenkung auf die Lasthorizonte L2, L3 und L4 bei konstantem $R_{\text{nom}} = 0,01$ vorliegenden $\frac{da}{dN}$ in Abhängigkeit von a für die verschiedenen Zustände. Wiederum sind die bei 293 K (oben) und bei 823 K (Mitte) vorliegenden $\frac{da}{dN}$ über a sowie auf gleicher Längenskala die vorliegenden Randschichteigenschaften (unten, aus Abschnitt 5.1.1) dargestellt. Mit zunehmender Lastabsenkung lässt sich unabhängig vom Randschichtzustand eine zunehmende Verzögerung der Rissausbreitung feststellen. Dabei werden Minima von $\frac{da}{dN}$ wiederum nicht unmittelbar nach der Lastabsenkung beobachtet, sondern im Regelfall im Bereich von $a \approx 0,4 \sim 0,7$ mm, was einem Rissfortschritt von $\Delta a \approx 0,05 \sim 0,35$ mm entspricht. Bei den in Abbildungen 6.6 und 6.7 dargestellten Lastabsenkungen auf die Lasthorizonte L2 und L3 ist eine Reduktion von $\frac{da}{dN}$ bis nahezu $10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{Zyklus}}$ ersichtlich. Bei der in Abbildung 6.8 dargestellten Lastabsenkung auf Lasthorizont L4 kommt es bei den Zuständen Kugelstrahlen P1 und Festwalzen sogar zum Unterschreiten der technischen Schwellenwertbedingung $\frac{da}{dN} = 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{Zyklus}}$. Mit zunehmender Lastabsenkung wird die Risstiefe, bei der das Minimum von $\frac{da}{dN}$ auftritt, zu größeren Werten hin verschoben. Auffällig ist auch, dass insbesondere bei 293 K teils erheblich stärker voneinander abweichende $\frac{da}{dN}$ im behandelten und unbehandelten Zustand auch bei Risstiefen von $a \geq 1,4$ mm bestehen bleiben, als dies bei den kontinuierlich durchgeführten Versuchen (siehe Abbildung 6.5) der Fall ist.

In den Abbildungen 6.9 und 6.10 sind die bei einstufiger Lastabsenkung in Verbindung mit einer Änderung des Lastverhältnisses von $R_{\text{nom}} = 0,01$ auf $R_{\text{nom}} = 0,5$ erhaltenen $\frac{da}{dN}$ für die Lasthorizonte L1 und L3 dargestellt. Im ersten Fall (L1) kommt es zu einer ausgeprägten Rissverzögerung bei den randnah verfestigten Zuständen. Die unmittelbar nach Lastabsenkung auftretende Reduktion der $\frac{da}{dN}$ ist bei 293 K deutlich stärker als bei 823 K. Während bei L1 zwar eine deutliche Retardation der Rissausbreitung auftritt, die Risse jedoch wachstumsfähig bleiben, kommt es bei L3 teils zum Unterschreiten der technischen Schwellenwertbedingung. In beiden Fällen wird das Risswachstum im Bereich $a \approx 0,4 \sim 0,55$ mm maximal verzögert, was einem Rissfortschritt von $\Delta a \approx 0,05 \sim 0,20$ mm entspricht. Im Fall wachstumsfähiger Risse kommt es mit zunehmenden a wiederum zu einer Annäherung der jeweiligen Werte von $\frac{da}{dN}$.

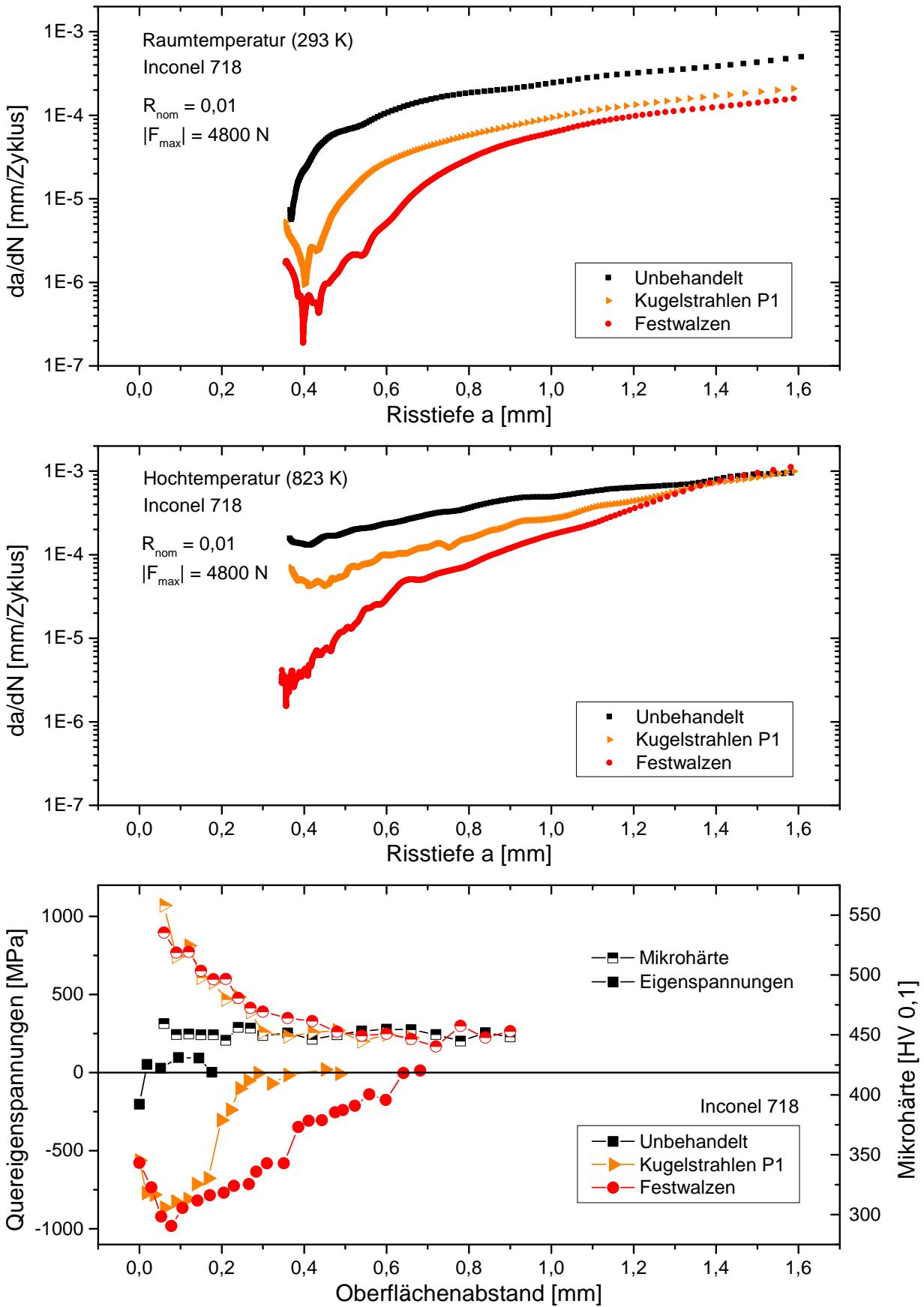


Abbildung 6.6: Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L2 ($|F_{max}| = 4800\text{ N}$; $R_{nom} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)

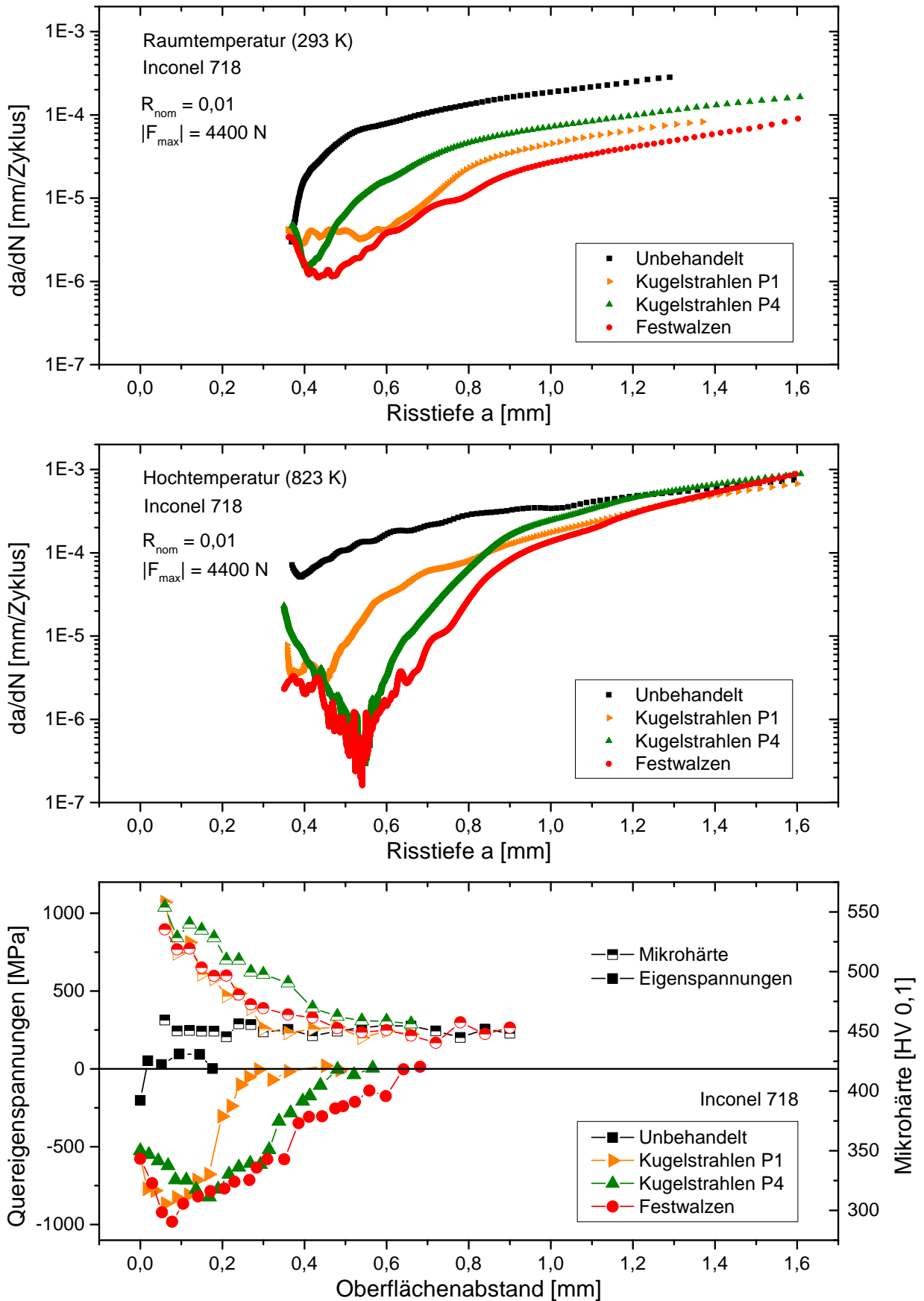


Abbildung 6.7: Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L3 ($|F_{max}| = 4400$ N; $R_{nom} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)

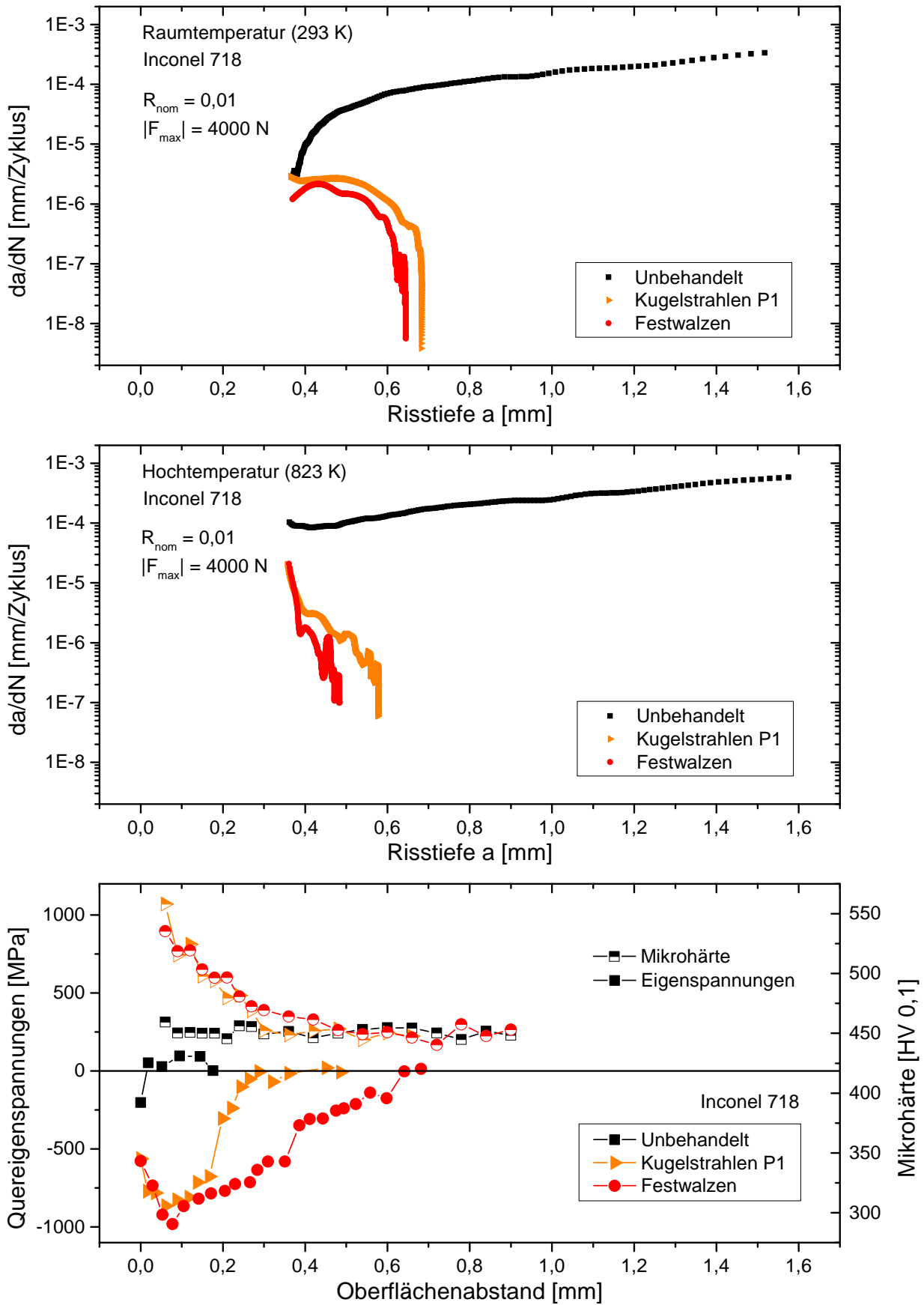


Abbildung 6.8: Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L_4 ($|F_{max}| = 4000\text{ N}$; $R_{nom} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)

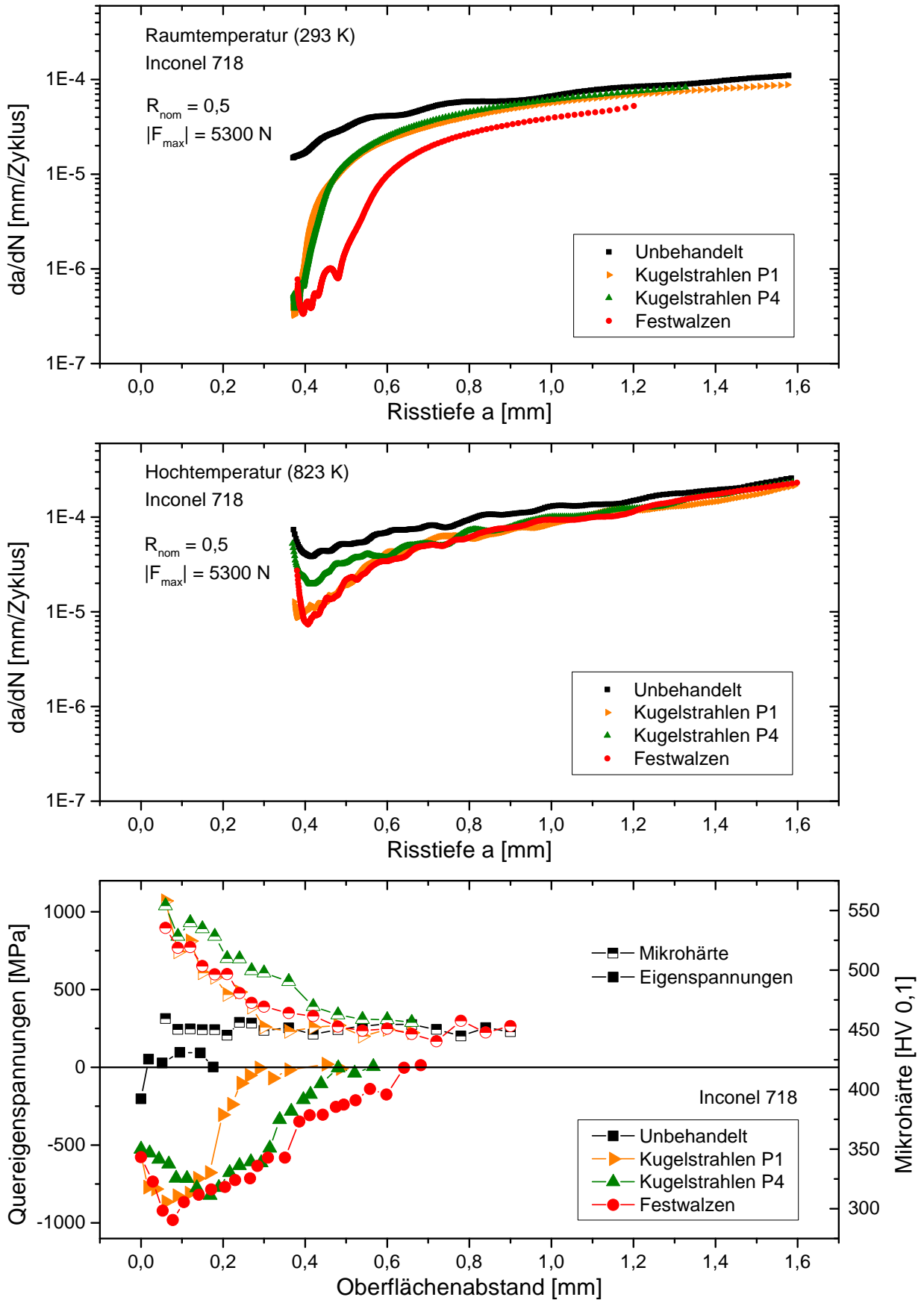


Abbildung 6.9: Rissausbreitungsdaten für Lasthorizont L1 ($|F_{max}| = 5300\text{ N}$; $R_{nom} = 0,5$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)

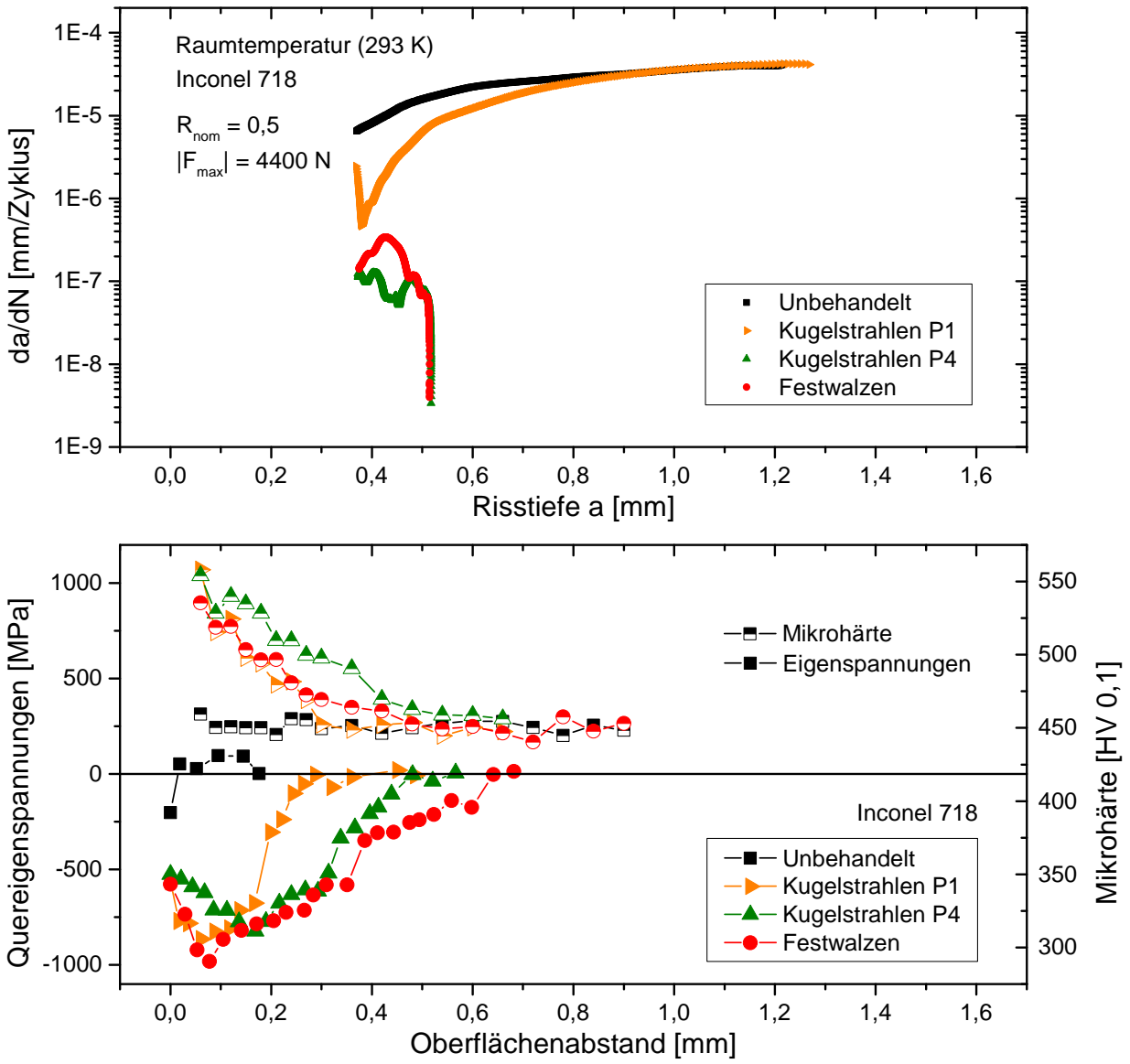


Abbildung 6.10: Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L3 ($|F_{max}| = 4400$ N; $R_{nom} = 0,5$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)

Abbildung 6.11 zeigt die bei einer Änderung des Lastverhältnisses von $R_{\text{nom}} = 0,01$ auf $R_{\text{nom}} = 0,7$ am Lasthorizont L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$) erhaltenen Rissausbreitungsrate $\frac{da}{dN}$. In allen Fällen werden deutlich reduzierte Rissausbreitungsrate unmittelbar nach der Lastabsenkung gefunden. Die Retardation ist wiederum im festgewalzten Zustand am höchsten, jedoch vergleichsweise weniger stark ausgeprägt als in den anderen, vorstehend beschriebenen Lastabsenkungsversuchen. Bereits ab einer Risstiefe von $a \approx 0,8 \text{ mm}$ kommt es nahezu zu gleichen $\frac{da}{dN}$ bei allen Zuständen.

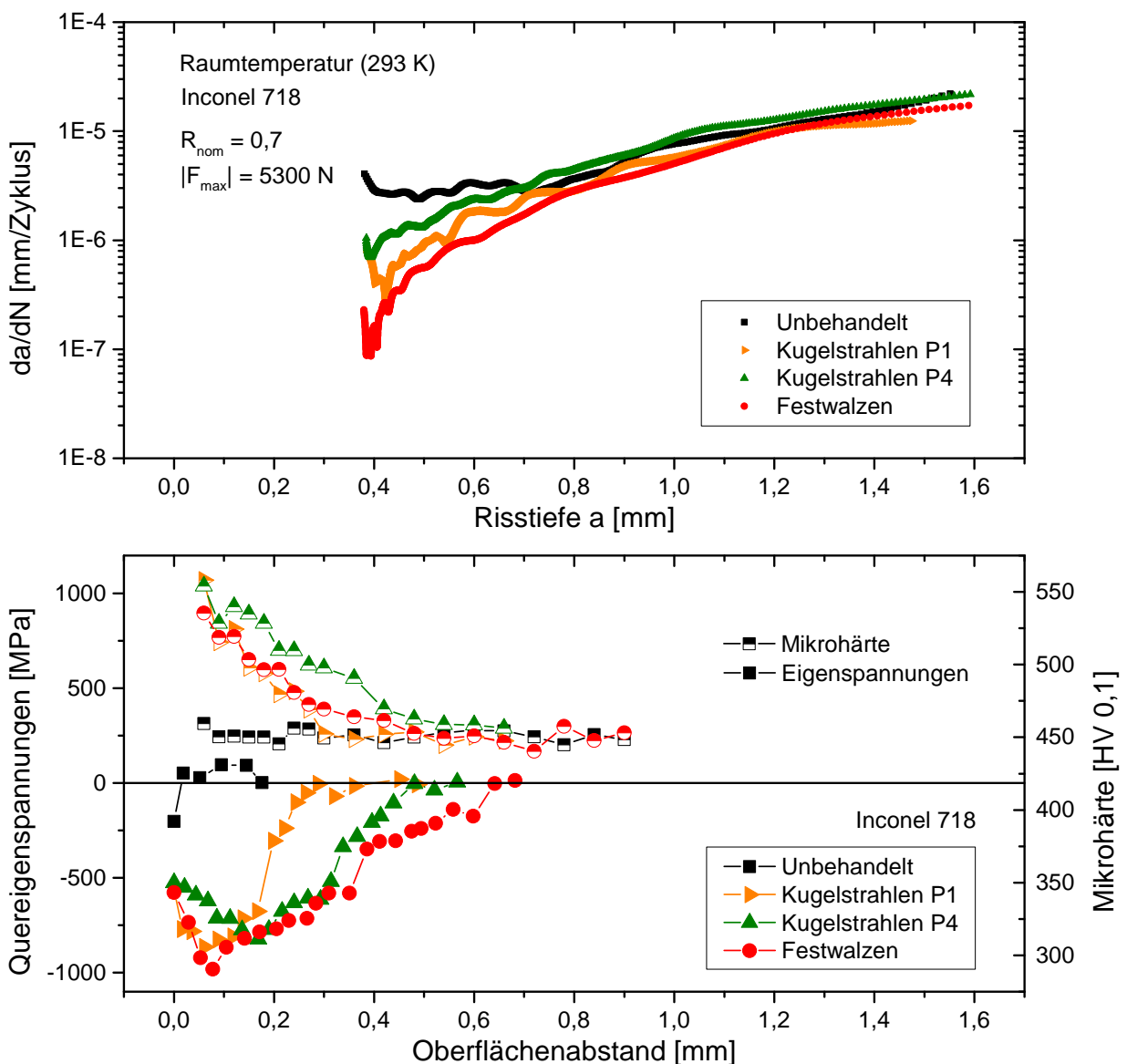


Abbildung 6.11: Rissausbreitungsrate für Lasthorizont L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,7$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)

Bei allen Versuchsreihen wurde die Rate der Vergrößerung des Tiefenmaßes a halbelliptisch angenäherter Oberflächenrisse dargestellt. Dabei lässt sich eine qualitative Korrelation

der Rissausbreitungsraten mit dem zugrunde gelegten Randschichtzustand, gekennzeichnet durch Quereigenstress- und Mikrohärteverläufe, feststellen. Offensichtlich ist jedoch ebenfalls, dass direkte quantitative Zusammenhänge, beispielsweise eine Korrelation zwischen den Beträgen der Druckeigenstressungen und dem Grad der Retardation der Rissausbreitung nicht unmittelbar herstellbar sind.

6.2.2.4 Entwicklung der Aspektverhältnisse

In Abbildung 6.12 sind zur Herleitung von Aspektverhältnissen $\frac{a}{c}$ der halb elliptisch angenäherten Oberflächenrisse (siehe [106, 107]) zunächst die Oberflächenhalbbreiten c in Abhängigkeit der Tiefen a für die bei 293 K (links) und 823 K (rechts) durchgeführten Versuche dargestellt. Dabei wurde jeweils noch zwischen unbehandeltem („U.“) und oberflächenbehandeltem Zustand („B.“) sowie Lastverhältnissen $R_{\text{nom}} = 0,01$ bzw. $R_{\text{nom}} > 0,01$ unterteilt. Mit zunehmenden a kommt es stets zu zunehmenden c . Basierend auf der vorgenommenen Aufteilung lassen sich aus Abbildung 6.12 keine offensichtlichen Zusammenhänge hinsichtlich Oberflächenbearbeitung, Lastverhältnis und Temperatur entnehmen, da die Ergebnisse offensichtlich mit starken Streuungen behaftet sind.

In Abbildung 6.13 sind die aus a und c jeweils berechneten Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ in den unbehandelten („U.“) und oberflächenbehandelten („B.“) Proben gemeinsam für beide Versuchstemperaturen dargestellt. Auch die berechneten Aspektverhältnisse unterliegen der Streuung, was insbesondere auf kurze Risse ($a \leq 0,5$ mm) zutrifft. In allen Fällen kommt es mit zunehmenden a zu degressiv zunehmenden $\frac{a}{c}$ und zur Annäherung an $\frac{a}{c} \approx 1$, was einem halbkreisförmigen Anriss entspricht. Vereinzelt wurden auch höhere Werte von $\frac{a}{c}$ gefunden, jedoch ausschließlich bei 293 K und im oberflächenbehandelten Zustand. Ein eindeutiger Einfluss der Oberflächenbearbeitung auf die Entwicklung des Aspektverhältnisses lässt sich weder bei 293 K, noch bei 823 K ausmachen, jedoch lässt sich ein Trend hinsichtlich der Versuchstemperatur erkennen. So kommt es bei den bei 293 K durchgeführten Versuchen

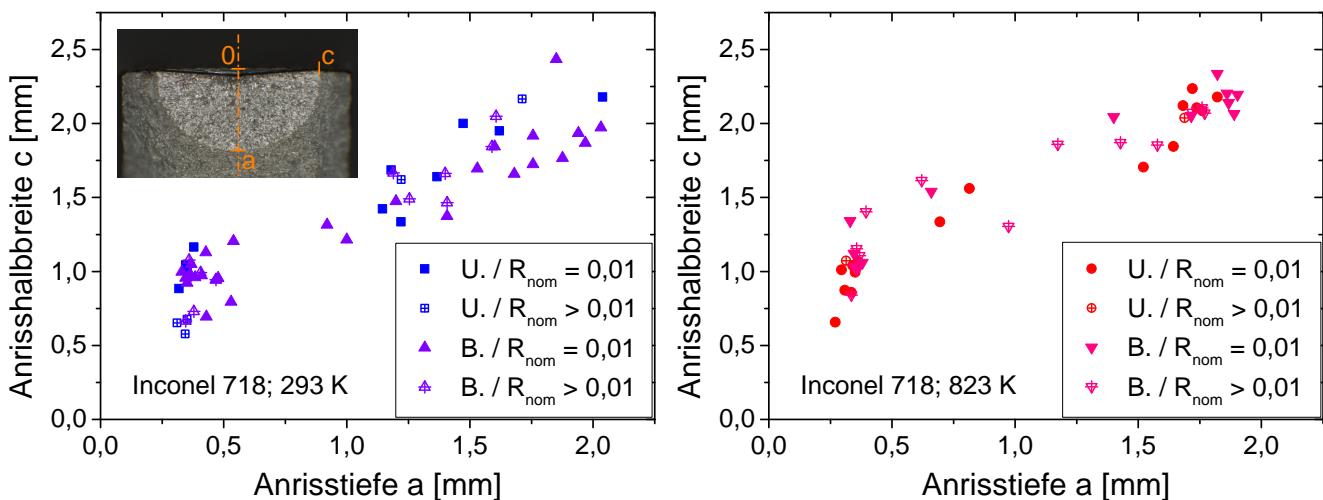


Abbildung 6.12: Entwicklung der Risshalbbreiten c in Abhängigkeit der Risstiefe a , links: 293 K, rechts: 823 K

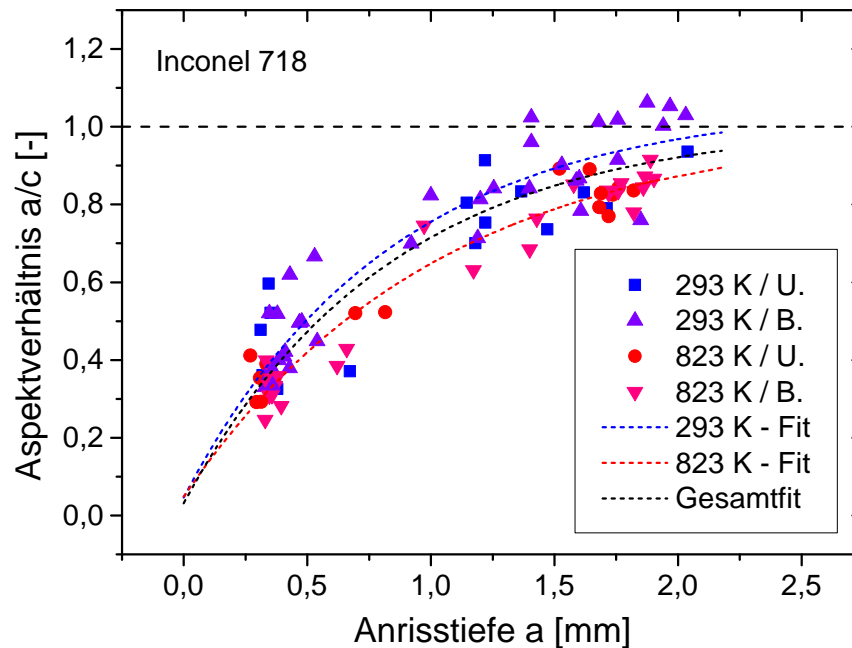


Abbildung 6.13: Entwicklung der Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ halbelliptisch angenäherter Oberflächenrisse über der Risstiefe a und Anpassungsfunktionen zur Ermittlung von Spannungsintensitäten

im Schnitt zu höheren Werten von $\frac{a}{c}$, also verhältnismäßig tieferen Rissen, als dies bei den bei 823 K durchgeführten Versuchen der Fall ist.

Im Optimalfall würden sich in Abhängigkeit des Behandlungszustands, der Temperatur und des Lastverhältnisses jeweils eindeutige Zusammenhänge $\frac{a}{c}(a)$ ableiten lassen. Dies erscheint jedoch aufgrund der identifizierten Streuungen nicht sinnvoll. Um einen statistisch noch vertretbaren Zusammenhang $\frac{a}{c}(a)$ zu erhalten, wurden die nach Versuchen bei 293 K und 823 K ermittelten Aspektverhältnisse getrennt und ganzheitlich mit einer Exponentialfunktion angepasst. Der Gesamtfit wurde dabei als Zwangsfunktion („forcing function“ [6]) für die Berechnung der Spannungsintensitäten (siehe Abschnitte 4.5.1 und 7.1) hinterlegt. Die daraus hervorgehenden Auftragungen von Rissausbreitungsrate ($\log \frac{da}{dN}$) über nominellen und effektiven zyklischen Spannungsintensitäten ($\log \Delta K$) finden sich in Abschnitt 7.2.

6.2.3 Rissöffnungs- und -schließversuche

6.2.3.1 Potential-Last-Verläufe

Die Verläufe der vom Messverstärker ausgegebenen Potentialsondenspannung U_{pd} über der betragsmäßigen Versuchslast $|F|$ („Potential-Last-Verläufe“) bei den Lasthorizonten K1 ($|F_{max}| = 5300$ N; $R_{nom} = 0,01$), L2 ($|F_{max}| = 4800$ N; $R_{nom} = 0,01$) und L1 ($|F_{max}| = 5300$ N; $R_{nom} = 0,5$) sind in den Abbildungen 6.14, 6.15 und 6.16 für die jeweils zur Auswertung verwendeten Risstiefen a dargestellt. Die Verläufe sind in den beiden ersten Fällen von einem je nach Zustand mehr oder weniger starken Abfall von U_{pd} bei Verringerung der

betragsmäßigen Versuchslast geprägt. Im letzten Fall finden sich nahezu konstante Potentialondensspannungen unabhängig von der Versuchslast.

Zur Interpretation der Verläufe wurde die in Abschnitt 4.2.3.2 beschriebene Vorgehensweise angewandt. Vollständiges Risssschließen tritt dabei unabhängig vom Lasthorizont nur für $R_{\text{nom}} = 0,01$ und bei den oberflächenbehandelten Zuständen auf. Der unbehandelte Zustand zeigt für $R_{\text{nom}} = 0,01$ ein partielles, aber nicht vollständiges Risssschließen, was sich durch das Nicht-Vorhandensein eines Wendepunkts in der Potential-Last-Kurve ausdrückt. Qualitativ werden bei den Lasthorizonten K1 ($|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) und L2 ($|F_{\text{max}}| = 4800 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) ähnliche Potential-Last-Verläufe erhalten. Die in Abbildung 6.16 dargestellten Potential-Last-Verläufe am Lasthorizont L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,5$) zeigen in keinem Fall einen signifikanten Potentialabfall, der mit partiellem oder vollständigem Risssschließen korreliert werden könnte. Es wird hieraus geschlussfolgert, dass bei der gewählten Lastabsenkung mit konstanter Oberlast ($|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$) und Erhöhung des Lastverhältnisses auf $R_{\text{nom}} = 0,5$ kein signifikanter Risssschließeffekt mehr auftritt. Daher sollen nur die Potential-Lastverläufe der Lasthorizonte K1 und L2 mit $R_{\text{nom}} = 0,01$ weitere Beachtung finden.

6.2.3.2 Ermittlung von Rissöffnungs- und -schließlasten

Aus den in Abbildungen 6.14 und 6.15 dargestellten Potential-Last-Verläufen lassen sich mit dem in Abschnitt 4.2.3.2 beschriebenen Verfahren näherungsweise die äußerlich vorliegenden Kräfte entnehmen, die kennzeichnend für vollständiges Rissöffnen bzw. Risssschließen sind. Dies ist in den Abbildungen 6.17 (oben) und 6.18 (oben) für die Lasthorizonte K1 bzw. L2 dargestellt. In den Abbildungen sind ferner die bereits in Abschnitt 6.2.2 besprochenen, zugehörigen Rissausbreitungsraten (Mitte, aus 6.2.2) sowie die durch Mikrohärte- und Eigenspannungsverläufe vereinfachend charakterisierten Randschichtzustände (unten, aus Abschnitt 5.1.1) auf gleicher Skala der Abszisse dargestellt.

Vollständiges Risssschließen tritt per getroffener Definition (siehe Abschnitt 4.2.3.2) nur bei den randnah verfestigten Zuständen auf. Die Risssschließlasten sind von der Risstiefe abhängig. Der Risssschließeffekt ist unmittelbar nach dem Anschwingen teilweise scheinbar noch nicht vollständig ausgeprägt, bildet sich jedoch stets innerhalb eines Risstiefenzuwachses von $\Delta a \approx 0,15 \text{ mm}$ aus. Die mit vollständiger Rissöffnung korrelierten Lasten nehmen bei den randnah verfestigten Zuständen mit zunehmender Rissgröße näherungsweise monoton ab. Im unbehandelten Zustand bleiben die Rissöffnungslasten näherungsweise konstant, tendieren jedoch ebenfalls zu einer leichten Abnahme. Bei den auf Lasthorizont L2 nach randnaher Verfestigung durchgeführten Versuchen ist außerdem im Risstiefenbereich $0,35 \text{ mm} < a < 0,70 \text{ mm}$ ein gegenüber den Versuchen auf Lasthorizont K1 stark vergrößerter Bereich partiellen Risssschließens bzw. partieller Rissöffnung ersichtlich. Auch liegen scheinbar höhere, zur vollständigen Rissöffnung führende Lasten als beim Lasthorizont K1 vor. Vollständiges Risssschließen per getroffener Definition kann bei den unbehandelten Zuständen bei keiner Rissgröße nachgewiesen werden.

Unmittelbar ersichtlich aus den Abbildungen 6.14 und 6.15 ist auch ein qualitativer Zusammenhang zwischen höheren (niedrigeren) Rissöffnungs- und -schließlasten mit niedrigeren (höheren) Rissausbreitungsraten.

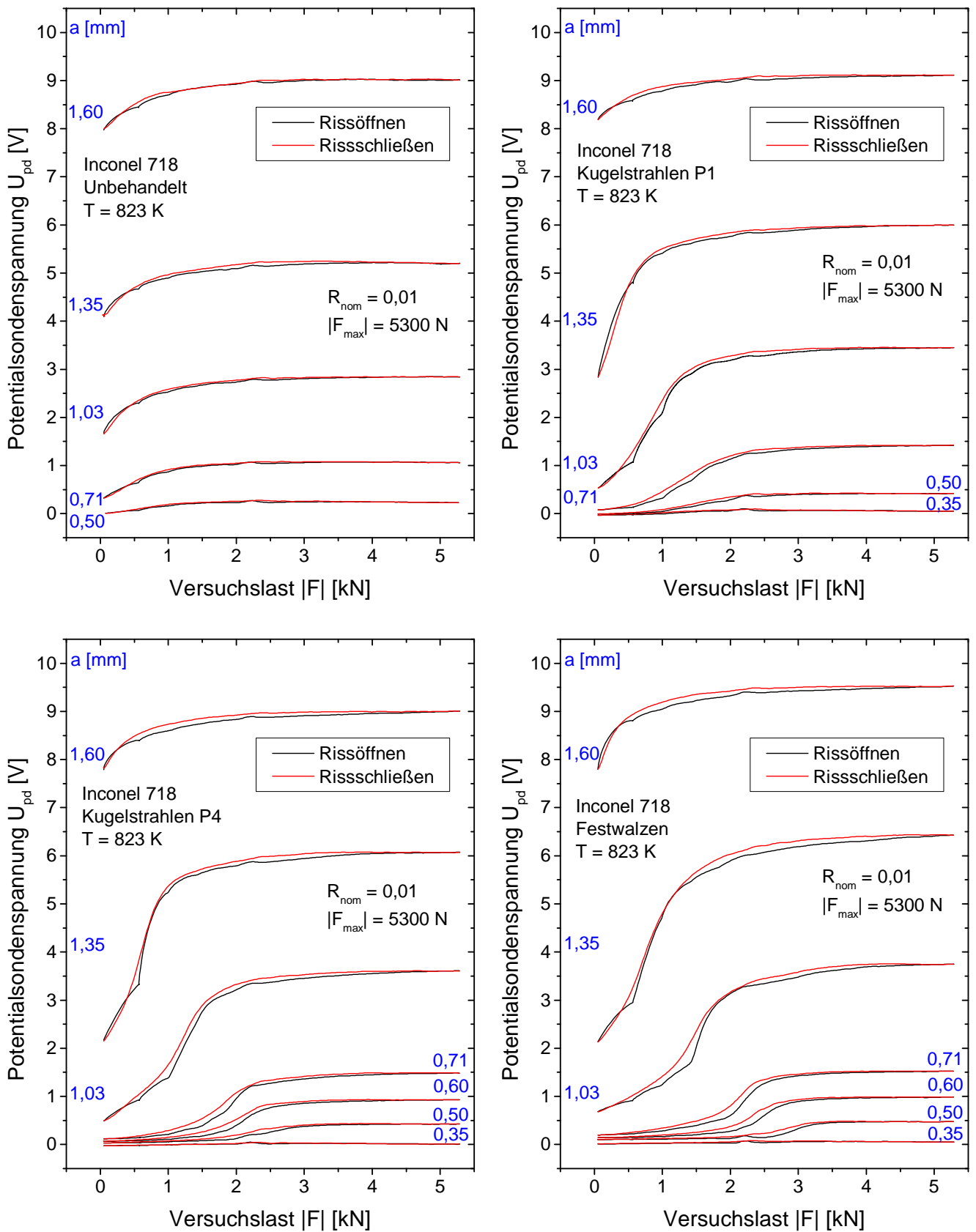


Abbildung 6.14: Potential-Last-Verläufe in Rissöffnungs- und -schließversuchen am Lasthorizont K1 ($|F_{max}| = 5300$ N; $R_{nom} = 0,01$)

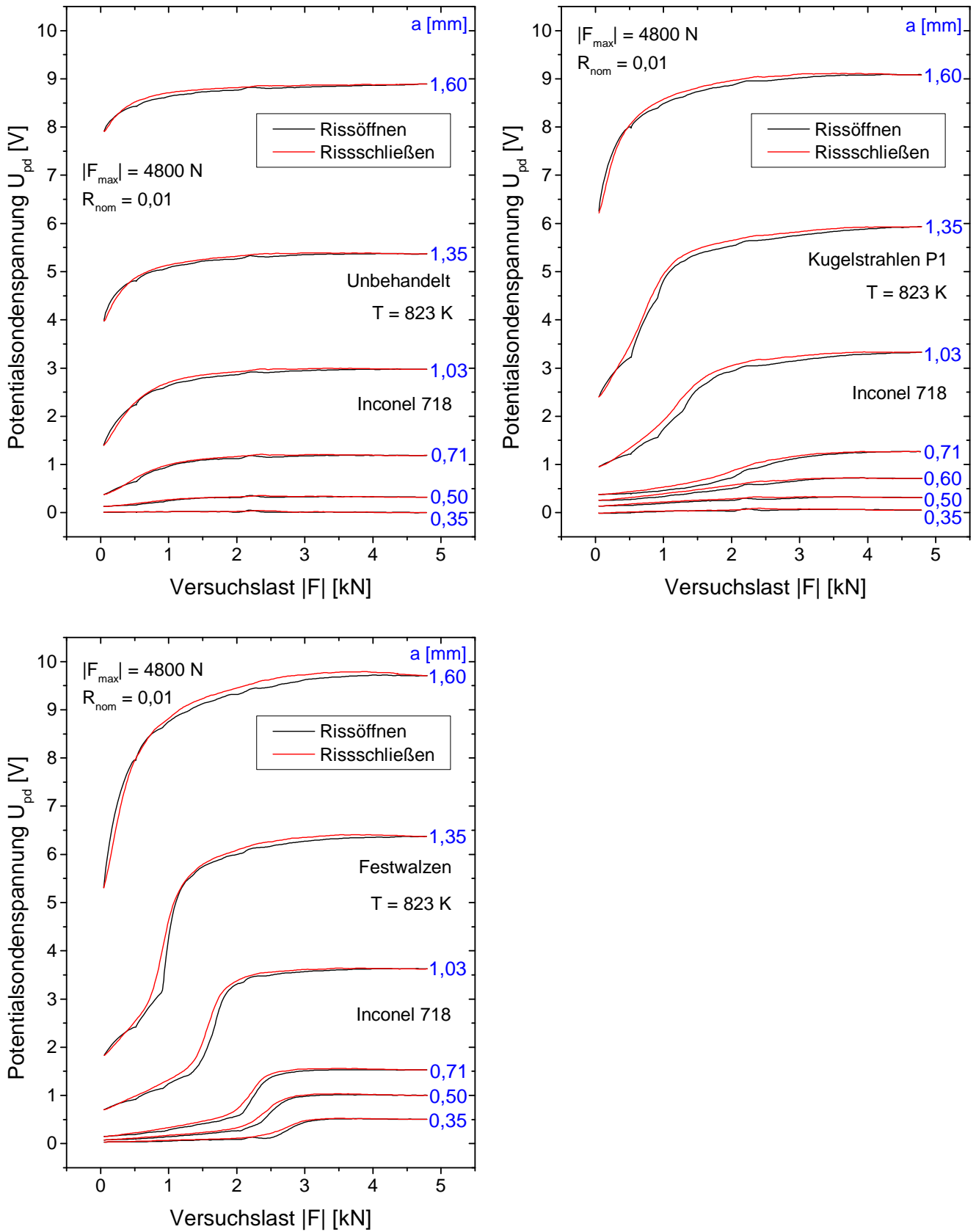


Abbildung 6.15: Potential-Last-Verläufe in Rissöffnungs- und -schließversuchen am Lasthorizont L2 ($|F_{max}| = 4800$ N; $R_{nom} = 0,01$)

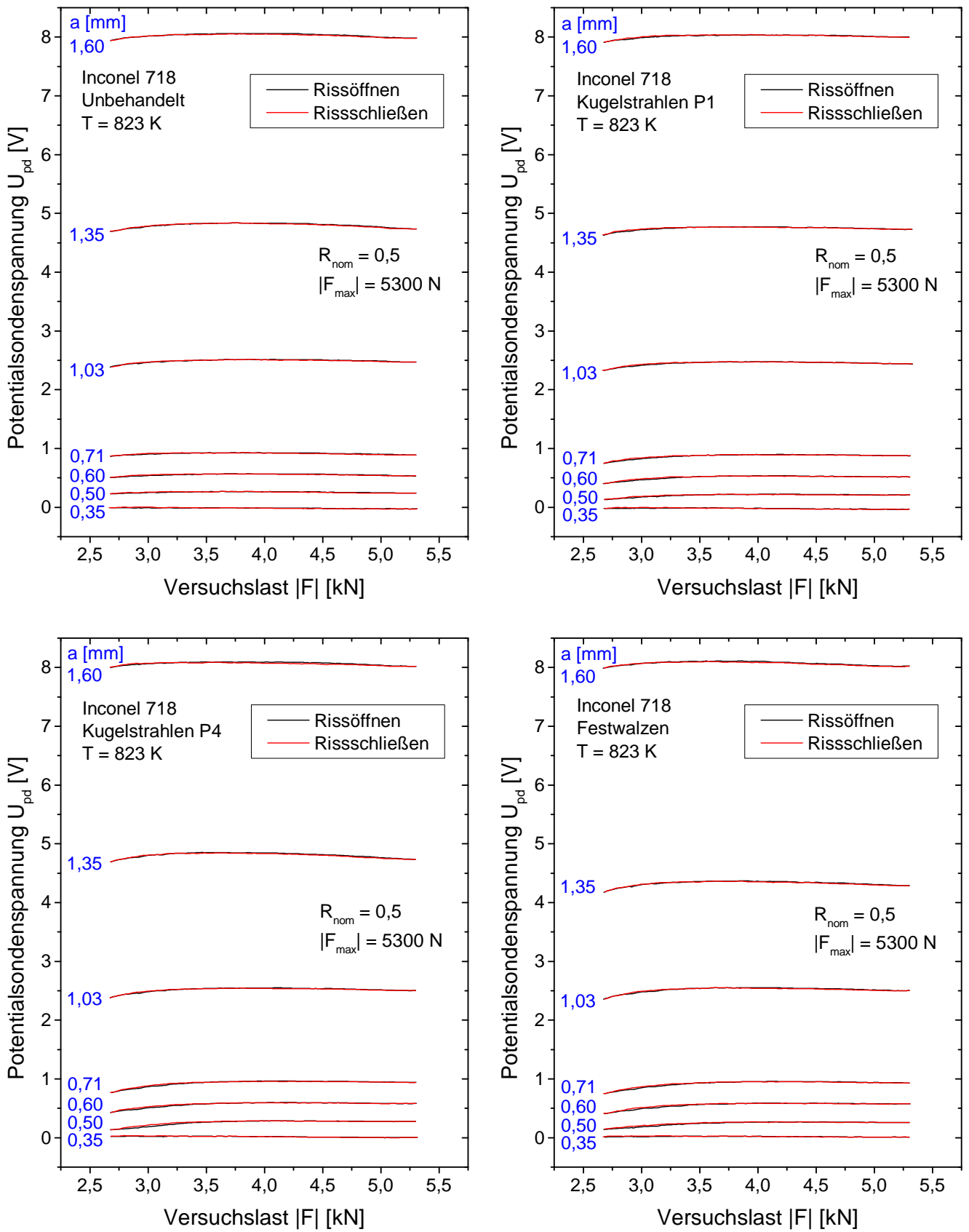


Abbildung 6.16: Potential-Last-Verläufe in Rissöffnungs- und -schließversuchen am Lasthorizont L1 ($|F_{max}| = 5300$ N; $R_{nom} = 0,5$)

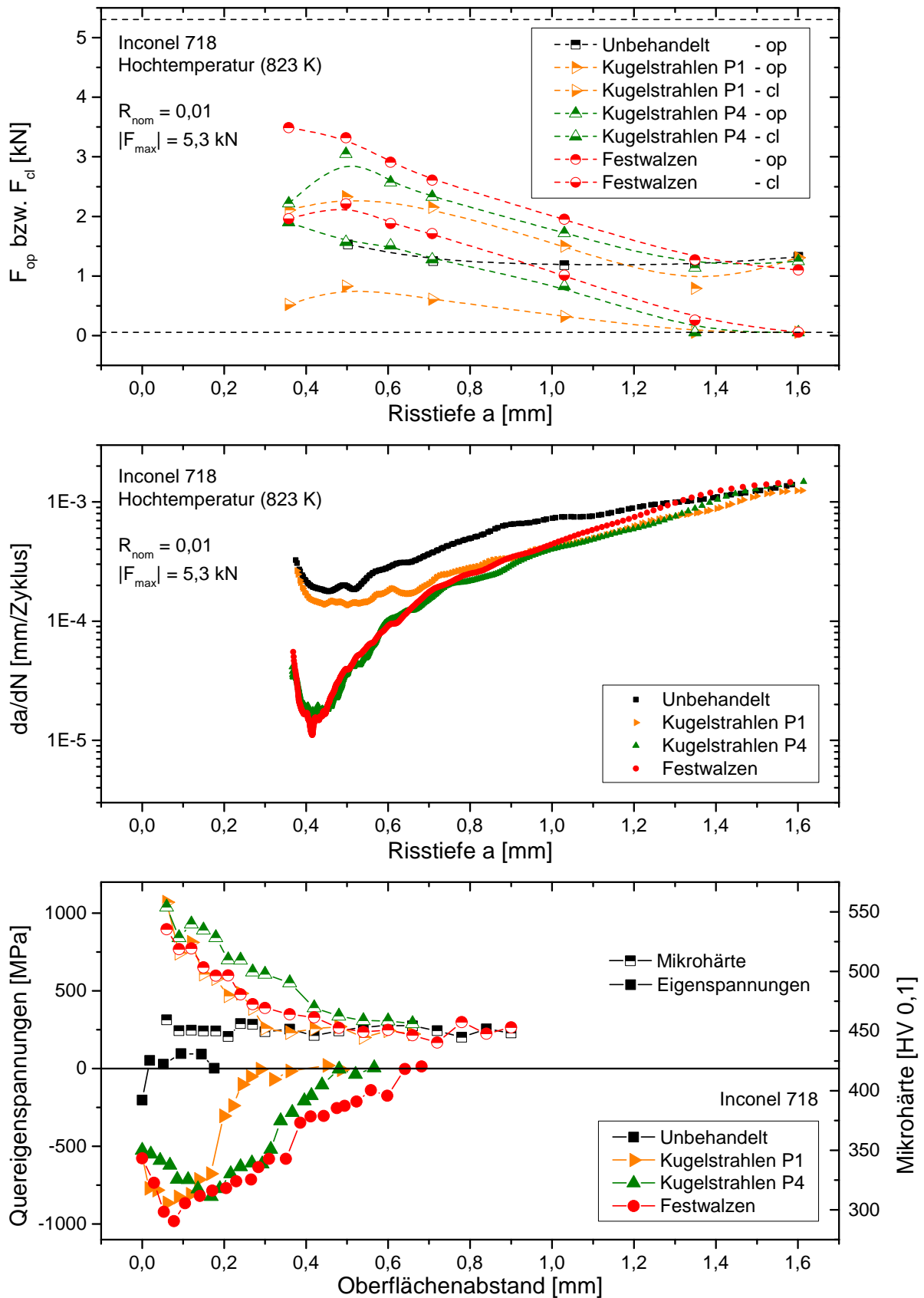


Abbildung 6.17: Rissöffnungs- bzw. Rissschließlasten (oben) und Rissausbreitungsraten (Mitte, aus Abschnitt 6.2.2) für Lasthorizont K1 ($|F_{max}| = 5300 \text{ N}$; $R_{nom} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (unten, aus Abschnitt 5.1.1)

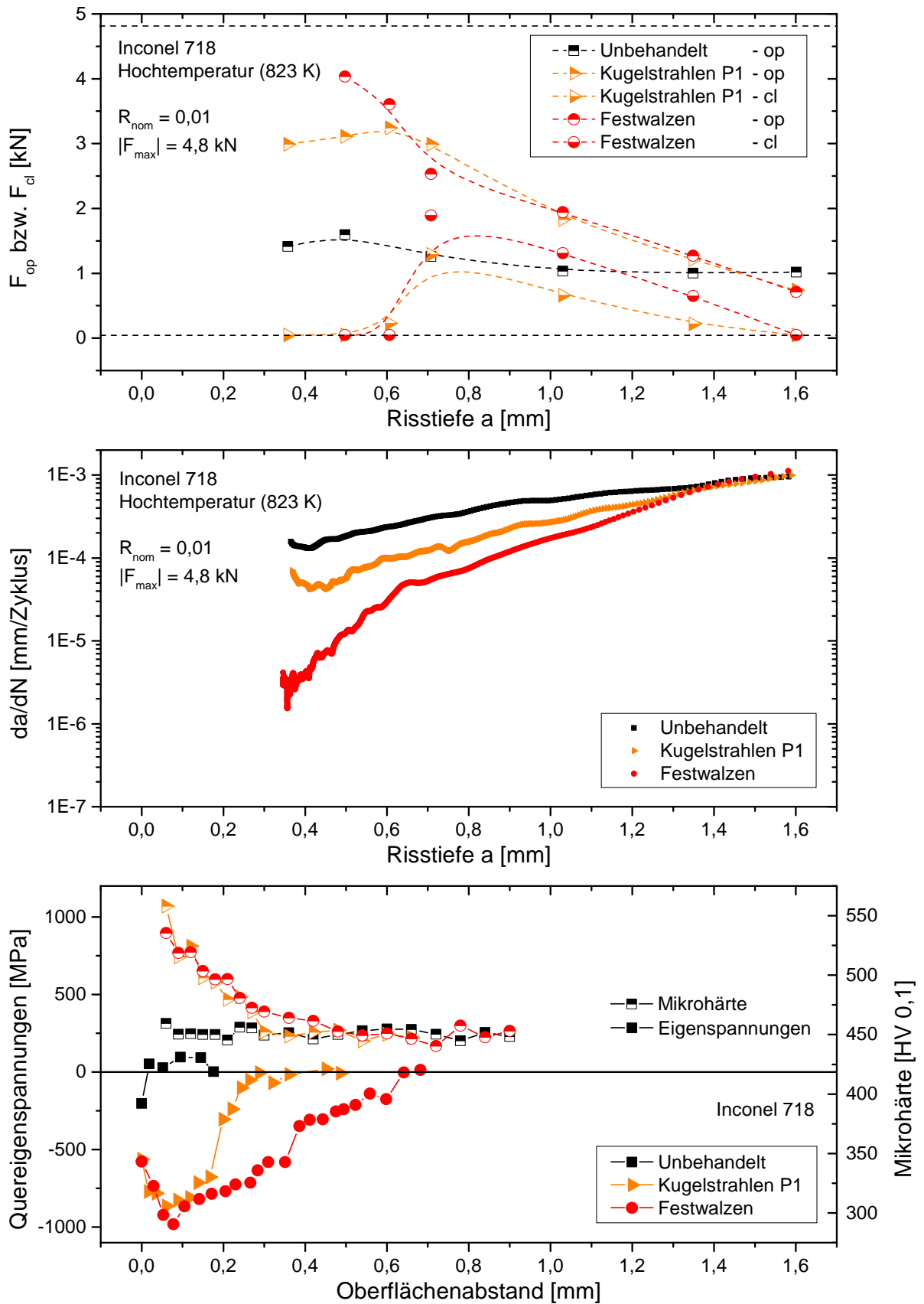


Abbildung 6.18: Rissöffnungs- bzw. Rissschließlasten (oben) und Rissausbreitungsraten (Mitte, aus Abschnitt 6.2.2) für Lasthorizont L2 ($|F_{max}| = 4800 \text{ N}$; $R_{nom} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (unten, aus Abschnitt 5.1.1)

6.2.4 Fraktographische Untersuchungen

Die Abbildungen 6.19 bis 6.23 zeigen rasterelektronenmikroskopische Übersichtsaufnahmen (Vergrößerung: $1000\times$) der Bruchflächen aus Rissausbreitungsversuchen nach randnaher Verfestigung. Die Rissausbreitungsrichtung senkrecht zur Probenoberfläche ist auf allen folgenden Aufnahmen von links nach rechts. In Abbildung 6.19 sind zunächst für drei verschiedene Lastverhältnisse ($R_{\text{nom}} = 0,01$; $R_{\text{nom}} = 0,5$; $R_{\text{nom}} = 0,7$) an Lasthorizont K1 / L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300\text{ N}$) die Entwicklungen der Bruchflächen in Abhängigkeit der Risstiefe dargestellt. Offensichtlich zeigen alle Bruchflächen eine mehr oder weniger starke kristallographische Facettierung, die bei kleinerer Risstiefe (Randabstand $400\ \mu\text{m}$) noch ausgeprägter ist als bei der größeren Risstiefe (Randabstand $1000\ \mu\text{m}$). Besonders stark ausgeprägte Facetten werden durch Rissausbreitung bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ erhalten.

Zum Vergleich mit dem unbehandelten Zustand zeigt Abbildung 6.20 äquivalente Aufnahmen für den festgewalzten Zustand. Verglichen mit dem unbehandelten Zustand ergibt sich von den vorstehend geschilderten Tendenzen keine abweichende Beobachtung. Jedoch sind die Facettierungen insbesondere für $400\ \mu\text{m}$ Randabstand tendenziell etwas kleiner als im unbehandelten Zustand. Auch hier werden mit zunehmendem Lastverhältnis kristallographische Facettierungen in zunehmender Größe beobachtet. Die kugelgestrahlten Zustände P1 und P4 (nicht dargestellt) zeigen hiervon keine Abweichungen.

Abbildung 6.21 zeigt die fraktographischen Aufnahmen, die für den Lasthorizont K1 ($|F_{\text{max}}| = 5300\text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) an bei 823 K ermüdeten Proben im Randabstand von $400\ \mu\text{m}$ aufgenommen wurden. Die Aufnahmen zeigen kaum Unterschiede im Bruchbild zwischen dem unbehandelten Zustand (a) und den behandelten Zuständen (b - d). Auch im Vergleich zu den bei 293 K durchgeführten Versuchen (unbehandelter Zustand: Abbildung 6.19 (a); festgewalzter Zustand: Abbildung 6.20 (a)) ergeben sich für Lasthorizont K1 keine erkennbaren Unterschiede.

In Abbildung 6.22 sind die Bruchflächen der im Lasthorizont L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300\text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,5$) bei Hochtemperatur (823 K) ermüdeten Proben im Randabstand von $400\ \mu\text{m}$ dargestellt. Die Aufnahmen zeigen wiederum kaum Unterschiede im Bruchbild zwischen dem unbehandelten Zustand (a) und den behandelten Zuständen (b - d). Im Vergleich zu den bei Raumtemperatur durchgeführten Versuchen (unbehandelter Zustand: Abbildung 6.19 (c); festgewalzter Zustand: Abbildung 6.20 (c)) ergeben sich auch hier keine signifikanten Unterschiede. Es ist möglicherweise eine Tendenz zur Einstellung abnehmender Geradlinigkeit der Facettierungen mit zunehmender Temperatur erkennbar.

Um mögliche Unterschiede in den fraktographischen Aufnahmen hinsichtlich der Temperatur genauer herausarbeiten zu können, zeigt Abbildung 6.23 abschließend noch den Vergleich der Bruchflächen der unbehandelten Versuchsproben, die bei 293 K (a) bzw. bei 823 K (b) am Lasthorizont L5 ($|F_{\text{max}}| = 3600\text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) ermüdet wurden. In beiden Fällen ist wiederum ein facettiertes Bruchbild zu erkennen. Tendenziell lassen sich bei 293 K jedoch eher gerade, ausgestreckte kristallographische Kanten erkennen. Bei 823 K zeigen diese möglicherweise auch eine gewisse Tendenz zur Krümmung auf. Potentiell auftretende Effekte wurden jedoch nicht quantifiziert.

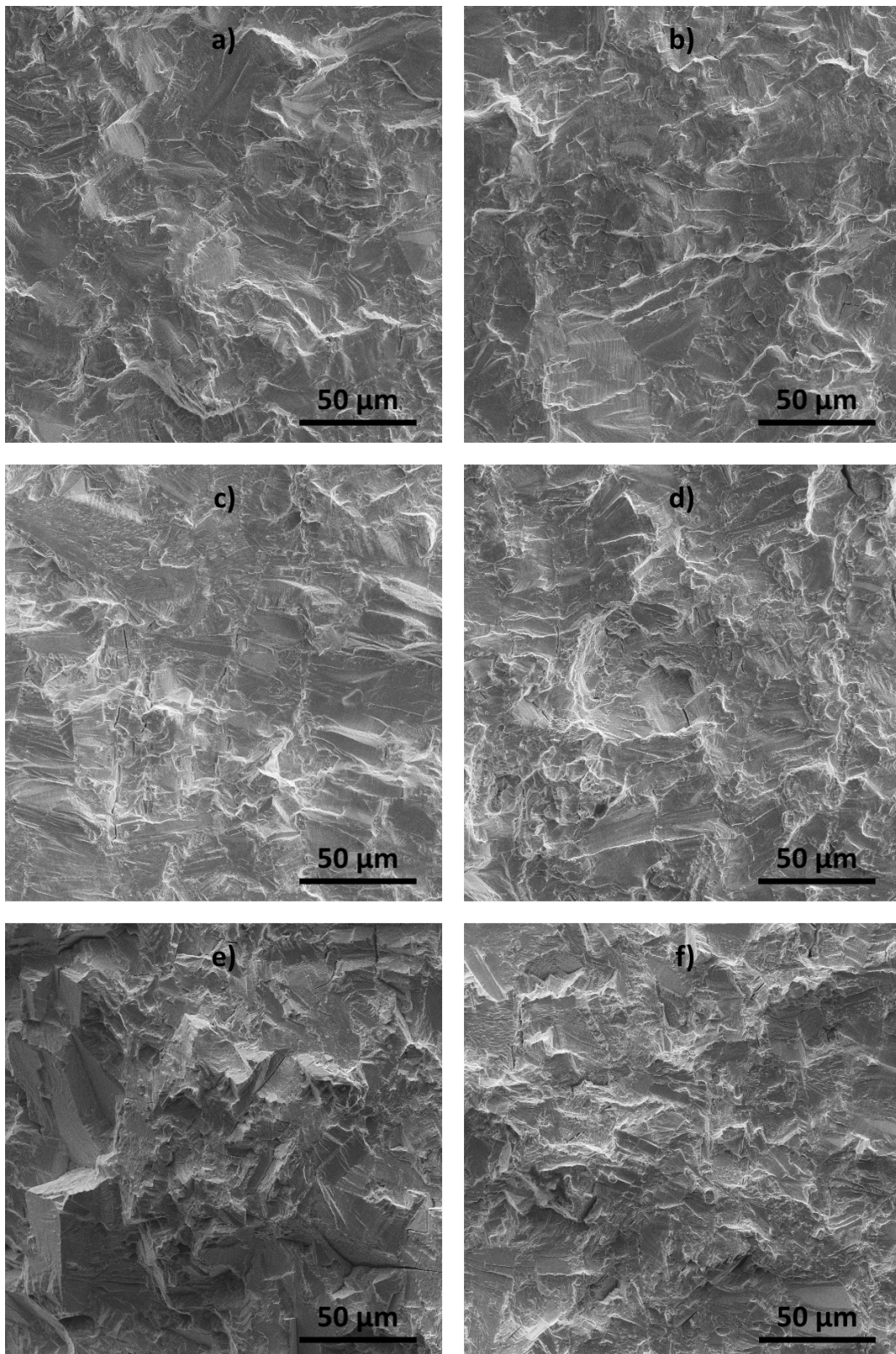


Abbildung 6.19: Bruchbild des unbehandelten Zustands für Lasthorizont K1 / L1 und 293 K; a) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand 400 μm , b) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand 1000 μm , c) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand 400 μm , d) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand 1000 μm , e) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand 400 μm , f) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand 1000 μm

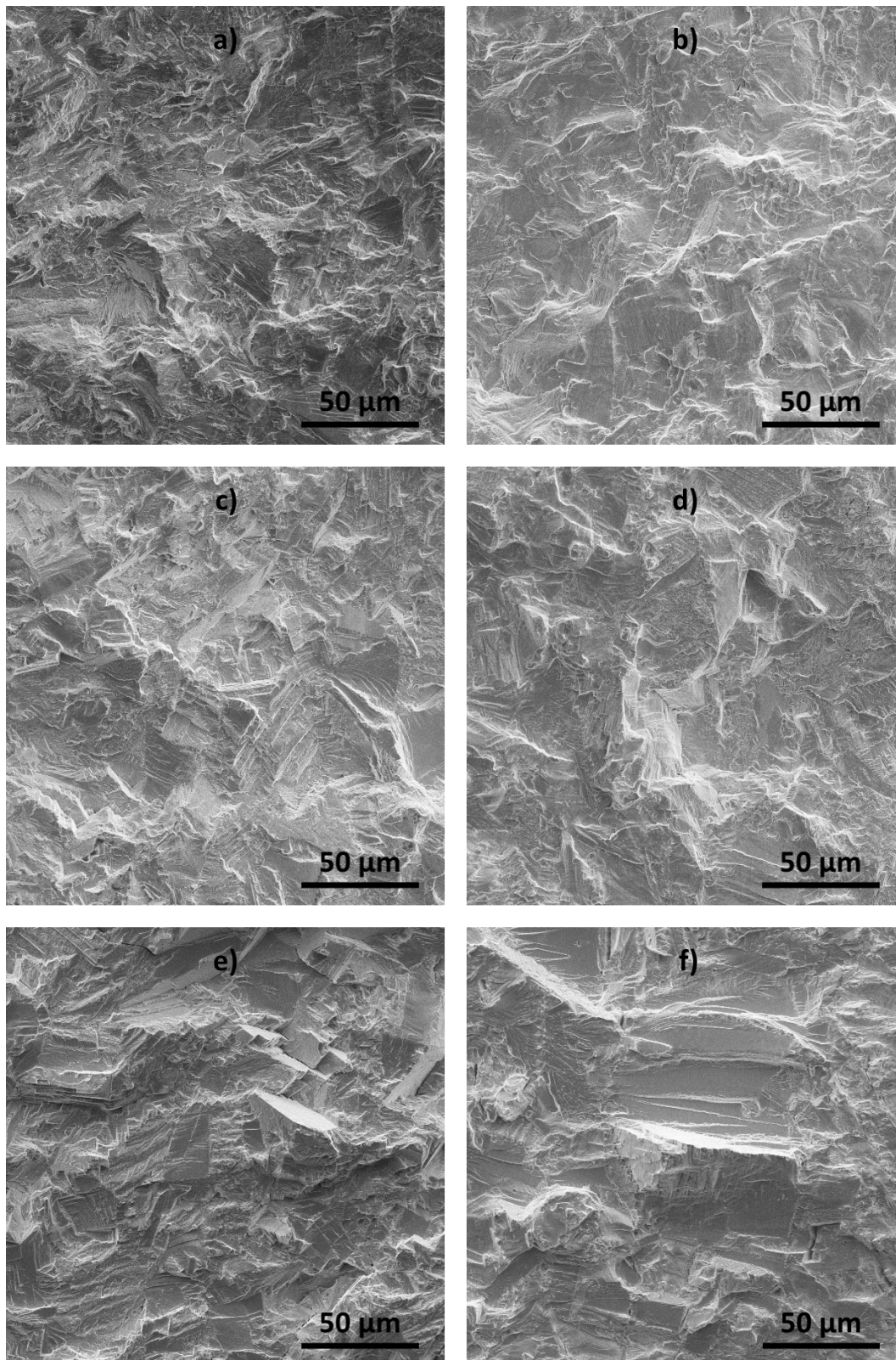


Abbildung 6.20: Bruchbild des festgewalzten Zustands für Lasthorizont K1 / L1 und 293 K; a) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand 400 μm, b) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand 1000 μm, c) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand 400 μm, d) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand 1000 μm, e) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand 400 μm, f) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand 1000 μm

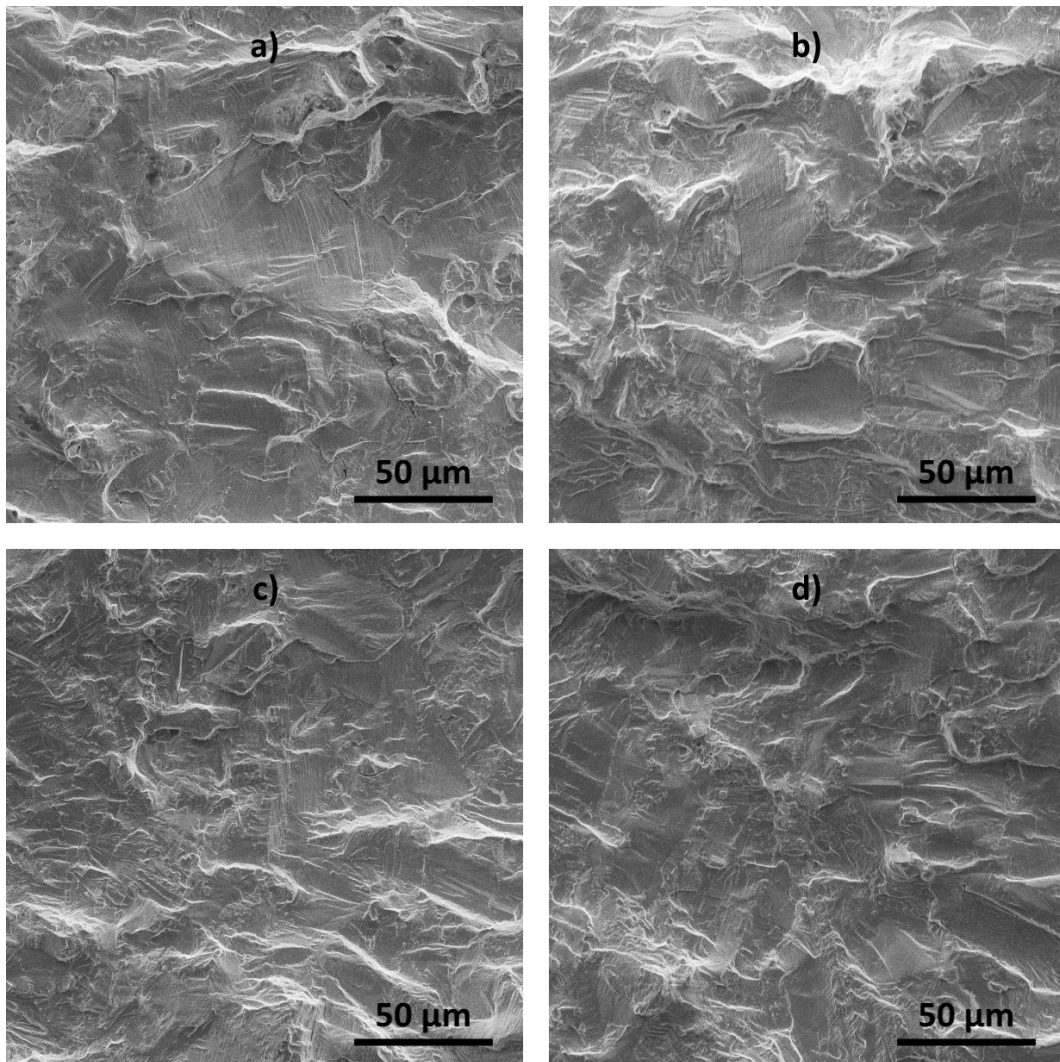


Abbildung 6.21: Bruchbild für Lasthorizont K1 bei 823 K im Randabstand von 400 µm; a) Unbehandelt, b) Festwalzen, c) Kugelstrahlen P1, d) Kugelstrahlen P4

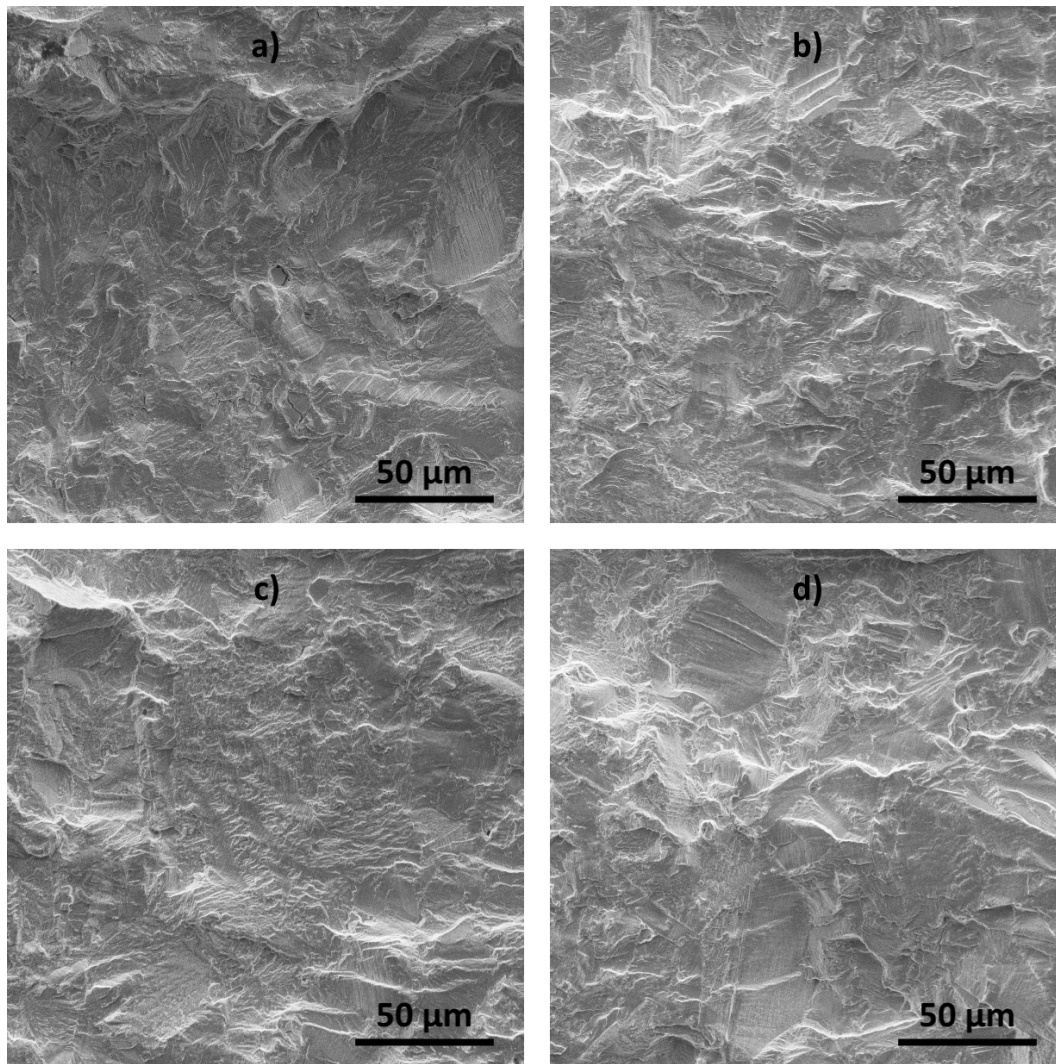


Abbildung 6.22: Bruchbild für Lasthorizont L1 bei 823 K im Randabstand von 400 µm; a) Unbehandelt, b) Festwalzen, c) Kugelstrahlen P1, d) Kugelstrahlen P4

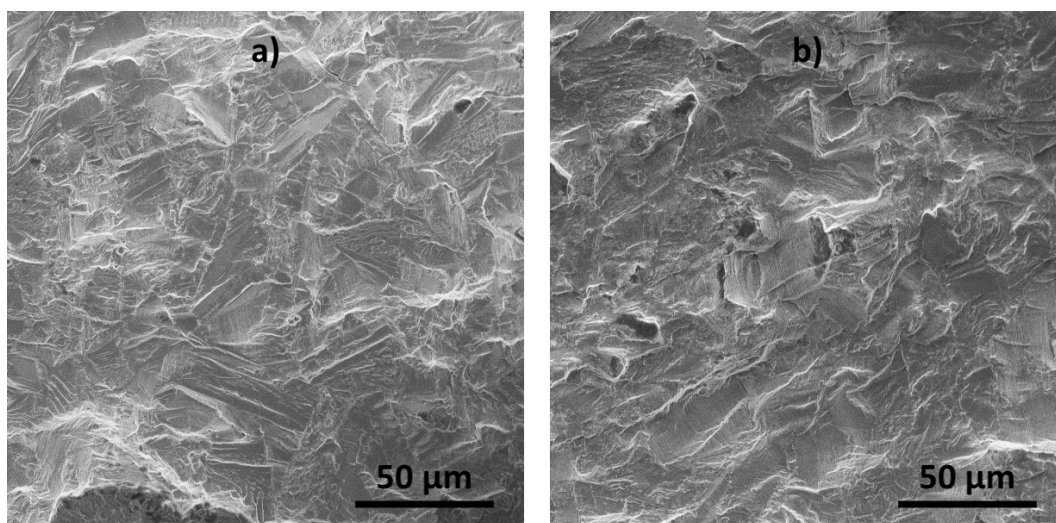


Abbildung 6.23: Bruchbild für Lasthorizont L5; Randabstand: 400 µm; Unbehandelter Zustand; a) Raumtemperatur (293 K), b) Hochtemperatur (823 K)

6.3 Durchgreifend verfestigte Zustände

6.3.1 Rissausbreitungsversuche mit konstantem Lastverhältnis

Rissausbreitungsversuche nach durchgreifender Kaltverfestigung wurden nach der in Abschnitt 4.3 beschriebenen Vorgehensweise bei den Lastverhältnissen $R_{\text{nom}} = 0,2$, $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ im kontinuierlichen Verfahren ($F_{\text{max}} = 1500 \text{ N}$) sowie im einstufigen und mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren durchgeführt. Die den Versuchen zugrunde gelegten Zustände waren $\varphi_{c,0} = 0$ bzw. 459 HV 0,1, $\varphi_{c,1} = 0,14$ bzw. 476 HV 0,1, $\varphi_{c,2} = 0,25$ bzw. 500 HV 0,1, $\varphi_{c,3} = 0,42$ bzw. 535 HV 0,1 und $\varphi_{c,4} = 0,62$ bzw. 556 HV 0,1 (siehe Abschnitt 5.2). Die Ergebnisse der Versuchsreihen sind in Abbildungen 6.24 bis 6.26 als Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsrate $\frac{da}{dN}$ und der Schwingweite der nominellen Spannungsintensität ΔK_{nom} in doppeltlogarithmischer Form dargestellt.

Abbildung 6.24 zeigt die Ergebnisse der nach Anschwingen bei $R_{\text{nom}} = 0,2$ im kontinuierlichen Verfahren ($F_{\text{max}} = 1500 \text{ N}$) sowie im mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren durchgeführten Rissausbreitungsversuche. Die erhaltenen $\frac{da}{dN}$ steigen in allen Fällen und unabhängig vom Lastverhältnis mit zunehmendem ΔK_{nom} an bzw. fallen mit abnehmendem ΔK_{nom} ab. Ungeachtet des Versuchstyps wird mit zunehmender durchgreifender Verfestigung in Inconel 718 bei konstantem ΔK_{nom} auch eine Zunahme von $\frac{da}{dN}$ beobachtet. Es liegen dabei nahezu lineare Zusammenhänge zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{\text{nom}}$ vor.

In Abbildungen 6.25 und 6.26 sind die Ergebnisse der bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ nach einstufiger Lastabsenkung kontinuierlich ($F_{\text{max}} = 1500 \text{ N}$) sowie im mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren durchgeführten Rissausbreitungsversuche dargestellt. Wiederum sind deutlich erhöhte $\frac{da}{dN}$ infolge durchgreifender Verfestigung ersichtlich. Ferner werden

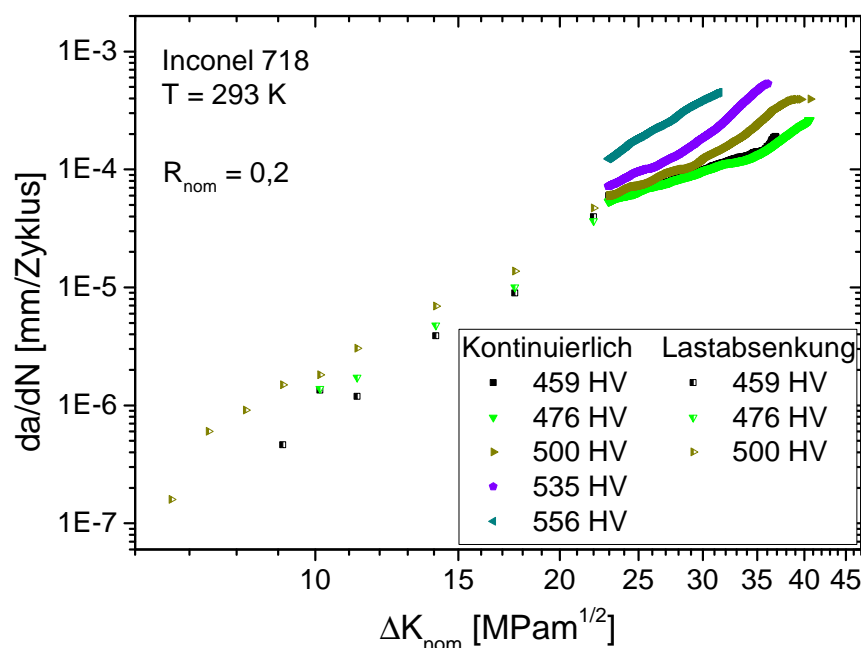


Abbildung 6.24: Rissausbreitungsraten für $R_{\text{nom}} = 0,2$ im kontinuierlichen Verfahren ($F_{\text{max}} = 1500 \text{ N}$) und mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren; nach [209]

nach durchgreifender Verfestigung auch signifikant kleinere Schwellenwerte $\Delta K_{th,nom}$ erhalten. Der Effekt ist dabei für $\varphi_{c,1} = 0,14$ noch relativ schwach, aber für $\varphi_{c,2} = 0,25$ bereits stark ausgeprägt.

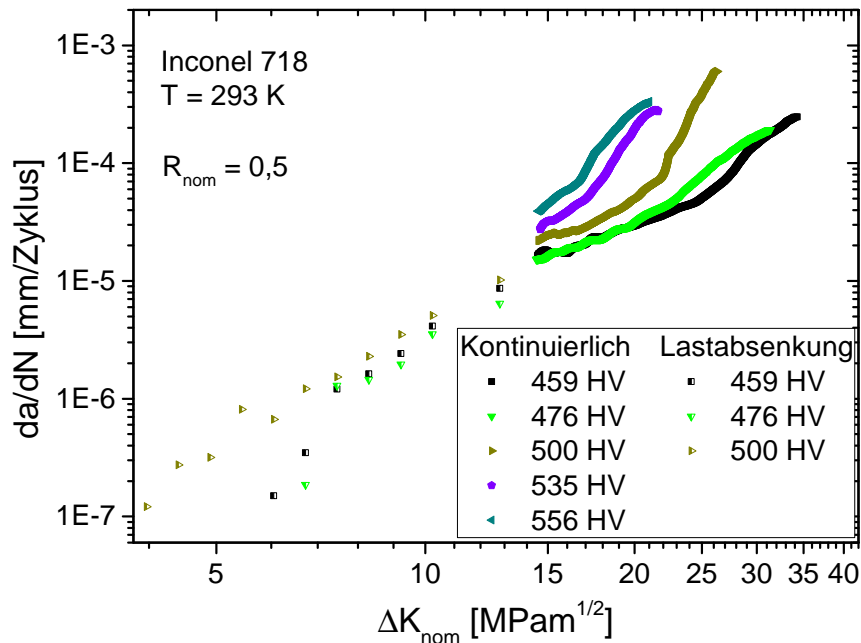


Abbildung 6.25: Rissausbreitungsrate für $R_{nom} = 0,5$ im einstufig-kontinuierlichen ($F_{max} = 1500$ N) und mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren; nach [209]

Während für $R_{nom} = 0,2$ näherungsweise lineare Zusammenhänge zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{nom}$ ersichtlich sind, liegen bei den höheren Lastverhältnissen deutliche Nichtlinearitäten vor. Direkt nach dem Anschwingen wird bei $R_{nom} = 0,7$ bei den Zuständen $\varphi_{c,0} = 0$ und $\varphi_{c,1} = 0,14$ ein Abfallen von $\frac{da}{dN}$ mit Ausbildung eines Minimums beobachtet. Außerdem werden ab einem bestimmten ΔK_{nom} progressiv zunehmende Rissausbreitungsrate beobachtet, die durch Rückrechnung auf eine „Übergangsrisslänge“ a_{tr} schließen lassen. Bei Unterstellung eines bilinearen Zusammenhangs von $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{nom}$, der in dieser Form bereits in der Literatur [183, 216] beschrieben wurde, lässt sich jeweils a_{tr} bestimmen. Die erhaltenen Werte sind in Abbildung 6.27 als Funktion des Umformgrades dargestellt. Mit zunehmender Verfestigung kommt es bei kleineren Übergangsrisslängen zu einer progressiven Zunahme von $\log \frac{da}{dN}$. Dies wird in Abschnitt 6.4.3.2 noch diskutiert.

Unter Annahme des bilinearen Zusammenhangs von $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{nom}$ beschreiben der Rissausbreitungsexponent m und der Rissausbreitungskoeffizient C die Steigung bzw. den Schnitt der Geraden mit der Y-Achse im doppeltlogarithmischen Diagramm [33]. Zur Quantifizierung der Auswirkung einer durchgreifenden Verfestigung auf die Rissausbreitung bei verschiedenen Lastverhältnissen in Inconel 718 sind in Abbildung 6.28 die Entwicklung von m (links) und C (rechts) vor Erreichen der Übergangsrisslänge dargestellt. Im oberen Teil von Abbildung 6.28 sind m und C über der Mikrohärte HV 0,1 und im unteren Teil der Abbildung über R_{nom} aufgetragen. Offensichtlich führt die Kaltverfestigung zu einem

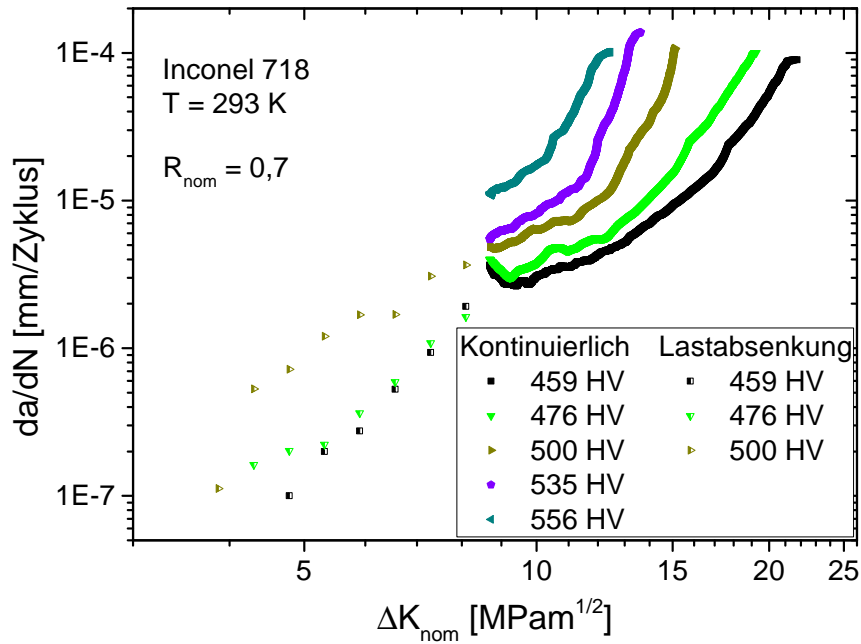


Abbildung 6.26: Rissausbreitungsraten für $R_{nom} = 0,7$ im einstufig-kontinuierlichen ($F_{max} = 1500\text{ N}$) und mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren; nach [209]

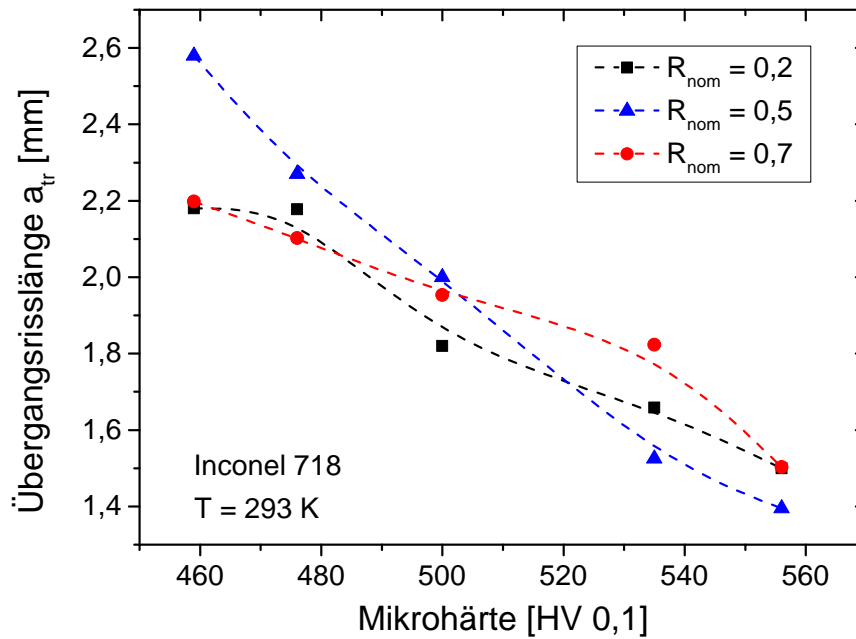


Abbildung 6.27: Errechnete Übergangsrisslängen a_{tr} in Abhängigkeit der Mikrohärtigkeit nach durchgreifender Verfestigung; nach [209]

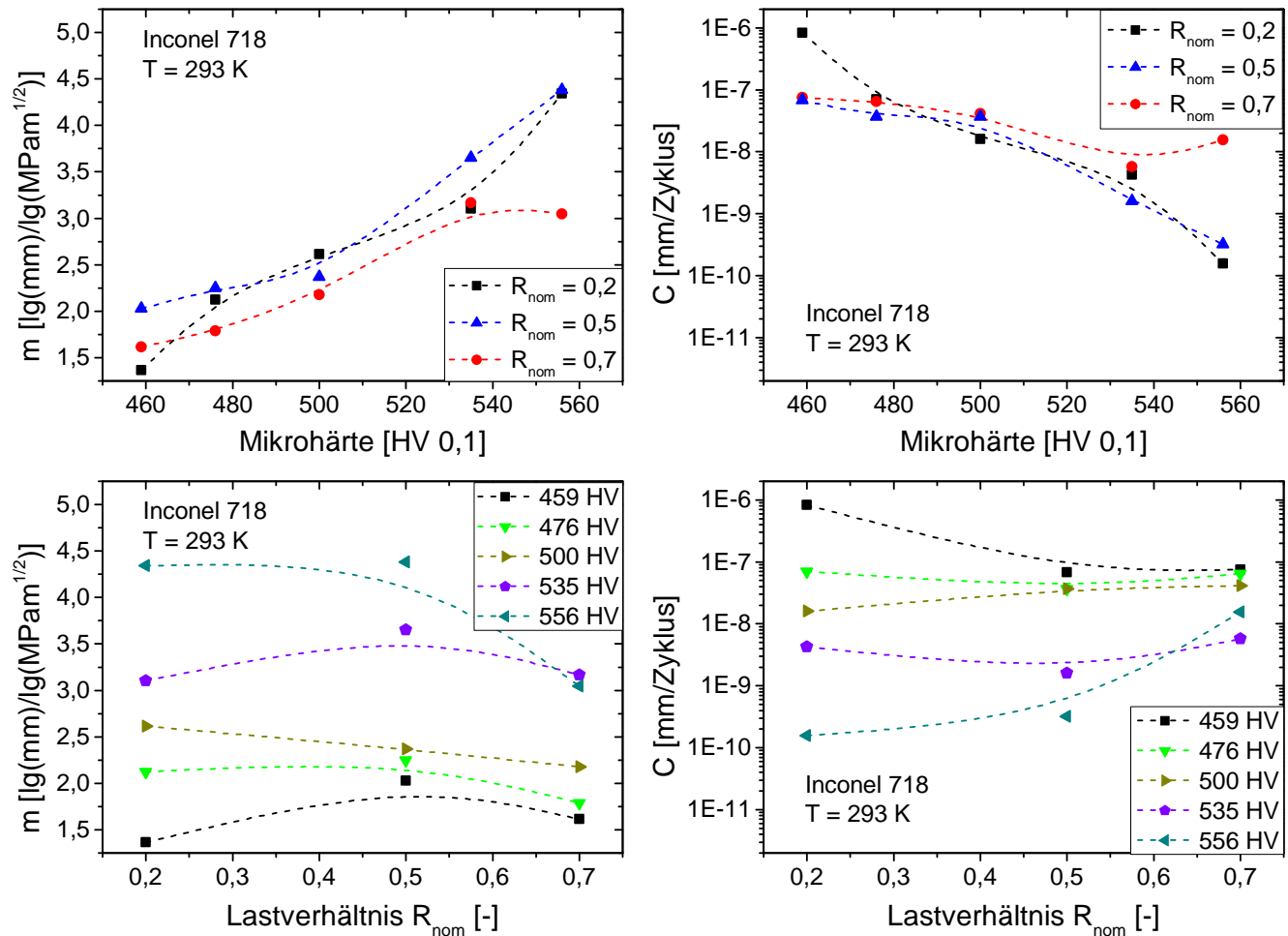


Abbildung 6.28: Einfluss durchgreifender Verfestigung und Lastverhältnis auf den Rissausbreitungsexponenten m und -koeffizienten C ; nach [209]

ausgeprägten Anstieg von m bzw. Abfallen von C . Mit zunehmendem Lastverhältnis kommt es dabei zu einer geringfügigen Annäherung der Werte von m und C des unbehandelten Zustands und der verfestigten Zustände.

6.3.2 Rissöffnungsversuche

Rissöffnungslasten nach durchgreifender Verfestigung wurden mit der in Abschnitt 4.3.2.2 beschriebenen Vorgehensweise bei drei verschiedenen Risslängen ermittelt. Die erhaltenen Werte der Rissöffnungslast F_{op} sind in Abbildung 6.29 in Abhängigkeit der Mikrohärtigkeit und der Risslänge veranschaulicht. Mit zunehmender Risslänge werden unabhängig von Mikrohärtigkeit bzw. Umformgrad abnehmende Rissöffnungslasten erhalten. Bei zunehmender Kaltverfestigung bzw. zunehmender Mikrohärtigkeit kommt es bei allen Zuständen zu abnehmenden Rissöffnungslasten.

In Abbildung 6.30 sind die aus Rissöffnungslasten F_{op} berechneten Rissöffnungsspannungsintensitäten K_{op} dargestellt. Bei konstanter, nomineller Maximalspannungsintensität K_{max} kommt es infolge durchgreifender Verfestigung zu abnehmenden Werten von K_{op} . Mit zunehmenden K_{max} werden jeweils auch zunehmende K_{op} beobachtet.

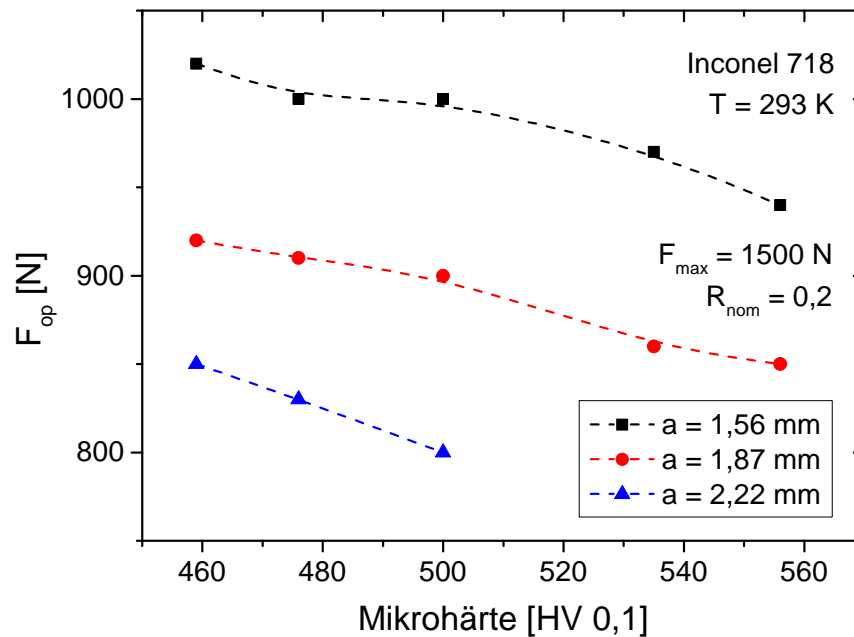


Abbildung 6.29: Einfluss durchgreifender Verfestigung auf die Rissöffnungslast F_{op} bei verschiedenen Risslängen; nach [209]

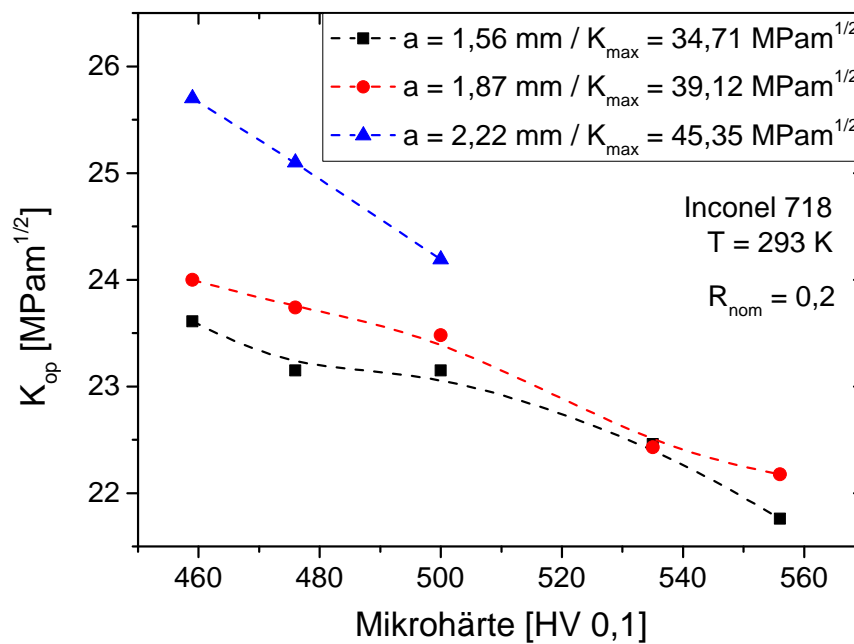


Abbildung 6.30: Einfluss durchgreifender Verfestigung auf die Rissöffnungsspannungsintensität K_{op} bei verschiedenen Risslängen; nach [209]

6.3.3 Effektivschwellenwerte

Effektivschwellenwerte $\Delta K_{th,eff}$ nach durchgreifender Verfestigung wurden nach der in Abschnitt 4.3.2.3 beschriebenen Vorgehensweise ($K_{max} = \text{const.}$ - Verfahren [47]) ermittelt und sind in Abbildung 6.31 dargestellt. Im unbehandelten Zustand liegt ein mittlerer

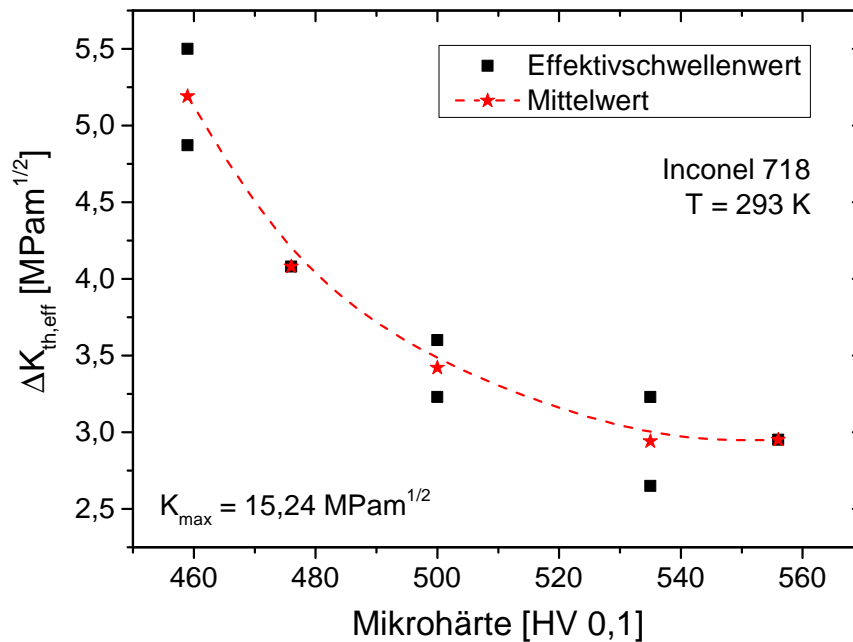


Abbildung 6.31: Entwicklung von Effektivschwellenwerten $\Delta K_{th,eff}$ nach durchgreifender Verfestigung; nach [209]

Effektivschwellenwert von $\Delta K_{th,eff} \approx 5,2 \text{ MPam}^{1/2}$ vor. Mit zunehmender Kaltverfestigung kommt es zu abnehmenden Effektivschwellenwerten bis $\Delta K_{th,eff} \approx 3,0 \text{ MPam}^{1/2}$, was einer Reduktion um ca. 40 % entspricht.

6.3.4 Fraktographische Untersuchungen

Abbildung 6.32 zeigt die mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) an durchgreifend verfestigten Zuständen in Form von Übersichtsaufnahmen (Vergrößerung: 1000 x) aufgenommenen Bruchflächen bei $\Delta K_{nom} \approx 26 \text{ MPam}^{1/2}$ und $R_{nom} = 0,2$ (links / a, c, e) sowie $\Delta K_{nom} \approx 10 \text{ MPam}^{1/2}$ und $R_{nom} = 0,7$ (rechts / b, d, f). Im oberen Teil (a, b) sind Bruchflächen am unbehandelten Zustand $\varphi_{c,0} = 0$ dargestellt. Im mittleren Teil (c, d) sind die am Zustand $\varphi_{c,2} = 0,25$ und im unteren Teil (e, f) die am Zustand $\varphi_{c,4} = 0,62$ aufgenommenen Bruchflächen dargestellt. In allen Fällen werden durch kristallographische Facetten geprägte Bruchflächen gefunden, was bei $R_{nom} = 0,7$ noch deutlicher wird als bei $R_{nom} = 0,2$. Mit zunehmender Verfestigung werden die Facetten kleiner. In keiner der REM-Aufnahmen sind Schwingstreifen ersichtliche.

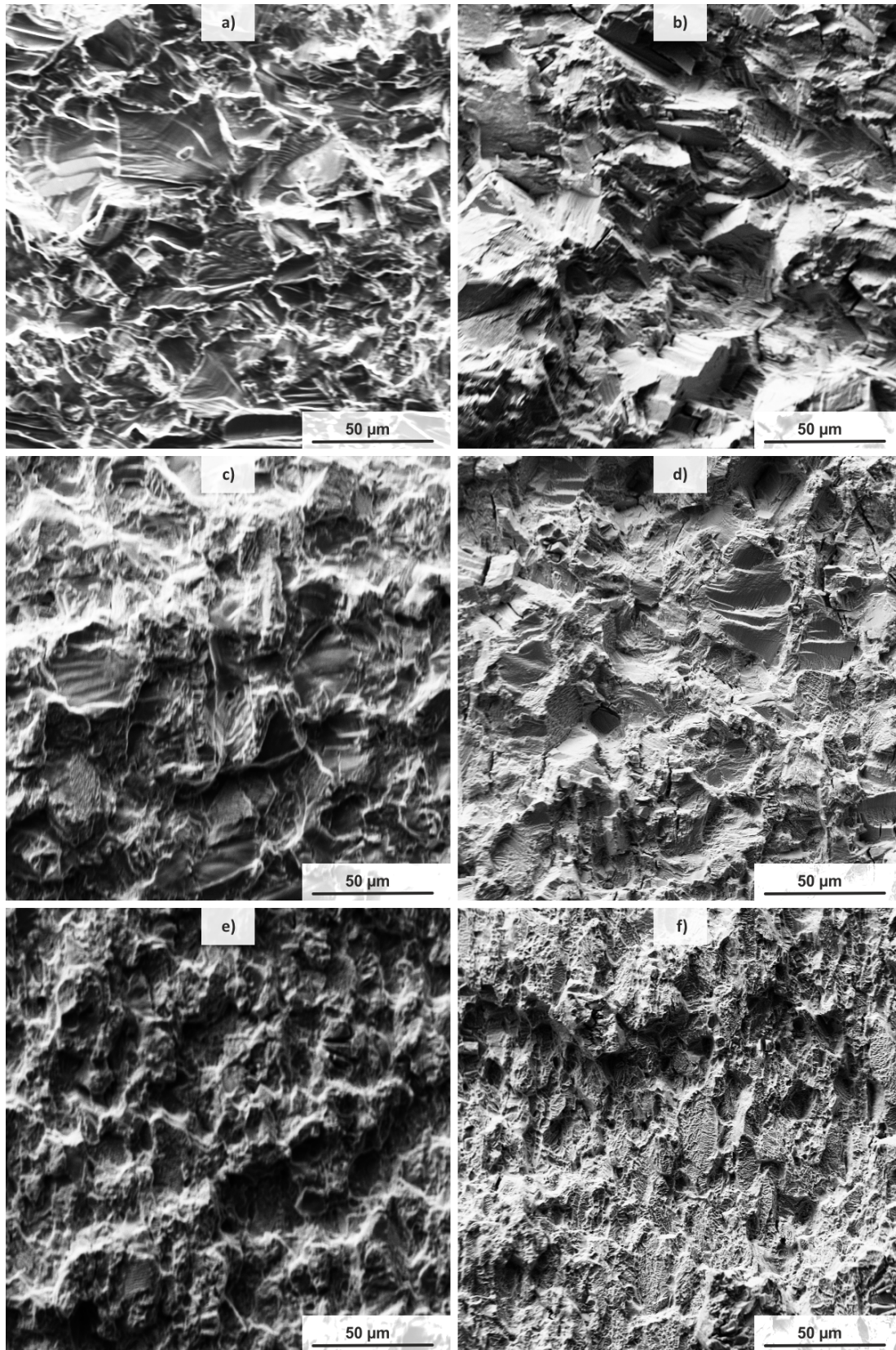


Abbildung 6.32: Bruchbild unbehandelter und durchgreifend verfestigter Zustände bei $\Delta K_{\text{nom}} \approx 26 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ und $R_{\text{nom}} = 0,2$ (links) und $\Delta K_{\text{nom}} \approx 10 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ (rechts); a / b: $\varphi_{c,0} = 0$; c / d: $\varphi_{c,2} = 0,25$; e / f: $\varphi_{c,4} = 0,62$; Rissfortschritt von links nach rechts; nach [209]

6.4 Diskussion

6.4.1 Ermittlung von Rissöffnungs- und -schließlasten

Alle Rissöffnungs- und -schließuntersuchungen wurden unter Verwendung des Gleichstrompotentialsondenverfahrens durchgeführt. Für die Auswertung wurde ein Verfahren aus der Literatur [61] adaptiert und modifiziert. Zur Erprobung geeigneter Messtechnik wurden vorab Rissöffnungsversuche an Langrissen in unbehandelten „arc-shaped tension“-Proben mit den in der Literatur häufig angewandten, steifigkeitsbasierten Verfahren [60, 74, 75] durchgeführt. Hierfür wurden in Viertelbrücke geschaltete DMS vom Typ FLA-2-11, die auf der Probenrückseite („back face strain gauge“) angebracht wurden, sowie ein kapazitiver Ansetzdehnungsaufnehmer („clip gauge“), mit dem die Rissöffnung an der Probenvorderseite erfasst wurde, eingesetzt. Dies ist in Abbildung 6.33 dargestellt.

Die Ergebnisse der auf die beschriebenen Weisen in den Vorversuchen erhaltenen Last-Aufweitungs-Verläufe zeigt Abbildung 6.34. Dabei sind für drei verschiedene Risslängen jeweils die Messungen mit DMS (a) und Dehnungsaufnehmer (b) für $F_{\max} = 1500 \text{ N}$ und $R_{\text{nom}} = 0,2$ gegenübergestellt. Die per DMS erhaltenen Last-Nenndehnungs-Verläufe zeigen keinen auswertbaren Verlauf. Mit dem Ansetzdehnungsaufnehmer wird ein relativ linearer Last-Nenndehnungs-Verlauf mit einer auftretenden Unstetigkeit in Form eines kleinen „Knicks“ beobachtet, jedoch ist kein Trend im Auftreten dieser Anomalie wahrzunehmen und eine Zuordnung zur Rissöffnung ist unklar. Da die Erfassung von Rissöffnungs- und -schließlasten auf diese Weise bereits am Langriss in „arc-shaped tension“-Proben nicht möglich erschien, wurde von mechanisch basierten Messverfahren abgesehen.

Rissöffnungs- und -schließlasten wurden ausschließlich mit Hilfe des Potentialsondenverfahrens ermittelt. Maßgeblich hierfür ist ein hoher Signal-Rausch-Abstand, der bei physikalisch kurzen Rissen nur im Hochtemperaturversuch (823 K) gegeben war. Mit dem in Abschnitt 4.2.3 beschriebenen Auswerteverfahren konnten Rissöffnungs- und -schließlasten eindeutig bestimmt werden. Allerdings sind experimentell erhaltene Rissöffnungs- und -schließlasten stets kritisch zu bewerten, da die Ergebnisse im Allgemeinen vom Messprinzip und von der gewählten Auswertestrategie abhängen [44, 62, 73]. Dies gilt insbesondere

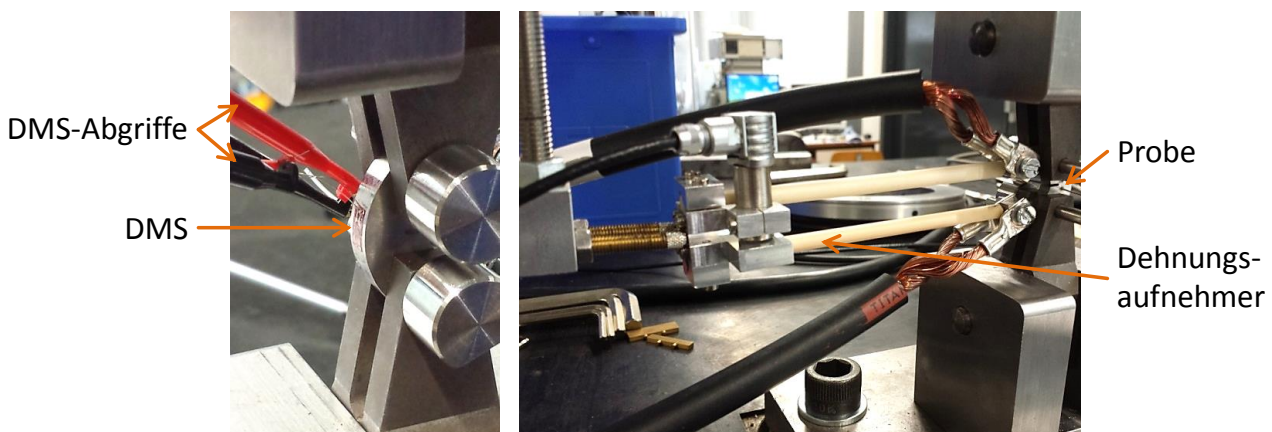


Abbildung 6.33: Erprobung von DMS (links) und Dehnungsaufnehmer (rechts) für Rissöffnungsmessungen an „arc-shaped tension“-Proben

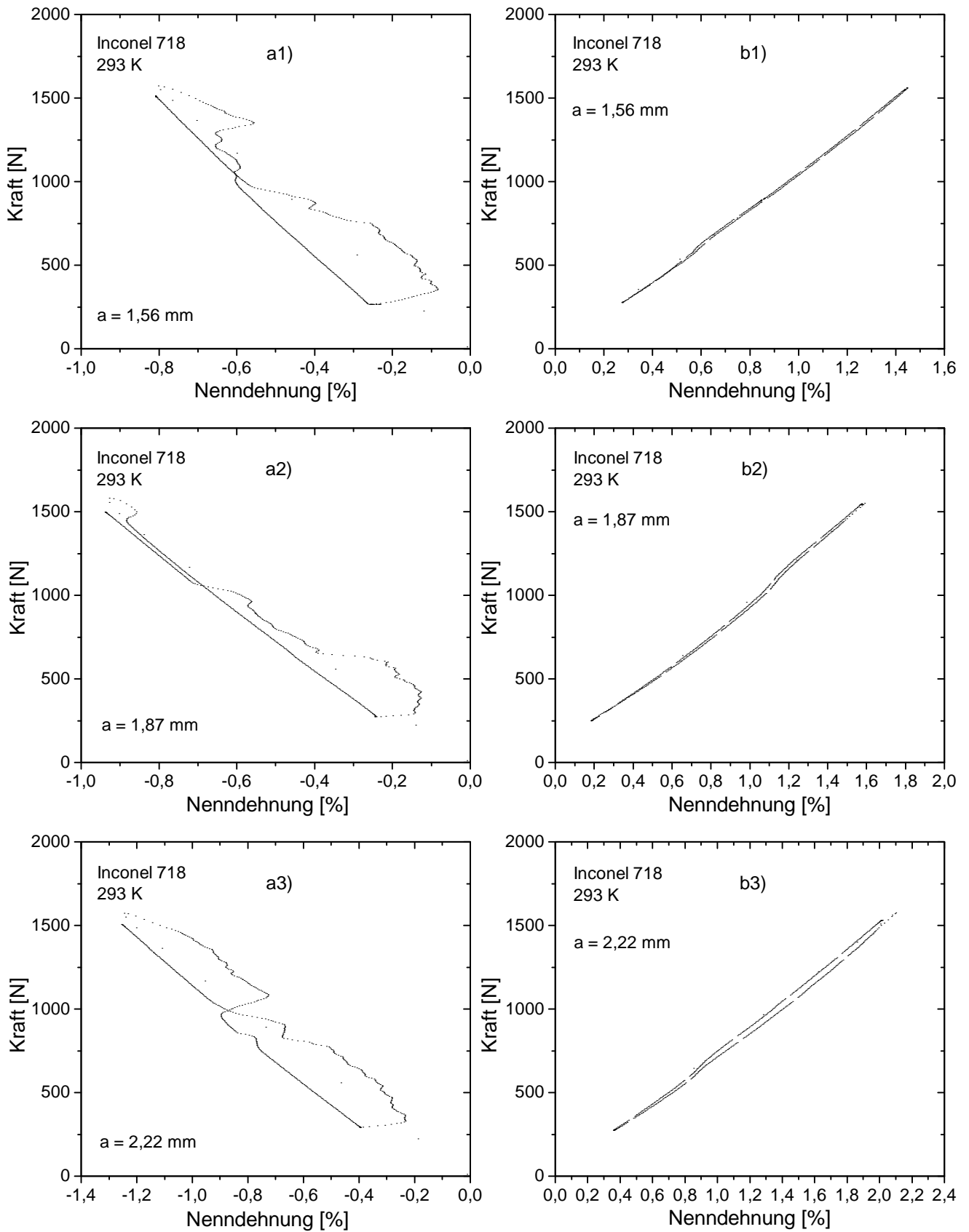


Abbildung 6.34: Rissöffnungsvorversuche auf mechanischer Basis; links (a): DMS-Schrieb, rechts (b): Dehnungsaufnehmer-Schrieb; Versuche bei Risslängen 1,56 mm (1), 1,87 mm (2) und 2,22 mm (3)

für steifigkeitsbasierte Messungen [73, 76]. So fand [73] bei Untersuchungen an Inconel 718 unter Betrachtung der globalen Steifigkeit kein Risssschließen, während dieses mittels lokaler Dehnungsmessung noch bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ festgestellt wurde. Wie in Abschnitt 2.1.2.3 beschrieben, werden auch bei Vergleichsmessungen zwischen steifigkeits- und potentialsondenbasierten Verfahren nicht unbedingt übereinstimmende Rissöffnungs- und -schließlasten ermittelt. Durch anteilige Leitfähigkeit der Rissufer infolge Verhakungen („hooks“) werden mit dem Potentialsondenverfahren in der Regel höhere Rissöffnungs- bzw. -schließlasten als bei steifigkeitsbasierten Verfahren gemessen [51, 79, 80]. Bei Langzeitstudien sind transiente Fehler durch abnehmende Leitfähigkeit infolge möglicher Rissflächenoxidation zu erwarten. Solchen Effekten wurde mit der Verwendung einer Vakuumkammer begegnet.

Tatsächlich sind stets mehrere Risssschließeffekte überlagert, deren Trennung aus den experimentellen Messungen allein nicht möglich ist. Besonders bei Vorliegen rauer Bruchflächen, wie sie in dieser Arbeit gefunden wurden (siehe Abbildungen 6.19 bis 6.23), überlagert sich eigenspannungs- bzw. plastisch induziertes Risssschließen mit rauheitsinduziertem Risssschließen. Damit kommt es zu sich allmählich und nicht schlagartig einstellenden Rissöffnungs- und -schließlasten, was quantitative Angaben erschwert. Basierend auf einer numerischen Studie wies [70] darauf hin, dass sich bei Eigenspannungseinfluss der Ort des Erstkontakts der Rissufer beim Schließen von Kurz- und Langrissen unterscheiden kann. Bei multikausalem Risssschließen werden daher noch komplexere Effekte erwartet. Erschwerend kommt hinzu, dass bei den Versuchen nach randnaher Verfestigung nur halbelliptisch angenäherte Oberflächenanrisse untersucht werden konnten. Experimentelle [117] und numerische [217] Studien weisen darauf hin, dass das Öffnungs- und Schließverhalten abhängig von Ort und Aspektverhältnis ist. Dies wirft die Frage auf, ob „partielles“ Risssschließen die anteilige Leitfähigkeit der Rissufer, deren lokales Auftreten oder einen gemischten Effekt impliziert. Diese Aspekte werden in Abschnitt 7.4.1 nochmals aufgegriffen.

6.4.2 Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung

6.4.2.1 Reproduzierbarkeit und Messgenauigkeit

Für die Reproduzierbarkeit von Rissausbreitungsversuchen sind nach [32] die Kriterien Oberflächenbehandlung, Geometrie und Mikrostruktur der Probe, Einbausituation und Umgebungsatmosphäre sowie Regelkreis und Messmittelkalibrierung ausschlaggebend. Hinzu kommen spezifisch für das verwendete Hochstrom-Potentialsondenverfahren die in Abschnitt 4.2.2 angesprochenen Herausforderungen, weshalb ein großer Anteil der zur Verfügung stehenden Proben zur Verfahrensentwicklung benötigt wurde. Erschwerend kam eine Vielzahl ungültiger Versuche durch Kanten- und Potentialsondenanrisse hinzu, die trotz sorgfältiger Probenpräparation (siehe Abschnitt 3.3.2) nicht vermieden werden konnten. Daher wurden Rissausbreitungs- und -öffnungsversuche nach randnaher Verfestigung im Sinne der Variation der Versuchsparameter im Regelfall nur einfach durchgeführt.

Zur Abschätzung der Reproduzierbarkeit der Versuche wurden jedoch einzelne Experimente wiederholt. Dies ist in Abbildung 6.35 für die Lasthorizonte L3 (links; $|F_{\text{max}}| = 4400$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$) bzw. L4 (rechts; $|F_{\text{max}}| = 4000$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$) und Raumtemperatur (293 K) dargestellt. Bei Lasthorizont L3 lässt sich an unbehandelten Proben eine gute Re-

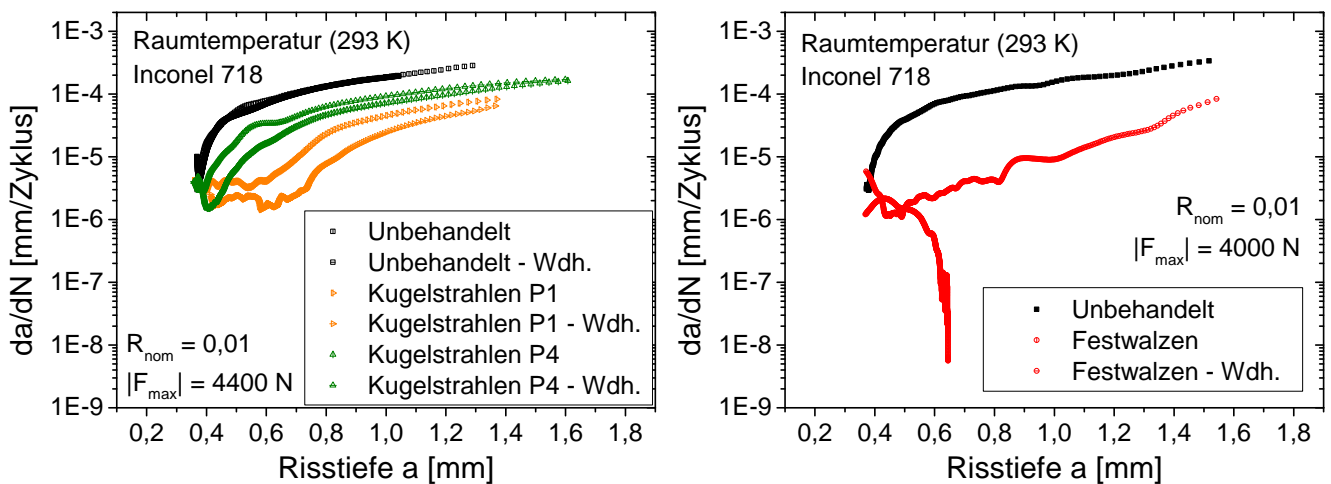


Abbildung 6.35: Reproduzierbarkeit von Rissausbreitungsversuchen im unbehandelten Zustand bzw. nach randnaher Verfestigung; links: L3 ($|F_{\max}| = 4400$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$); rechts: L4 ($|F_{\max}| = 4000$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$)

produzierbarkeit unterstellen, da keine signifikant unterschiedlichen Rissausbreitungsraten im betrachteten Rissgrößenbereich gefunden wurden. Dabei ergaben sich für die kugelgestrahlten Proben ausgeprägte Abweichungen zwischen Erst- und Wiederholungsversuch im Risstiefenbereich $0,4 \text{ mm} \leq a \leq 0,8 \text{ mm}$. Bei Lasthorizont L4 wurde im Wiederholungsversuch am festgewalzten Zustand sogar Rissfortschritt beobachtet, obwohl im Erstversuch technischer Rissstillstand ermittelt wurde. Zur Reproduzierbarkeit der Versuche tragen also Faktoren bei, die die Versuchsbedingungen sowie das Ermüdungsverhalten des Probenmaterials an sich betreffen. Durch gleichbleibende Mess- und Regelungseinrichtungen mit beherrschbaren Fehlern (siehe Abschnitt 4.2.2) konnten prüfbedingte Streuungen minimiert werden. [205] und [203] berichteten von Instrumentierungen des Potentialsondenverfahrens, mit denen Risse ab einer Minimallänge von $a = 0,2 \text{ mm}$ aufgelöst werden konnten. Allerdings kann das Verfahren noch weitere, nicht quantifizierte Fehler beherbergen, die durch variable Beschaffenheit der Schweißpunkte sowie eine mögliche Drift der Temperatur der Sondendrähte bedingt sind [206, 207].

Die Auswirkung der Temperaturvarianz infolge systemimmanent quasi-isothermer Temperaturführung im Bereich $540 \sim 560 \text{ °C}$ auf die Rissausbreitungsrate ist schwer abzuschätzen [218, 219]. Unter Betrachtung von sieben verschiedenen, platten- und stabförmigen Chargen von Inconel 718 fand [219] in Rissausbreitungsversuchen bei $0,67 \text{ Hz}$ infolge einer Erhöhung der Temperatur von 427 °C auf 538 °C meist insignifikante Änderungen der Rissausbreitungsrate und bei Erhöhung der Temperatur von 538 °C auf 649 °C Zunahmen der Rissausbreitungsrate maximal um einen Faktor von 5. Allerdings wurden unterschiedliche Abhängigkeiten des Rissausbreitungsverhaltens von der Temperatur bei den untersuchten Chargen festgestellt. Im Allgemeinen werden ausgeprägtere Temperatureinflüsse bei kleineren Werten von ΔK_{nom} gefunden [218, 219]. So stellte [218] in Versuchen an Laborluft und 20 Hz bei einer Erhöhung der Temperatur von 298 K auf 823 K signifikante Unterschiede im Rissausbreitungsverhalten nur im Schwellenwertbereich fest. Da die Versuche in der vorliegenden Arbeit unter Vakuumbedingungen durchgeführt wurden, sind Vergleiche

schwierig, jedoch wird aufgrund der vorstehend beschriebenen Befunde ein geringer Einfluss der Temperatur im Bereich $540^\circ\text{C} \sim 560^\circ\text{C}$ erwartet. Wenn ausreichende Platzverhältnisse gegeben sind, ist zur sicheren Eliminierung derartiger Einflüsse eine Kombination des Hochstrom-Potentialsondenverfahrens mit externen Heizvorrichtungen zu erwägen. Die Installation eines Spiegelofens war dabei nicht möglich. Auch Vorversuche, bei denen eine zusätzliche Induktionsheizung in der Vakuumkammer betrieben wurde, blieben erfolglos. Trotz periodisch wiederholter, punktueller Abschaltung des Außenschwingkreises zwecks Potentialsondenmessung konnten keine brauchbaren Signale erfasst werden.

Die Rissausbreitung im Versuchswerkstoff unterliegt Streuungen, welche Probengeometrie, Oberflächenbehandlung, Rissform und Probenmikrostruktur betreffen. Durch Maßtoleranzen von $\pm 0,01$ mm und plattenweise Oberflächenbehandlung (siehe Abschnitt 3.2.1) können Einflüsse der beiden erstgenannten Kriterien auf ein Minimum reduziert werden. Jedoch unterliegen die sich im Laufe der Versuche einstellenden Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ der halbelliptischen Oberflächenrisse erheblichen Streuungen. Damit verbunden sind einerseits Abweichungen der realen zu den bei Nenn-Aspektverhältnissen ermittelten Triebkräften der Rissausbreitung, andererseits aber auch Fehler bei der Risstiefenvorhersage mit dem Potentialsondenverfahren. Um den Einfluss der Streuung der Aspektverhältnisse auf die Triebkräfte der Rissausbreitung, exemplarisch gekennzeichnet durch die nominellen Spannungsintensitäten K_{nom} in der Rissmitte ($\phi = 90^\circ$), zu quantifizieren, wurden nach dem in Abschnitt 4.5.1 beschriebenen Verfahren bei den Risstiefen $a = 0,35$ mm und $a = 1,50$ mm Werte von K_{nom} für das nominelle $\frac{a}{c}$ sowie für Werte von $\frac{a}{c}$ am oberen und unteren Ende des identifizierten Streubands ermittelt (systematische Darstellung der gemäß Abschnitt 4.5.1 ermittelten nominellen Spannungsintensitäten und Eigenspannungsintensitäten in Abschnitt 7.1). Dies ist in Abbildung 6.36 (links) gezeigt. Bei der Varianz von $0,75 < \frac{a}{c} < 1$ bei $a = 1,50$ mm ergeben sich Abweichungen von bis zu ca. 11 % zum Nenn- $\frac{a}{c} \approx 0,84$.

Abbildung 6.36 (rechts) zeigt den Einfluss der Varianz des Aspektverhältnisses auf den numerisch nach dem in Abschnitt 4.2.2 beschriebenen Verfahren ermittelten Potentialabfall über dem Riss bei zwei Rissgrößen. Offenbar sind bei gegebener Risstiefe von 1,6 mm

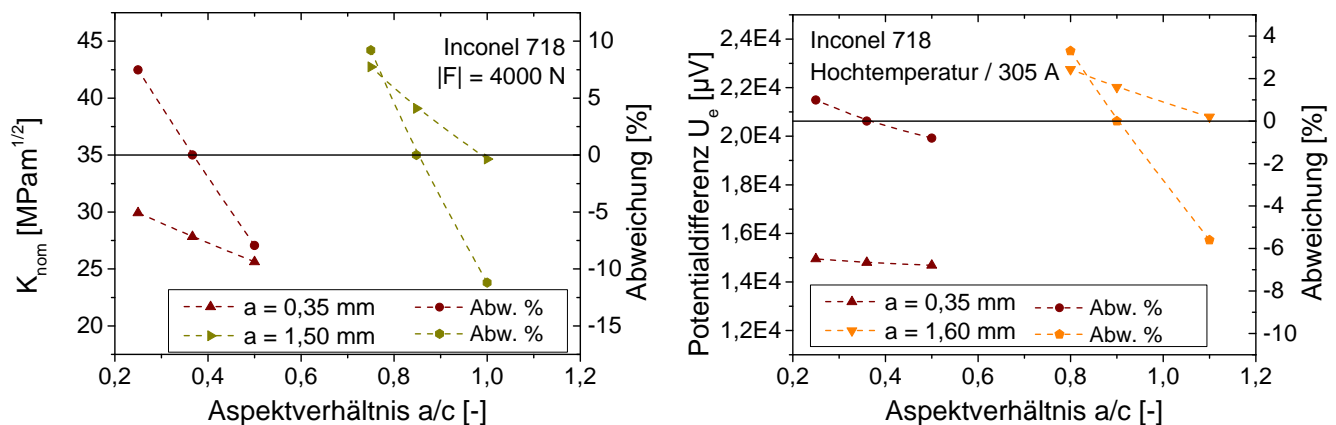


Abbildung 6.36: Schätzung von Fehlern infolge varianter Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ bei verschiedenen Größen halbelliptischer Oberflächenrisse; links: Auswirkung auf die Spannungsintensität K_{nom} in Rissmitte ($\phi = 90^\circ$); rechts: Auswirkung auf den Potentialabfall U_e am Riss

Abweichungen bis 6 % möglich. [203] berichtete bei numerischen Untersuchungen zum Einfluss des Aspektverhältnisses auf die Risslängenvorhersage im Bereich $0,5 \leq \frac{a}{c} \leq 1$ von Fehlern bis 25 %. Bei abnehmenden Werten von $\frac{a}{c}$, also breiteren Rissen bei nominell gleicher Risstiefe, liegen größere Spannungsintensitäten vor als bei schmälere Rissen. Da jedoch mit abnehmendem Aspektverhältnis auch ein scheinbar größerer Riss mit dem Potentialdendensignal ermittelt wird, kommt es zu einer anteiligen Kompensation des Fehlers.

Der am Lasthorizont L4 durchgeführte Wiederholungsversuch am festgewalzten Zustand deutet auf zusätzliche, von der Messtechnik unabhängige Effekte hin, die zur beobachteten Streuung des Rissausbreitungsverhaltens beitragen. Ein möglicher Erklärungsansatz ist eine aufgrund der relativ grobkörnigen Mikrostruktur (siehe Abschnitt 3.1) noch bemerkbare Wechselwirkung zwischen Riss und Werkstoffgefüge, wie sie für mikrostrukturell und mechanisch kurze Risse typisch ist [32, 90]. [32] fand bei Untersuchungen an Kurzrissen in einer β -Titan-Legierung bei einer Risstiefe von $100 \mu\text{m}$ ein durchschnittliches Aspektverhältnis von $\frac{a}{c} \approx 0,68$, welches sich mit zunehmender Rissgröße dem Wert $\frac{a}{c} \approx 0,9$ annäherte. Dabei wurden ebenfalls Streuungen festgestellt, die nach [113] erheblich zu den stark varianten Kurzrissfortschrittsraten beitragen. Flache, mikrostrukturell kurze Oberflächenrisse neigen dabei zum Stillstand, während tiefere Risse bevorzugt wachsen [32]. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit gefundenen Streuungen betreffen auch die das mikrostrukturelle Risswachstum beinhaltenden Anschlaglastspielzahlen, welche im unbehandelten Zustand 6408 ± 1741 Zyklen, im kugelgestrahlten (P1) Zustand 26568 ± 3399 Zyklen, im kugelgestrahlten (P4) Zustand 37702 ± 27661 und im festgewalzten Zustand 74483 ± 50666 Zyklen betragen. Damit sind die beobachteten Streuungen durch mehrere Faktoren bedingt.

6.4.2.2 Rissausbreitungsverhalten

Trotz der gefundenen Unsicherheiten lassen sich aus den Rissausbreitungsversuchen Schlüsse ziehen. So besteht bei den Aspektverhältnissen der Risse eine Tendenz zur Annäherung an den Wert $\frac{a}{c} = 1$, also die Ausbildung eines halbkreisförmigen Risses. Dies ist nach [107] für kleine, halb elliptische Risse unter Zugbeanspruchung typisch, während größere Risse unter Biegebeanspruchung unter Ausbildung eines Maximums von $\frac{a}{c}$ wachsen. In Experimenten an der Eisen-Nickel-Legierung X10NiCrAlTi32-20 fand [85] unabhängig von der Rissgröße im Bereich mikrostrukturell, mechanisch und physikalisch kurzer Risse das Aspektverhältnis $\frac{a}{c} \approx 1$. Allerdings wird das Aspektverhältnis auch durch Werkstoffmikrostruktur, Umgebungsatmosphäre, Temperatur und Eigenspannungen infolge mechanischer Oberflächenbehandlungen beeinflusst [114, 122, 170]. In randnahen Druckeigenspannungsfeldern neigen Oberflächenrisse zu größeren Aspektverhältnissen, da die Rissausbreitung in Oberflächennähe gehemmt wird [39, 119, 120, 122].

Bei erhöhter Temperatur wurden tendenziell kleinere Aspektverhältnisse, also größere Oberflächenrissbreiten $2c$, gefunden. Eine mögliche Erklärung sind größere plastische Zonen infolge der mit der Temperatur abnehmenden Streckgrenze. Ein weiterer Erklärungsansatz ist durch Relaxationsprozesse gegeben, die transient während der Rissausbreitung ablaufen [57, 68, 139]. Eigenspannungsabbau und -umlagerung infolge des Risswachstums konnten im Rahmen der Arbeit nicht systematisch untersucht werden. Jedoch wurde mit der in Abschnitt 4.4.2 beschriebenen Methodik der Einfluss des realen Anschlagvorgangs bis

zur Risttiefe $a = 0,35$ mm auf die vorliegenden Makro-eigenstress- und Halbwertsbreitenverläufe gesondert charakterisiert. Um einen Vergleich zu den zyklisch-thermisch (100 Zyklen; 10000 min) relaxierten Oberflächenzuständen erhalten zu können, wurden die Proben nach dem Anschlagvorgang wiederum für 10000 min bei 550°C ausgelagert. Die Messungen (siehe Abschnitt 4.4.2) wurden ab einem Oberflächenabstand von $0,35$ mm durchgeführt, um keinen Einfluss des Anrisses zu erhalten. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in den Abbildungen 6.37 und 6.38 dargestellt. Im Vergleich dazu sind jeweils noch die zyklisch-thermisch relaxierten Profile ohne Anriss gezeigt.

Offenbar kommt es durch die Kombination aus Anrissbildung und thermischer Relaxation verglichen mit den zyklisch-thermisch relaxierten Zuständen nur zu geringfügig kleineren Eigenstressbeträgen in hinreichend großem Oberflächenabstand. Auch die röntgenographischen Halbwertsbreiten sind nicht von signifikanten Änderungen betroffen. Daraus ist jedoch kein direkter Rückschluss auf die Vorgänge im Oberflächenabstand kleiner als die Anrissstiefe möglich. Nach gegenwärtiger Auffassung sind bei hinreichend kleinen plastischen Zonen nur die frei werdenden Oberflächen infolge der Rissausbreitung für Eigenstressabbau bzw. -umlagerung verantwortlich [57, 165]. So fand [165] bei Untersuchungen zur Eigenstressstabilität in randnah mittels Laserschock verfestigtem TiAl6V4 während der Rissausbreitung erst dann signifikante Abbau- bzw. Umlagerungseffekte, wenn die Rissfront das ursprüngliche Druckeigenstressfeld verlassen hatte. Im Gegensatz dazu fand [220] bei Eigenstressmessungen an nach dehnungskontrollierter zyklischer Beanspruchung mit $\varepsilon_t = 0,8\%$ und $R_{\text{nom}} = 0$ bei 650°C gebrochenen Proben aus kugelgestrahltem Udimet 720Li um 80% relaxierte Oberflächeneigenstressungen und um 50% relaxierte Maximaleigenstressungen. Dabei kam auch ausgeprägte thermische Relaxation zum Tragen. Nach [164] wird der lokale Mikro-eigenstress- bzw. Kaltverfestigungszustand durch Rissausbreitung infolge der zyklischen Risspitzenplastizität verändert. Direkt am Rand, wo größere plastische Zonen vorliegen, ist also eine ausgeprägte Relaxation

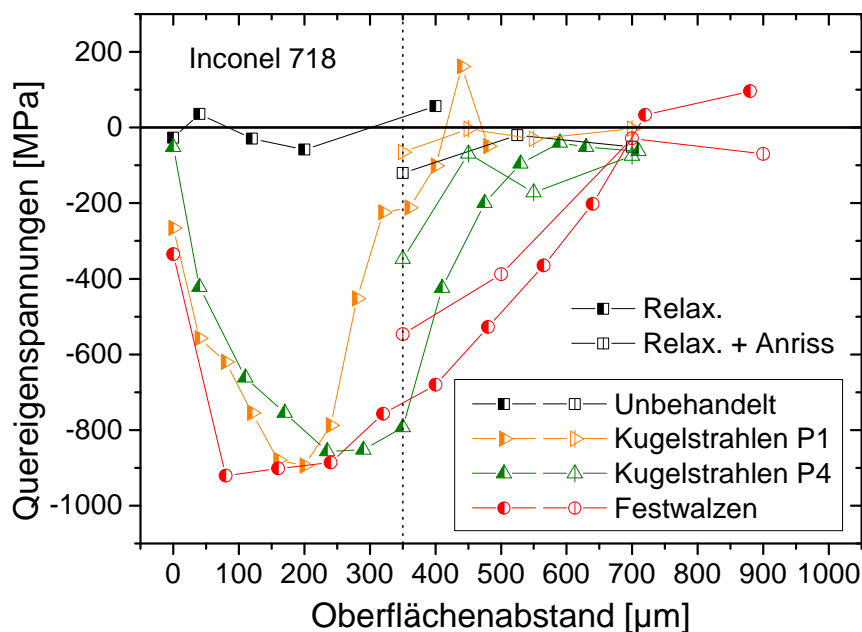


Abbildung 6.37: Eigenstressprofile an randnah verfestigten Proben nach Rissbildung

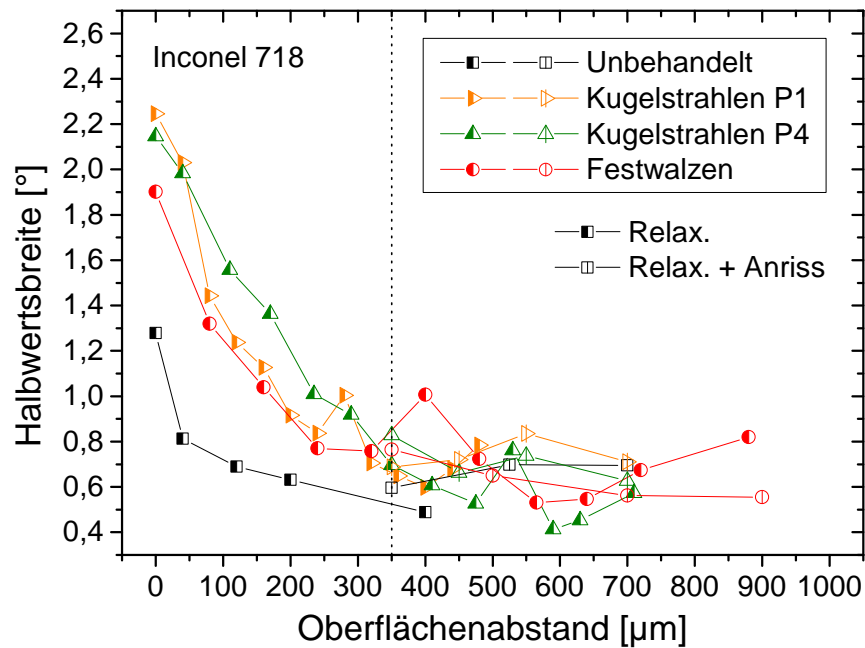


Abbildung 6.38: Halbwertsbreitenprofile an randnah verfestigten Proben nach Rissbildung

der Randschicht durch das Risswachstum zu erwarten. Deren Ausmaß ist jedoch auch von der Belastungshöhe abhängig [57] und konnte im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht quantifiziert werden. Dennoch ist damit ein Ansatz zur Erklärung der Temperaturabhängigkeit der Aspektverhältnisentwicklung gegeben.

Die Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung konnte erst ab einer Risstiefe von 0,35 mm charakterisiert werden. Hierfür wurden die Proben mit einer 0,16 mm tiefen Mikrokerbe versehen (siehe Abschnitt 3.3.2). Vorversuche mit weniger tiefen bzw. bis zum Rand durchgehenden Kerben waren in keinem Fall erfolgreich, da die Rissinitiierung stets auf Probenkanten oder Potentialsondendrähte verlagert wurde. Mikrokerben können auch per Laser- oder fokussiertem Ionenstrahl (FIB) eingebracht werden [221, 222], wovon jedoch aus Kosten- und Verfügbarkeitsgründen abgesehen wurde. Auch zeigen die in Abschnitt 6.4.2.1 diskutierten Unsicherheiten, dass ein Anschwingen auf kürzere Risse zu Lasten der Reproduzierbarkeit gegangen wäre. Daher sind Aussagen über Rissausbreitungsraten vor Erreichen des jeweiligen Druckeigenspannungsmaximums nicht möglich.

Allerdings konnte gezeigt werden, dass bei halbelliptischen Oberflächenanrissen auch noch ein starker Einfluss der randnahen Verfestigung auf die Rissausbreitungsraten besteht, wenn der vorderste Punkt der Rissfront das Druckeigenspannungsfeld schon verlassen hat. Zu diesem Befund gelangen auch Untersuchungen an kugelgestrahltem Al7075 [205] bzw. Al7010 und Al8090 [170]. Der Sachverhalt kann dadurch erklärt werden, dass halbelliptische Oberflächenanrisse sich nicht nur senkrecht zur Oberfläche ($\phi = 90^\circ$) ausbreiten, sondern der Rissfortschritt durch die lokalen, effektiven Triebkräfte an der gesamten Rissfront gesteuert wird. Alle Rissausbreitungsversuche wurden kontinuierlich oder in Form einstufiger Lastabsenkungsversuche durchgeführt. Verbunden mit der einstufigen Lastabsenkung wurden stets Minima der Rissausbreitungsraten gefunden. Diese Rissretardation trat meist nicht unmittelbar, sondern erst während eines Rissfortschritts bis zu einer Risstiefe von $a \approx 0,4 \sim 0,7$ mm auf, was einem Rissfortschritt von $\Delta a \approx 0,05 \sim 0,35$ mm entspricht.

Dabei trat die maximale Rissverzögerung umso später ein, je größer das Ausmaß der Lastabsenkung war. Mit zunehmendem Lastverhältnis wurden weniger ausgeprägte Minima gefunden. Experimentell beobachtete auch [170] bei Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten halb elliptischer Oberflächenrisse an kugelgestrahltem Al8090 den Fall des Rissstopps, nachdem der vorderste Punkt der Rissfront das Eigenspannungsmaximum bereits durchschritten hatte. Eine Erklärung hierfür wurde jedoch nicht gegeben. Für die Retardation des Risswachstums bei mehrstufiger und Überlastbeanspruchung wurden in der Vergangenheit Effekte wie Kaltverfestigung an der Rissspitze [223], Rissspitzenabstumpfung [224] und Rissverzweigungen [42] angesprochen. Nach heutigem Verständnis ist hierfür kombinierte Kontakt- und Gebietslastabschirmung aufgrund von Druckeigenspannungen und Plastizität maßgeblich [44]. Bei Rissstillstand ist dabei zu prüfen, ob die Schwellenwert- oder die Nichtfortschrittsbedingung erfüllt ist [43, 46].

Auch bei den in Abschnitt 6.2.1 dargestellten Restlebensdauerexperimenten ist das Risswachstum noch dann retardiert, wenn die Rissfront das Feld der randnahen Verfestigung durchschritten hat. Nach Kugelstrahlen (P4) und Festwalzen konnte in jedem Fall eine höhere Restlebensdauer als im unbehandelten Zustand erzielt werden, wobei der Effekt bei niedrigeren Versuchslasten am größten ist. Auffällig ist beim Vergleich der bei den Lastverhältnissen $R_{\text{nom}} = 0,05$ und $R_{\text{nom}} = 0,5$ durchgeführten Versuche, dass unabhängig vom Probenzustand bei höheren maximalen Versuchslasten F_{max} durch Erhöhung des Lastverhältnisses von $R_{\text{nom}} = 0,05$ nach $R_{\text{nom}} = 0,5$ ein prozentual stärkerer Restlebensdauerzuwachs erzielt werden konnte.

6.4.2.3 Rissöffnungsverhalten

Rissöffnungs- und -schließversuche nach randnaher Verfestigung wurden im kontinuierlichen Versuch (Lasthorizont K1; $|F_{\text{max}}| = 5300$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$), sowie unter Lastabsenkung bei konstantem Lastverhältnis (Lasthorizont L2; $|F_{\text{max}}| = 4800$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$) und unter Lastabsenkung bei konstanter Oberlast, aber Erhöhung des Lastverhältnisses (Lasthorizont L1; $|F_{\text{max}}| = 5300$ N; $R_{\text{nom}} = 0,5$), durchgeführt. Bei ersteren beiden Fällen konnte Rissschließen mit der verwendeten, in Abschnitt 6.4.1 diskutierten Methodik, sicher nachgewiesen werden, während im letzten Fall kein signifikantes Rissschließen auftrat. Neben „vollständigem“ Rissschließen nach mechanischer Oberflächenbehandlung wurde bei unbehandelten Proben auch „partielles“ Rissschließen gefunden.

Die Effekte sind multikausal begründet. Neben eigenspannungs- und plastizitätsinduziertem Rissschließen spielen nach [11] bei Nickelbasislegierungen immer rauheitsinduzierte Rissschließmechanismen eine Rolle, was insbesondere für das in dieser Arbeit anzutreffende grobkörnige und ausscheidungsgehärtete Gefüge zutrifft. Hierzu trägt insbesondere die in Abschnitt 6.2.4 beschriebene, stark facettierte Ausbildung der Bruchfläche bei. Nach [213] kommt es während der Ermüdung zum Schneiden der γ'' -Ausscheidungen durch gleitende Versetzungen, was die Facettierung des Bruchs mitbewirkt [11]. Da facettierte Bruchbilder bei den Oberflächenabständen $400 \mu\text{m}$ und $1000 \mu\text{m}$ jedoch unabhängig von Oberflächenbehandlung und Temperatur gefunden wurden, liefert das rauheitsinduzierte Rissschließen schon ab einer geringen Risttiefe einen indifferenten Beitrag zu den Rissöffnungs- und -schließlasten. Bei Rissausbreitung im Hochvakuum sind ferner Beiträge

zum Risschließeffekt durch lokale Kaltverschweißungen möglich, was sich auf das Schwellenwertverhalten auswirken kann [25, 225]. Solche Effekte sollten jedoch durch den erreichten Kammerdruck von $p = 5 \cdot 10^{-2}$ mbar (Feinvakuum) ausgeschlossen werden können.

Daher wird das Riss schließen beim Lastverhältnis $R_{\text{nom}} = 0,01$ sowohl im kontinuierlichen als auch im einstufigen Lastabsenkungsversuch im Wesentlichen durch Druckeigenspannungen und Plastizität hervorgerufen. Die Rissöffnungslasten sind im Bereich der minimalen, gemessenen Rissausbreitungsraten am höchsten, was auf eine sehr gute Korrelation zwischen Rissöffnung und Rissausbreitung hindeutet. Dabei wurden zunehmende Rissöffnungslasten bei kürzeren Rissen gefunden, wobei ein leichter Trend zur Verzögerung bestehen könnte. [75] fand bei Rissausbreitungsversuchen an auf den Seitenflächen kugelgestrahlten, bereits ange-rissenen CT-Proben aus X5CrNi18-10 eine direkte Korrelation zwischen Rissöffnungslasten und Rissausbreitungsraten mit einem leicht verzögerten Risschließeffekt. Ein ausgeprägt verzögertes Maximum der Rissöffnungslast wurde in einem äquivalenten Versuch an Al7075-T6 identifiziert [74]. Dies deutet auf eine Bestätigung des Befundes hin, dass Riss schließ- bzw. Kontaktlastabschirmungseffekte bei physikalisch kurzen Rissen noch nicht vollständig ausgebildet sind [11, 96]. Allerdings liegen nach mechanischer Oberflächenbehandlung schon bei einer Risstiefe von 0,35 mm gegenüber dem unbehandelten Zustand deutlich erhöhte Rissöffnungslasten vor, was die Wirkung der randnahen Verfestigung hervorhebt. Beim Lasthorizont L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300$ N; $R_{\text{nom}} = 0,5$ bzw. $R_{\text{nom}} = 0,7$) kommt es trotz fehlendem Risschließeffekt zu deutlich retardierter Rissausbreitung durch randnahe Verfestigung. Dies ist auf die gebietsweise Lastabschirmung durch Druckeigenspannungen zurückzuführen [11].

Unter Annahme, dass bei Restlebensdauerversuchen vergleichbare Rissöffnungsverhältnisse wie in den Rissausbreitungsversuchen vorliegen, kann erklärt werden, warum die Restlebensdauer in allen Fällen bei Erhöhung des Lastverhältnisses von $R_{\text{nom}} = 0,05$ auf $R_{\text{nom}} = 0,5$ bei zunehmenden Maximallasten F_{max} verhältnismäßig stärker zunimmt. Wird angenommen, dass Versuche bei niedrigeren wie höheren F_{max} bei $R_{\text{nom}} = 0,05$ riss schließ-behaftet und bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ riss schließfrei sind, dann kommt es bei höheren F_{max} bei Erhöhung des Lastverhältnis zu einer verhältnismäßig stärkeren Abnahme der effektiven Triebkräfte für das Risswachstum. Zwar sind die durchgeführten, lebensdauerorientierten Versuche aufgrund der unterschiedlichen Belastungsart, Charge und Geometrie nicht direkt mit den Rissausbreitungsversuchen vergleichbar, jedoch lässt sich durch das hier angetroffene, geringe Streumaß ein qualitativer Schluss vermutlich durchführen.

6.4.3 Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung

6.4.3.1 Reproduzierbarkeit

Die Rissausbreitungs- und Rissöffnungsversuche nach durchgreifender Verfestigung wurden aufgrund der begrenzten Verfügbarkeit des Probenmaterials im Regelfall nur einfach durchgeführt. Mehrstufige Lastabsenkungsversuche zur Bestimmung von Schwellenwerten wurden jedoch wenn möglich wiederholt. Die Reproduzierbarkeit der Rissausbreitungsversuche wurde exemplarisch für den Zustand $\varphi_{c,2} = 0,25$ bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ überprüft. Dies ist in Abbildung 6.39 dargestellt. Links sind Ergebnisse des nach einstufiger Lastabsenkung kontinuierlichen Versuchs und rechts Ergebnisse des mehrstufigen Lastabsenkungsversuchs

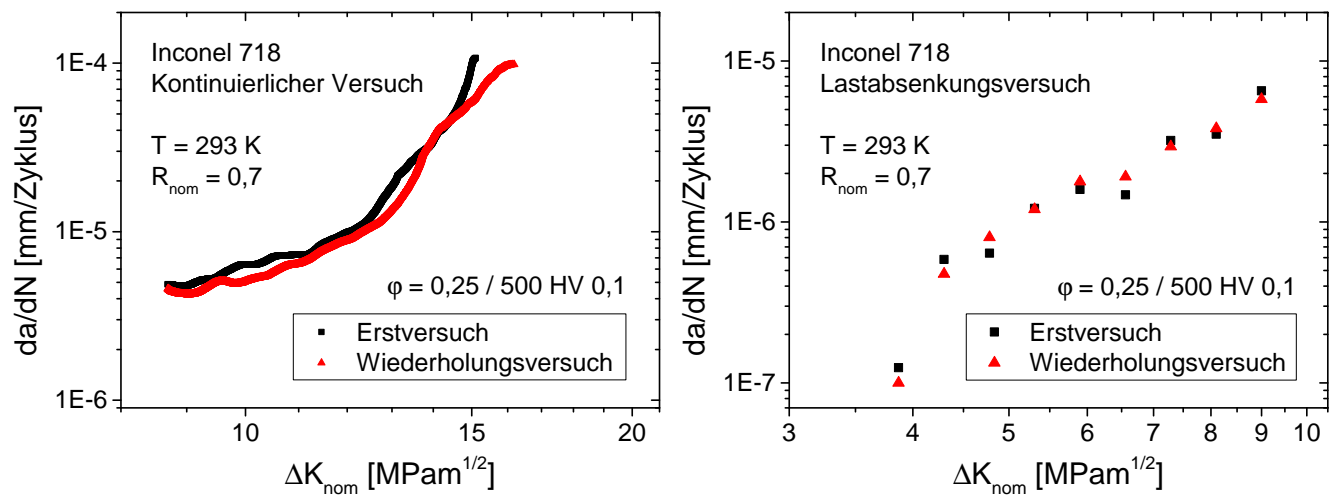


Abbildung 6.39: Reproduzierbarkeit von Rissausbreitungsraten nach durchgreifender Verfestigung mit $\varphi_{c,2} = 0,25$ und $R_{nom} = 0,7$; links: kontinuierlicher Versuch, rechts: mehrstufiger Lastabsenkungsversuch

als Zusammenhang zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{nom}$ gezeigt. Offensichtlich liegt bei der Stichprobe eine sehr gute Reproduzierbarkeit mit sehr geringen Abweichungen vor.

6.4.3.2 Rissausbreitungsverhalten

Bei allen Rissausbreitungsversuchen wurden mit zunehmenden Werten der nominellen, zyklischen Spannungsintensität ΔK_{nom} zunehmende Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}$ gemessen. Dabei liegen bei konstantem äußeren ΔK_{nom} umso höhere $\frac{da}{dN}$ vor, je höher der Grad der Kaltverfestigung war. Dies drückt sich in den Abbildungen 6.24 bis 6.26 phänomenologisch durch höhere Rissausbreitungsraten, sowie in Abbildung 6.28 durch zunehmende Werte des Rissausbreitungsexponenten m aus. Im Gegensatz zu den Arbeiten von [181, 185, 189] an Eisenbasiswerkstoffen, wo eine Kaltverfestigung im Bereich höherer ΔK_{nom} einen positiven Effekt auf $\frac{da}{dN}$ aufwies, führt die Verfestigung in Inconel 718 unabhängig von ΔK_{nom} und R_{nom} zu erhöhten Werten von $\frac{da}{dN}$.

Mit zunehmendem R_{nom} kommt eine Nichtlinearität („Knick“) im Zusammenhang zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{nom}$ zum Vorschein, die mit zunehmendem Umformgrad ausgeprägter ist und bei kleineren Werten von ΔK_{nom} auftritt. Progressiv zunehmende $\log \frac{da}{dN}$ mit $\log \Delta K_{nom}$ deuten möglicherweise auf eine Annäherung von K_{max} an die Bruchzähigkeit K_{Ic} hin, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit aber aus Gründen der Verfügbarkeit nicht bestimmt wurde. Nach [226] beträgt die Bruchzähigkeit von Inconel 718 bei Raumtemperatur chargenabhängig $130\text{ MPam}^{\frac{1}{2}} \leq K_{Ic} \leq 180\text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$. Die vorliegenden Ergebnisse deuten auf eine starke Abnahme von K_{Ic} durch die Vorverformung hin, jedoch ist das Maß nicht quantitativ bestimmt. Bimodales Rissausbreitungsverhalten, welches der nur abschnittsweisen Gültigkeit des Gesetzes von Paris & Erdogan [33] gleichkommt, wurde von [175] bei Rissausbreitungsversuchen sowohl in unbehandeltem als auch in vorverformtem Al2024 gefunden. Dabei wurde bei Versuchen im Bereich $10\text{ MPam}^{\frac{1}{2}} \leq \Delta K_{nom} \leq 40\text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ und

$R_{\text{nom}} = 0,1$ eine plötzliche Zunahme des Rissausbreitungsexponenten von $m = 2$ nahe des Schwellenwerts auf $m = 4$ bei $\Delta K_{\text{nom}} \approx 30 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ beobachtet. [216] beschrieb das Phänomen an einem Dualphasenstahl und führte es auf einen Wandel des Rissausbreitungsmechanismus zurück. Nach [70] handelt es sich hierbei um ein Phänomen, das typisch für hohe R_{nom} ist. In der vorliegenden Arbeit wurde facettierte Risswachstum mit abnehmender Facettengröße infolge durchgreifender Verfestigung gefunden. Um einen möglichen Einfluss von ΔK_{nom} auf den Rissausbreitungsmechanismus zu prüfen, wurden zusätzliche REM-Aufnahmen der Bruchflächen bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ vor ($\Delta K_{\text{nom}} \approx 10,2 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$) und nach Auftreten des „Knicks“ ($\Delta K_{\text{nom}} \approx 13,5 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$) gemacht. Diese sind in Abbildung 6.40 dargestellt. Facettierte Bruchflächen, sowohl aus den Übersichts- (Vergrößerung: $1000x$), als auch aus den Detailaufnahmen (Vergrößerung: $10000x$) gut erkennbar, liegen unabhängig von ΔK_{nom} vor, weshalb eine Abhängigkeit des Rissausbreitungsmechanismus von ΔK_{nom} ausgeschlossen werden kann. Damit ist das bimodale Rissausbreitungsverhalten auf starke Einschränkung des Bereichs stabiler Rissausbreitung infolge Versprödung, oder aber auf zunehmende effektive Triebkräfte der Rissausbreitung, zurückzuführen.

Das Ziel der Rundknetarbeiten war es, kaltverfestigte, aber möglichst eigenspannungsarme Zustände untersuchen zu können. Hierfür wurde die „arc-shaped tension“-Probengeometrie gewählt, bei der die mechanische Auslösung eines Großteils der nach dem Rundkneten vorliegenden Eigenspannungen während der Probenherstellung erwartet wurde. Die Einstellung eigenspannungsfreier Zustände durch Kaltverformung ist dabei nicht möglich (siehe z.B. [136, 137, 138]). Abbildung 5.25 zeigt nach durchgreifender Verfestigung stets Druckeigenspannungen im für die Rissausbreitung relevanten Tiefenbereich $0 \sim 2,5 \text{ mm}$. Es stellt sich die Frage, welchen Einfluss die vorliegenden, weitreichenden Eigenspannungsfelder auf das Risswachstum haben. Grundsätzlich ist der Einfluss von Druckeigenspannungen hinreichender Stabilität auf das Risswachstum gut erforscht [9, 55, 227]. So fand [227] bei Rissausbreitungsversuchen an Inconel 718 in Druckeigenspannungsfeldern bei Raumtemperatur eine starke Zunahme der Rissausbreitungsraten erst dann, wenn die Risspitze den Nulldurchgang des umgebenden Makroeigenspannungsfelds, dessen Maximalbetrag und Eindringtiefe ca. 640 MPa bzw. $2,1 \text{ mm}$ betragen, durchschritt. Die Eigenspannungen in der vorliegenden Arbeit sind jedoch vom Betrag verhältnismäßig klein und zeigen im relevanten Bereich keinen Vorzeichenwechsel. Ab einer Risslänge von $a \geq 1 \text{ mm}$ finden sich für mittlere Verfestigungsgrade sogar nahezu übereinstimmende Eigenspannungsverläufe. Diese sind zwar trotz geringer Beträge für die Quantifizierung der effektiven Beanspruchung nicht vernachlässigbar, jedoch wird durch ihre ähnliche Ausprägung auch eine ähnliche Auswirkung auf das jeweilige Risswachstumsverhalten erwartet. Um Wechselwirkungseffekte zwischen Eigenspannungen und Kaltverfestigung quantitativ sicher bewerten zu können, ist jedoch eine experimentelle Prüfung unabdingbar.

6.4.3.3 Rissöffnungsverhalten

Rissöffnungsversuche an durchgreifend verfestigtem Inconel 718 wurden ausschließlich bei $R_{\text{nom}} = 0,2$ durchgeführt. Maßgeblich hierfür war einerseits die limitierte Anzahl der Versuchsproben, aber auch die nach randnaher Verfestigung identifizierte, vollständige Öffnung von Makrorissen bei $R_{\text{nom}} \geq 0,5$ (siehe Abschnitt 6.2.3). Bei $R_{\text{nom}} = 0,2$ wurde

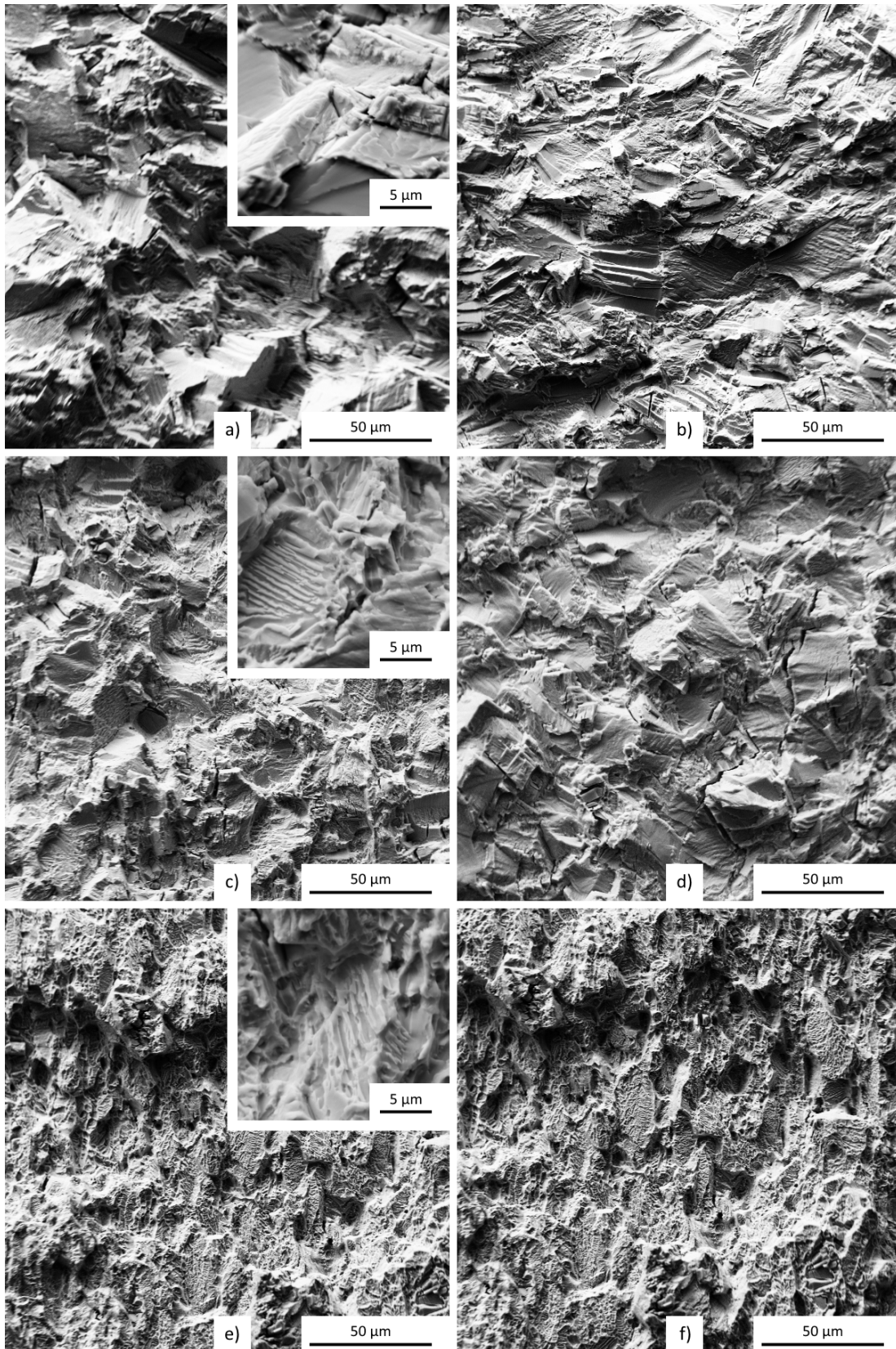


Abbildung 6.40: Bruchbild un behandelter und durchgreifend verfestigter Proben bei $R_{\text{nom}} = 0,7$; links: $\Delta K_{\text{nom}} \approx 10,2 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ (mit Detailaufnahmen der Facetten); rechts: $\Delta K_{\text{nom}} \approx 13,5 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$; a / b: $\varphi_{c,0} = 0$, c / d: $\varphi_{c,2} = 0,25$, e / f: $\varphi_{c,4} = 0,62$; Vergrößerung: 1000x, Vergrößerung Details: 10000x

mit der verwendeten, in Abschnitt 6.4.1 diskutierten Methodik in allen Fällen ein partieller Riss-schließeffekt gefunden. Dieser wird plastisch und aufgrund der teils starken Bruchflächenfacettierung auch rauheitsinduziert erwartet. Des Weiteren wird ein Beitrag der vorstehend angesprochenen Druckeigenspannungsfelder zur Lastabschirmung an der Risspitze und möglicherweise auch zum partiellen Riss-schließen unterstellt. Während der Lastabschirmungseffekt durch Eigenspannungen bei höheren Werten von R_{nom} unverändert bestehen bleibt, ist das Riss-schließen bei zunehmendem R_{nom} in der Literatur nicht sicher beschrieben. [227] schlussfolgerte aus dem an unverformtem Inconel 718 aufgenommenen $\frac{da}{dN} / \Delta K_{\text{nom}}$ - Zusammenhang bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ vollständige Rissöffnung. Abhängig von Messverfahren und Interpretation wurden jedoch auch Riss-schließeffekte bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ und höher vorgefunden [73].

Zur quantitativen Bewertung des bei $R_{\text{nom}} = 0,2$ vorliegenden, partiellen Riss-schließeffekts kann unter Beachtung von $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}}$ das Rissöffnungsverhältnis $U = \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{\Delta K_{\text{nom}}}$ hinzugezogen werden. Dieses ist in Abbildung 6.41 in Abhängigkeit der durch Kaltverfestigung erzielten Steigerung der Mikrohärtigkeit dargestellt. Abbildung 6.42 zeigt außerdem den Zusammenhang zwischen U und ΔK_{nom} nach durchgreifender Verfestigung. Mit zunehmender Risslänge kommt es bei $R_{\text{nom}} = 0,2$ zu einem Anstieg von U . Höhere Werte von U werden mit zunehmendem Grad vorausgegangener Kaltverfestigung erreicht. Bei den für die Auswertung adaptierten Risslängen $a = 1,56$ mm, 1,87 mm und 2,22 mm liegen nominelle ΔK_{nom} von 27,78 MPam $^{1/2}$, 31,31 MPam $^{1/2}$ und 36,29 MPam $^{1/2}$ vor. Während K_{op} mit zunehmendem ΔK_{nom} nur geringfügig erhöht wird (≤ 10 %, siehe Abbildung 6.30), liegt im gleichen Bereich von ΔK_{nom} eine Erhöhung von U um 30 % und mehr vor. Der Zusammenhang zwischen U und ΔK_{nom} ist dabei jeweils nahezu linear. Unklar bleibt die Entwicklung der Werte von U bei erhöhten Verfestigungen und langen Rissen, da mit der verwendeten Versuchstechnik das Risswachstum bei diesen Zuständen nicht rechtzeitig unterbrochen werden konnte. Nach [64] ist die Entwicklung von U bzw. $\frac{K_{\text{op}}}{K_{\text{max}}}$ vom erfassten

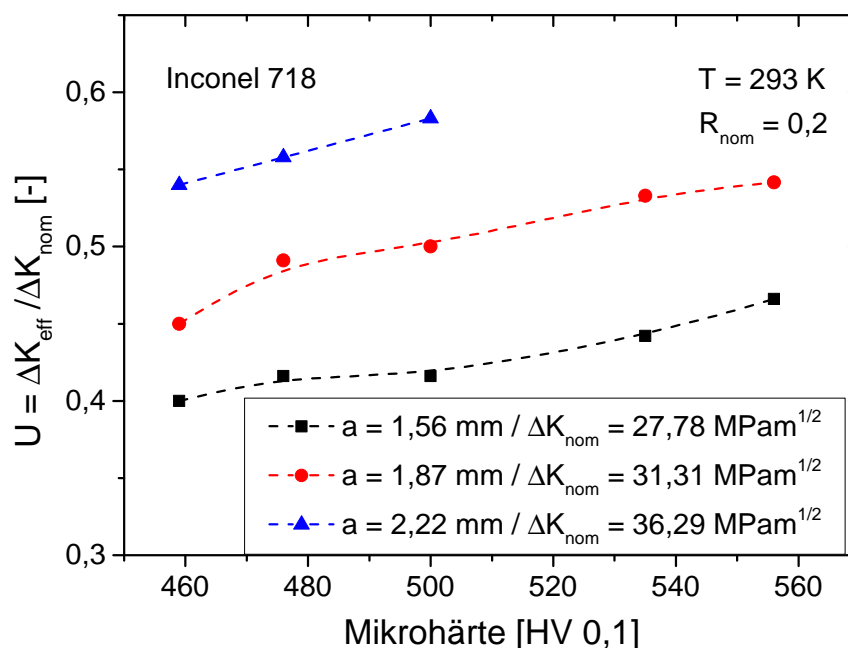


Abbildung 6.41: Einfluss durchgreifender Verfestigung auf das Rissöffnungsverhältnis U

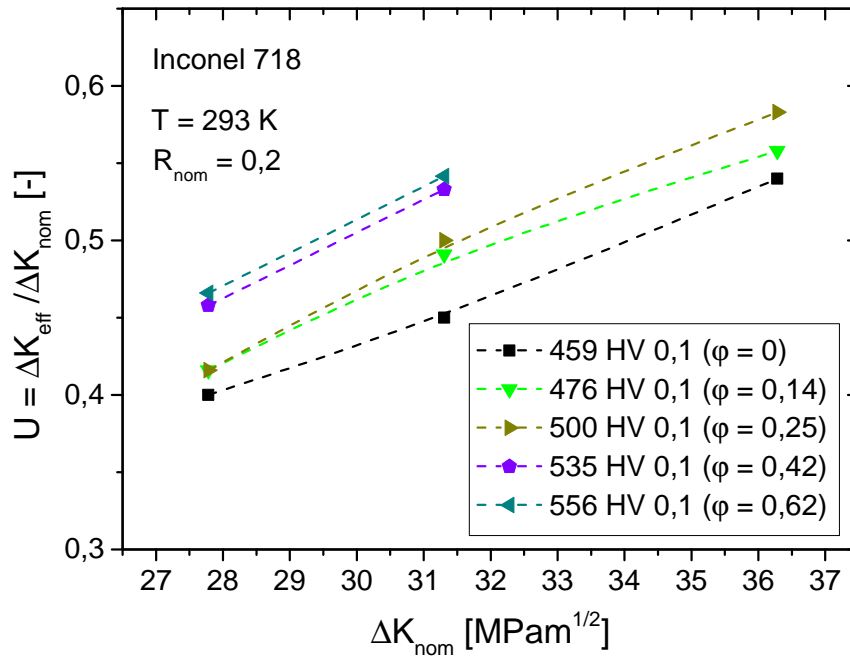


Abbildung 6.42: Rissöffnungsverhältnis U abhängig von ΔK_{nom} ; nach [209]

Bereich von ΔK_{nom} abhängig. Fallende K_{op} bzw. steigende U mit zunehmendem ΔK_{nom} werden dabei bei hinreichender Ligamentstabilität typischerweise der Rissausbreitung in der Nähe von $\Delta K_{\text{th,nom}}$ zugewiesen, was jedoch nicht der Fall war.

Zwar wurde bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ Risschließfreiheit unterstellt, jedoch kann es hier trotzdem durch die nach Kaltverfestigung vorliegenden Eigenspannungen zu einem gebietsweisen Lastabschirmungseffekt und somit zur Absenkung des lokalen Lastverhältnisses an der Risspitze R_{eff} kommen [44, 56]. Infolge mit zunehmender Risslänge abnehmender Beträge der Eigenspannungen bei gleichzeitig zunehmenden K_{max} erlischt dieser Effekt. Der bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ im Zusammenhang $\log \frac{da}{dN} / \log \Delta K_{\text{nom}}$ identifizierte „Knick“ kann daher zumindest anteilig durch eine risslängenabhängige Varianz von R_{eff} bei $\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K_{\text{nom}}$ erklärt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden mit zunehmenden Risslängen stets abnehmende Rissöffnungslasten gefunden. [176] fand bei Untersuchungen an Al2024-T3 sowohl im Ausgangszustand als auch nach Kaltverfestigung leicht zunehmende Werte von F_{op} bzw. K_{op} mit zunehmender Risslänge. Demgegenüber stellte [181] bei Untersuchungen an reinem Eisen eine Abnahme von K_{op} mit zunehmendem ΔK_{nom} im geglühten Zustand fest, während K_{op} im kaltverformten Zustand mit zunehmendem ΔK_{nom} unveränderlich blieb. Diese Ergebnisse stehen somit im Widerspruch zueinander und zu den Ergebnissen dieser Arbeit. Dabei wurden jedoch mit $0,4 \leq U \leq 0,6$ Rissöffnungsverhältnisse gemessen, die mit der Literatur [174, 181] gut übereinstimmen. Versuche an unverformtem Kupfer und $R_{\text{nom}} = 0,1$ ergaben $U \approx 0,5$ [174], während bei unverformtem Eisen und $R_{\text{nom}} = 0,05$ sogar ein Wert von $U \approx 0,4$ gefunden wurde [181].

Mit zunehmendem Maß an Kaltverfestigung wurde auch eine abnehmende Bruchflächenrauheit beobachtet, was aus den Abbildungen 6.32 und 6.40 qualitativ hervorgeht. Die mittleren Rautiefen der Bruchflächen wurden für $R_{\text{nom}} = 0,2$ und $0,7$ quantitativ bestimmt und sind in Abbildung 6.43 dargestellt. Die Ausprägung von Rissflanken geringerer Rauheit

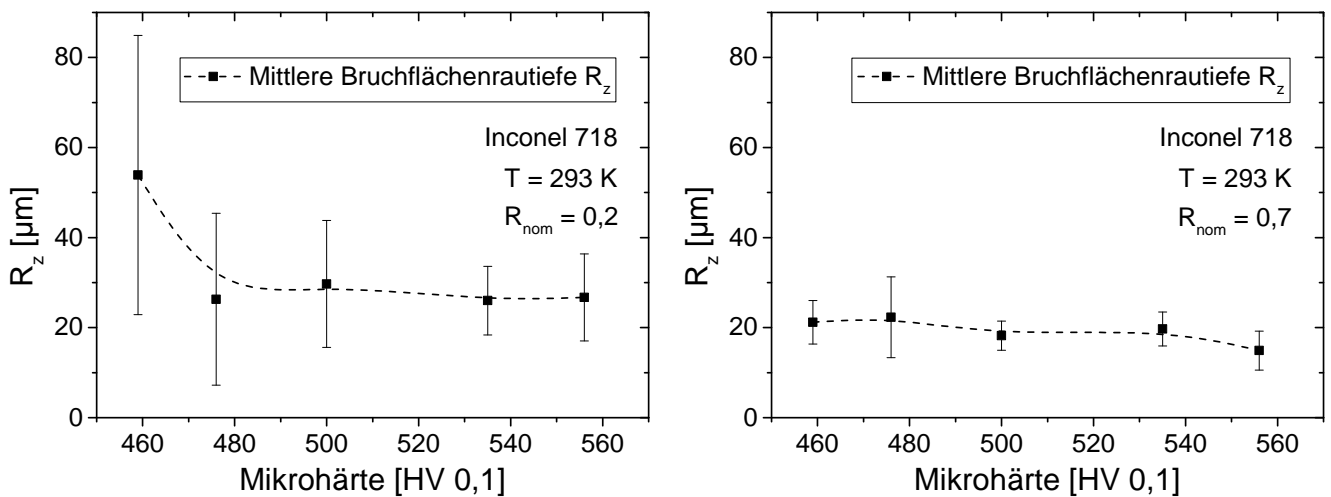


Abbildung 6.43: Mittlere Bruchflächenrautiefen; links: $R_{\text{nom}} = 0,2$; rechts: $R_{\text{nom}} = 0,7$

kann aufgrund des schwächer ausfallenden rauheitsinduzierten Risschließeffekts zu den verringerten Werten von K_{op} beitragen, die mit zunehmender Kaltverfestigung gefunden wurden [44, 52]. Veränderungen im Rissöffnungs- und -schließverhalten nach durchgreifenden Verfestigungen wurden in der Literatur in verschiedenen Arbeiten [174, 181, 185, 186] durch rauheitsinduziertes Risschließen begründet. [181] erklärte die Ausprägung kristallographischer Facetten infolge Rissausbreitung in der Nähe des Schwellenwerts in Eisen durch scherungsinduzierte Materialtrennung, während das Ausbleiben derartiger Merkmale bei höheren ΔK_{nom} einem normalspannungsinduziertem Trennungsverhalten zugewiesen wurde. Wie vorstehend beschrieben, liegt nach [219] bei ausscheidungsgehärtetem Inconel 718 im Raumtemperaturversuch ein genereller Trend zu facettierter Rissausbreitung in der Nähe des Schwellenwerts vor. Dies wird von [11] durch kurze Versetzungslaufwege bei schneidbaren Ausscheidungen begründet. Zunehmende Facettengrößen wurden in der vorliegenden Arbeit im unbehandelten Zustand mit zunehmendem R_{nom} und abnehmendem a bzw. ΔK_{nom} gefunden. Die Größenskala dieser Facettierungen nimmt zwischen $\varphi_{c,0} = 0$ und $\varphi_{c,4} = 0,62$ um eine Ordnung ab, was mit dem aus HRTEM-Aufnahmen (siehe Abschnitt 5.3.2) ersichtlichen Schneiden von γ'' -Ausscheidungen erklärt werden kann.

Durch die gewählte Herstellungsrouten der Proben kam es jedoch durch das Rundkneten neben der Kaltverfestigung auch zu abweichenden Korngrößen im relevanten Bereich der Proben, da das Ausgangsmaterial mit $\varnothing 63,5$ mm einen Korngrößengradienten aufwies. Die Mikrostruktur im unbehandelten Zustand und im Zustand $\varphi_{c,4} = 0,62$ sind in Abbildung 6.44 dargestellt. Die Korngröße betrug dabei zwischen $19,2 \mu\text{m}$ ($\varphi_{c,0} = 0$) und $8,3 \mu\text{m}$ ($\varphi_{c,4} = 0,62$), was einem Faktor von 2,3 entspricht. Ein hemmender Effekt zunehmender Korngrößen in Inconel 718 bei 538°C wurde von [228] bei Untersuchungen an verschiedenen platten- und stangenförmigen Chargen identifiziert. Dabei wurde beim Vergleich zweier Chargen mit den mittleren Korngrößen ASTM-5 ($63 \mu\text{m}$) und ASTM-10,5 ($8 \mu\text{m}$) eine Zunahme von $\frac{da}{dN}$ um den Faktor 3 im Bereich $10 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}} \leq \Delta K_{\text{nom}} \leq 50 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ festgestellt. Da der Unterschied der Korngrößen hier im Bereich einer Größenordnung liegt und in der vorliegenden Arbeit nur ein Unterschied von einem Faktor 2,3 gemessen wurde, sollte der Einfluss der Korngröße im Vergleich zur

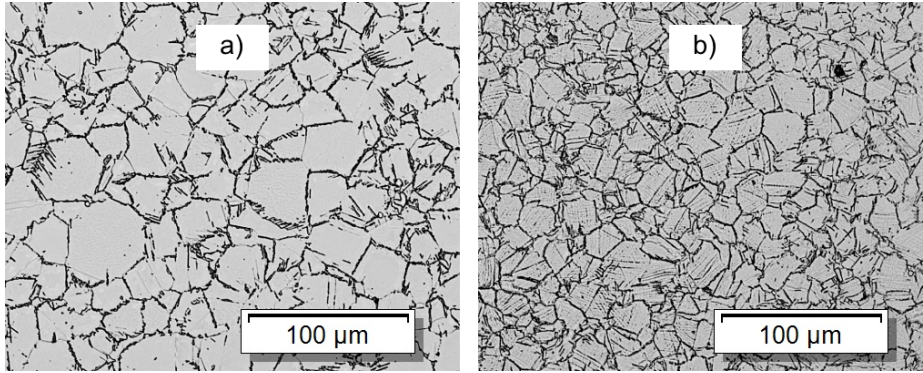


Abbildung 6.44: Mikrostruktur für $\varphi_{c,0} = 0$ (a) und nach Rundkneten mit $\varphi_{c,4} = 0,62$ (b)

induzierten Kaltverfestigung gering sein. Untersuchungen zur Interaktion von Korngröße und Verfestigung hinsichtlich Rissausbreitung liegen in der Literatur nicht vor und sind Gegenstand zukünftiger Arbeiten.

6.4.3.4 Schwellenwertverhalten

Das Schwellenwertverhalten wurde mittels bei konstantem R_{nom} bzw. K_{max} durchgeführten Lastabsenkungsversuchen charakterisiert. Neben den mit der erstgenannten Versuchsführung bestimmbaren Schwellenwerten $\Delta K_{\text{th,nom}}$ wurden „Effektivschwellenwerte“ $\Delta K_{\text{th,eff}}$ ermittelt, da mit diesem Kennwert der Einfluss durchgreifender Verfestigung auf den intrinsischen Werkstoffwiderstand von Inconel 718 gegen einsetzende Rissausbreitung charakterisiert werden kann [6, 47]. Bei allen Versuchen wurden abnehmende $\Delta K_{\text{th,nom}}$ bzw. $\Delta K_{\text{th,eff}}$ mit zunehmender Verfestigung gefunden.

Im verwendeten $K_{\text{max}} = \text{const.}$ - Verfahren [46, 47, 229] wurde nach dem Anschwingen der Proben bis $K_{\text{max}} = 28,58 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ ein relativ niedriger Wert von $K_{\text{max}} = 15,24 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ für die Versuche verwendet. Theoretisch handelt es sich bei $\Delta K_{\text{th,eff}}$ um einen vollständig risschließbefreiten Wert, der unabhängig von R_{nom} und K_{max} sein sollte. Allerdings deuten experimentelle Studien [229, 230, 231] darauf hin, dass $\Delta K_{\text{th,eff}}$ nicht vollständig unabhängig von K_{max} zu bestimmen ist. Demnach kann es bei großen K_{max} und kleinen ΔK_{nom} zu einem starken Einfluss der statischen Vorlast (K_{max} nahe K_{Ic}) auf die Rissausbreitung kommen. Dies wurde von [231] an Al7050 und von [229] an Ti6246 nachgewiesen. Daher wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit ein vergleichsweise niedriger Wert von K_{max} gewählt, um mögliche Einflüsse zu minimieren. Die schrittweise Zunahme von R_{nom} ist hingegen verfahrensimmant, weshalb $\Delta K_{\text{th,eff}}$ immer mit einem bestimmten Wert von R_{nom} korreliert. Im Falle unbehandelten Materials ($\varphi_{c,0}$) war hierbei $R_{\text{nom}} \approx 0,66$, während bei stark verfestigtem Material ($\varphi_{c,4}$) ein weitaus höherer Wert von $R_{\text{nom}} \approx 0,81$ vorlag. Offenbar sind die jeweils ermittelten Werte von $\Delta K_{\text{th,eff}}$ aber in guter Übereinstimmung mit den bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ ermittelten Werten von $\Delta K_{\text{th,nom}}$, was die These der Risschließfreiheit bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ untermauert. Auch im Vergleich zur Literatur [218, 227] findet sich eine sehr zufriedenstellende Übereinstimmung. So fand [227] im Raumtemperatur-Lastabsenkungsversuch an Inconel 718 bei konstantem $R_{\text{nom}} = 0,1$ bzw. $R_{\text{nom}} = 0,7$ die Schwellenwerte $\Delta K_{\text{th,nom}} = 10,2 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ bzw. $5,8 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$. Allerdings wurden im Rahmen

dieser Arbeit im mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ unabhängig vom Verfestigungszustand noch geringfügig höhere Schwellenwerte als bei $R_{\text{nom}} = 0,7$ gefunden, weshalb die vermutete Riss-schließfreiheit bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ noch zu prüfen ist.

Der Einfluss durchgreifender Verfestigungen auf $\Delta K_{\text{th,eff}}$ hängt jedoch nicht nur von den äußeren Belastungsbedingungen ab, sondern ist eine komplexe Funktion des Werkstoffgefüges und der durch plastische Deformation hervorgerufenen Versetzungsstruktur. So identifizierte [149] bei Untersuchungen an $0 \sim 28$ % vordeformiertem Kupfer, 90/10-Messing und 70/30-Messing einen ausgeprägten Einfluss der Stapelfehlerenergie auf die nach Kaltverfestigung bei $R_{\text{nom}} = 0,05$ erhaltenen Schwellenwerte $\Delta K_{\text{th,nom}}$. In Kupfer und 90/10-Messing wurden leicht erhöhte $\Delta K_{\text{th,nom}}$ nach Kaltverfestigung gefunden, was auf die infolge der höheren Stapelfehlerenergie (bzw. durch wellige Gleitung [12]) entstandenen Versetzungszellstrukturen zurückgeführt wurde. Im Gegensatz hierzu lagen in 70/30-Messing durch die niedrige Stapelfehlerenergie (bzw. durch planare Gleitung [12]) ausschließlich planare Versetzungsstrukturen vor. Hier kam es infolge der Kaltverfestigung zu keinen signifikanten Veränderungen von $\Delta K_{\text{th,nom}}$ [149].

Inconel 718 weist eine mit Kupfer (ca. $59 \frac{\text{mJ}}{\text{m}^2}$ [232]) vergleichbare Stapelfehlerenergie von ca. $50 \frac{\text{mJ}}{\text{m}^2}$ auf [233], jedoch zeigen die TEM-Aufnahmen an durchgreifend verfestigten Proben (siehe Abbildung 5.27) außer planaren Versetzungsanordnungen keine prägnanten Substrukturen. Dabei wurden mit zunehmender Verfestigung fallende Schwellenwerte gefunden, was mit den Ergebnissen von [149] in scheinbarem Widerspruch steht. Durch die Kaltverformung durch Rundkneten werden jedoch, wie vorstehend angesprochen, auch die vorliegenden γ'' -Ausscheidungen geschnitten [213, 214]. Die Ausprägung von $\Delta K_{\text{th,nom}}$ bzw. $\Delta K_{\text{th,eff}}$ mit der Kaltverfestigung ist also in Inconel 718 nicht vollständig durch Versetzungsstrukturen erklärbar, sondern bedarf der Betrachtung weiterer Einflussgrößen wie Wärmebehandlung [219, 226], Korngröße [228] und Ausscheidungszustand [219, 234].

Konkrete Untersuchungen zur Rissausbreitung in Nickelbasislegierungen nach durchgreifender Verfestigung liegen in der Literatur nur vereinzelt vor [193, 194]. Der Einfluss einer Vordeformation von 5,5 % und 7 % auf das Risswachstums- und Schwellenwertverhalten wurde in der ausscheidungsgehärteten Nickelbasislegierung N901 bei Raumtemperatur und 600 °C untersucht [193]. Wie auch in der vorliegenden Arbeit wurden kleinere Schwellenwerte nach Vorverformung gefunden, die auf das Vorliegen planarer Versetzungsstrukturen zurückgeführt wurden. Im Gegensatz hierzu fand [194] an Inconel 718 bei geringen Vorverformungen ($1 \% < \varepsilon < 2$ %) verlangsamte Rissausbreitung im Hochtemperaturbereich (650 °C). Dies konnte darauf zurückgeführt werden, dass bei 650 °C nach Kaltverfestigung ausgeprägtere wellige Gleitung auftrat, was verringerte Rissausbreitungsraten bewirkte. Die Stabilität der eingestellten Versetzungsstrukturen bei erhöhter Temperatur wurde jedoch nicht untersucht.

Während [149] eine grundsätzlich das Risswachstum hemmende Wirkung welligen Gleitverhaltens annahm, kann nach Auffassung von [190] eine Erhöhung von Schwellenwerten nach einer Kaltverfestigung nur dann auftreten, wenn es durch Interaktion der Rissfront mit Mikroporen zu einer Abstumpfung der Risspitze kommt. Dies steht im Widerspruch zu anderen Analysen [11, 191], die auf einen generell positiven Effekt planarer Gleitung auf die Rissausbreitung hinwiesen. Demnach komme es infolge planarer Gleitvorgänge zu erzwungenen, gekrümmten Risspfaden [191] bzw. starker Risspitzenabschirmung [11]. Eine allgemeingültige, allumfassende Aussage erscheint daher schwierig.

7 Ansätze zur Lebensdauermodellierung

Die nach randnaher und durchgreifender Verfestigung eingestellten Zustände wurden in Kapitel 5 charakterisiert und verglichen. In Kapitel 6 wurde das Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhalten in Inconel 718 nach randnaher und durchgreifender Verfestigung experimentell charakterisiert. Im folgenden Kapitel sollen hierfür jeweils geeignete Modellierungsansätze skizziert werden.

7.1 Numerische Berechnungsergebnisse

7.1.1 Nominelle Spannungsintensitäten

Die auf die in Abschnitt 4.5.1 beschriebene Weise für diskrete Risskonfigurationen in der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände ermittelten nominellen Spannungsintensitäten K_{nom} sind in den Abbildungen 7.1 und 7.2 für die Rissmitte ($\phi = 90^\circ$) und den Rissrand ($\phi = 0^\circ$) in Abhängigkeit der Belastung $|F|$ und der Risstiefe a dargestellt. Weitere $K(\phi)$ wurden im Rahmen dieser Arbeit nicht ausgewertet.

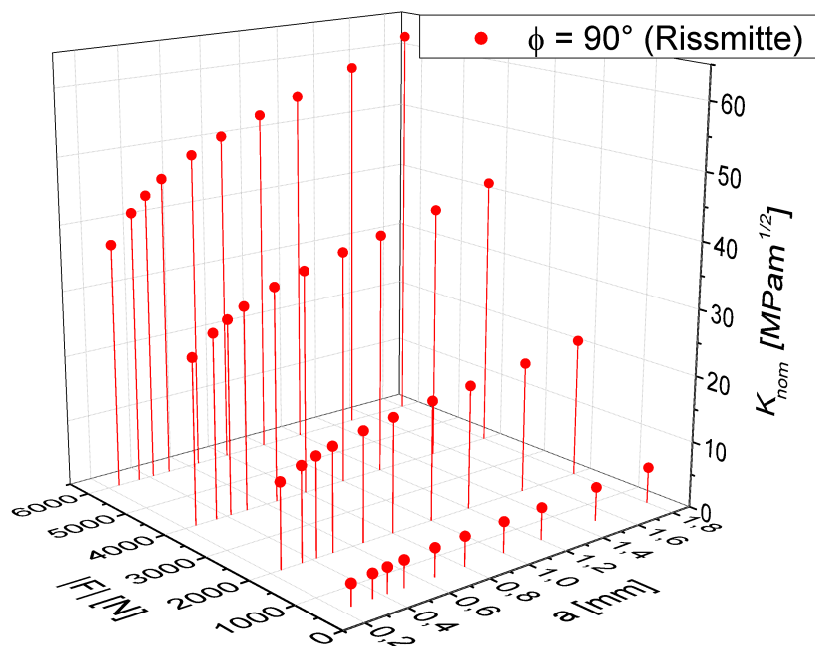


Abbildung 7.1: Nominelle Spannungsintensitäten K_{nom} in der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände (Rissmitte; $\phi = 90^\circ$)

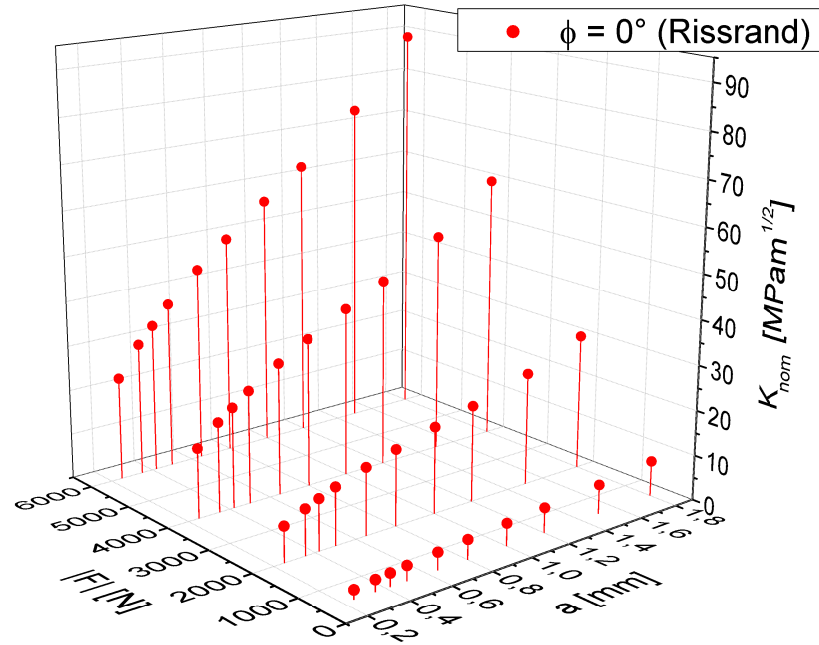


Abbildung 7.2: Nominelle Spannungsintensitäten K_{nom} in der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände (Rissrand; $\phi = 0^\circ$)

Sowohl für $\phi = 90^\circ$ (Rissmitte) als auch für $\phi = 0^\circ$ (Rissrand) besteht ein näherungsweise linearer Zusammenhang zwischen $|F|$ und K_{nom} . Da in Abschnitt 6.2.2.4 aufgrund des Streumaßes der sich entwickelnden Rissaspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ bereits ein für alle Versuche zusammengefasster, vorgegebener Zusammenhang $\frac{a}{c}(a)$ („forcing function“ [6]) definiert wurde, bietet sich die Beschreibung der Rissausbreitung auf Basis eines einzelnen Rissgrößenmaßes an. Hierfür wurde die Risstiefe a verwendet. Für $a \leq 0,8$ mm ist für $\phi = 90^\circ$ (Rissmitte) zunächst ein näherungsweise linearer Zusammenhang $K_{\text{nom}} \sim \sqrt{a}$ ersichtlich. Bedingt durch die geringe Probenbreite ($2b = 5$ mm) und die damit verbundene fehlende Stützwirkung der seitlichen Ligamente kommt es anschließend zu einem progressiven Anstieg des $K_{\text{nom}}(a)$ -Zusammenhangs. Für $\phi = 0^\circ$ (Rissrand) liegt ein nahezu linearer Zusammenhang $K_{\text{nom}}(a)$ vor. Dabei sind die Spannungsintensitäten bei konstanter Last bei $\phi = 90^\circ$ zunächst größer als bei $\phi = 0^\circ$, jedoch liegen ab $a \approx 0,9$ mm für $\phi = 0^\circ$ höhere Werte von K_{nom} vor.

Die Abhängigkeiten $K_{\text{nom}}(|F|, a)$ für $\phi = 90^\circ$ bzw. $\phi = 0^\circ$ lassen sich in geeigneter Weise mit reellen Potenzfunktionen darstellen. Für $\phi = 90^\circ$ erhält man den Zusammenhang

$$K_{\text{nom}} = |F| \left(0,79 \text{ mm}^{-2,10} \cdot a^{0,60} - 0,63 \text{ mm}^{-2,50} \cdot a + 0,12 \text{ mm}^{-3,26} \cdot a^{1,76} \right), \quad (7.1)$$

was in Abbildung 7.3 gezeigt ist. Äquivalent erhält man für $\phi = 0^\circ$ die Abhängigkeit

$$K_{\text{nom}} = |F| \left(0,27 \text{ mm}^{-2,50} \cdot a + 0,01 \text{ mm}^{-5,43} \cdot a^{3,93} \right), \quad (7.2)$$

was in Abbildung 7.4 dargestellt ist. In beiden Fällen sind zusätzlich die Abhängigkeiten $K_{\text{nom}}(|F|, a)$ aufgetragen, die mit analytischen Gleichungen aus der Literatur (Newman & Raju [106]) für äquivalente Risskonfigurationen erhalten wurden.

Die Abweichungen der Anpassungsfunktionen zu den mit dem vorstehend beschriebenen

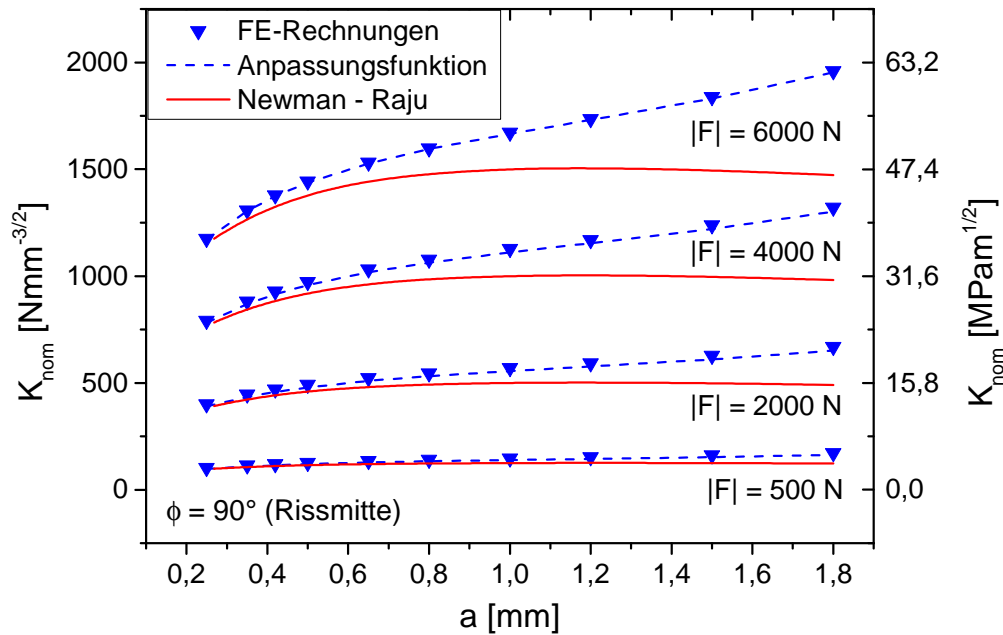


Abbildung 7.3: Berechnete Spannungsintensitäten K_{nom} mit Anpassung für $\phi = 90^\circ$ (Rissmitte) und Vergleich mit Formeln von Newman & Raju [106]

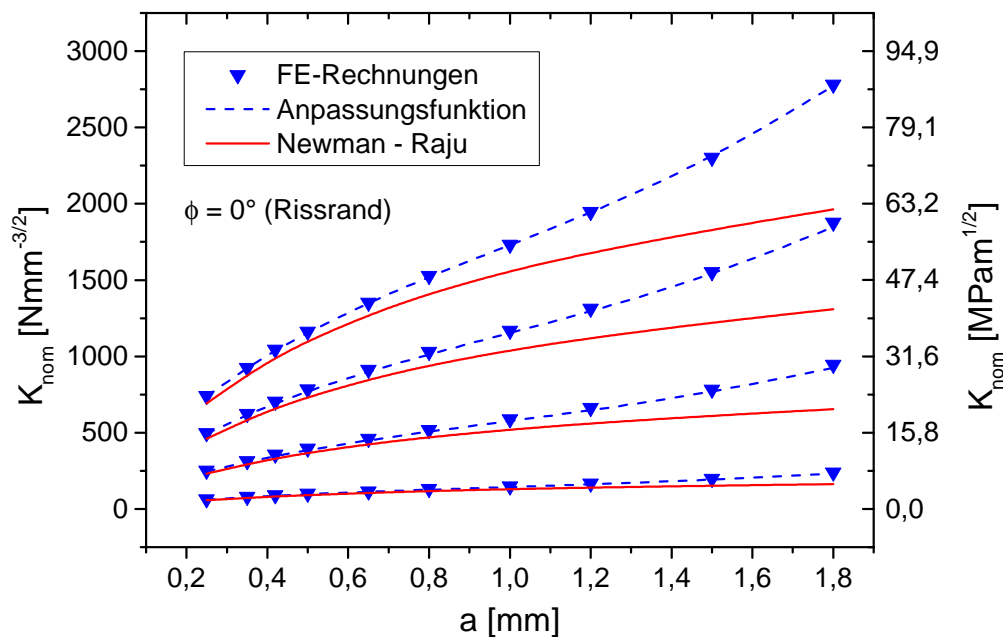


Abbildung 7.4: Berechnete Spannungsintensitäten K_{nom} mit Anpassung für $\phi = 0^\circ$ (Rissrand) und Vergleich mit Formeln von Newman & Raju [106]

FE-Verfahren berechneten Spannungsintensitäten waren ≤ 1 %. Zu den analytischen Gleichungen [106] beträgt für $a = 0,25$ mm und $|F| = 6000$ N die Abweichung in Rissmitte ($\phi = 90^\circ$) ca. 2 %. Mit zunehmender Rissgröße kommt es zu ausgeprägteren Abweichungen. So liegen die numerisch ermittelten Spannungsintensitäten bei $a = 1,80$ mm in der Rissmitte ($\phi = 90^\circ$) ca. 31 % über den nach [106] bestimmten Werten. Letztere sind ab $a \approx 1$ mm nahezu konstant, wobei sogar eine Tendenz zum Abfallen besteht. Am Rissrand ($\phi = 0^\circ$) sind noch größere Abweichungen ersichtlicher. Offensichtlich zeigen weder die numerisch

ermittelten, noch die nach [106] bestimmten K_{nom} den qualitativ erwarteten Zusammenhang $\sim \sqrt{a}$. Die Interpretation dieser Ergebnisse ist Gegenstand von Abschnitt 7.4.1.

7.1.2 Eigenspannungsintensitäten

7.1.2.1 Definition der Ausgangsdaten

In Abschnitt 5.1.3 wurden die nach den ausgewählten Oberflächenbehandlungen Kugelstrahlen P1 und P4 sowie Festwalzen P1 erhaltenen Eigenspannungsprofile hinsichtlich ihrer Stabilität bei thermischer und zyklisch-thermischer Belastung untersucht. Außerdem wurde der Einfluss der zyklisch-thermischen Beanspruchung auf die Randschicht des unbehandelten Zustands untersucht. Da für den Ausgangszustand und die thermische Auslagerung sowie für die zyklisch-thermische Beanspruchung unterschiedliche Probengeometrien bzw. Chargen von Inconel 718 verwendet wurden, ist die Modellierung der zyklisch-thermischen Relaxation der erhaltenen Eigenspannungsprofile, etwa mit den Ansätzen von [139], nicht möglich. Für eine transiente Betrachtung der Randschichtentwicklung wären außerdem Eigenspannungsmessungen nach abgebrochenen Rissausbreitungsversuchen bei Raum- und Hochtemperatur sowie verschiedenen Rissgrößen notwendig gewesen, die unter Berücksichtigung der gefundenen Streuungen einen extrem hohen Aufwand bedeutet hätten.

Für die Bestimmung von Eigenspannungsintensitäten K_{rs} wurden daher nur diejenigen Eigenspannungsprofile $\sigma_{\text{rs}}(a)$ hinterlegt, die zum Zeitpunkt der Rissinitiierung in der Randschicht näherungsweise vorliegen sollten. Hierfür wurden die zyklisch-thermischen Relaxationsversuche durchgeführt. Zwar wurden Unterschiede zwischen den Eigenspannungsprofilen nach den beiden gewählten Expositionsdauern gefunden, jedoch werden diese mit zunehmender Tiefenwirkung geringer. Um eine statistisch robuste Basis zu schaffen und den numerischen Berechnungsaufwand in sinnvollen Grenzen zu halten, wurden daher die nach zyklisch-thermischer Relaxation vorliegenden Eigenspannungen nach Kugelstrahlen und Festwalzen jeweils in erster Näherung gemeinsam durch einen analytischen Fit angepasst, der anschließend in der FE-Simulation hinterlegt wurde (siehe Abschnitt 4.5.1). Hierfür wurde auf die von [139] vorgeschlagene, polynomial zusammengesetzte und stetig differenzierbare Funktion gemäß

$$\sigma_{\text{rs}}(a) = \begin{cases} \sigma_{\text{rs,m}} - (\sigma_{\text{rs,m}} - \sigma_{\text{rs,o}}) \cdot \frac{(a-a_m)^2}{a_m^2} & \text{wenn } a \leq a_m \\ \sigma_{\text{rs,m}} \cdot \frac{1-(a-a_m)^2/(a_n-a_m)^2}{(1+(a-a_m)^2/(a_n-a_m)^2)^2} & \text{wenn } a > a_m \end{cases} \quad (7.3)$$

zurückgegriffen. Die nach zyklisch-thermischer Relaxation gemessenen Eigenspannungen im unbehandelten Referenzzustand wurden vernachlässigt. Die Ergebnisse der Anpassungen sind in Abbildung 7.5 dargestellt.

7.1.2.2 Berechnungsergebnisse

Die mit dem in Abschnitt 4.5.1 beschriebenen Verfahren und auf Basis zyklisch-thermischer Relaxation bestimmten Eigenspannungsintensitäten K_{rs} sind in Abbildung 7.6 (Rissmitte,

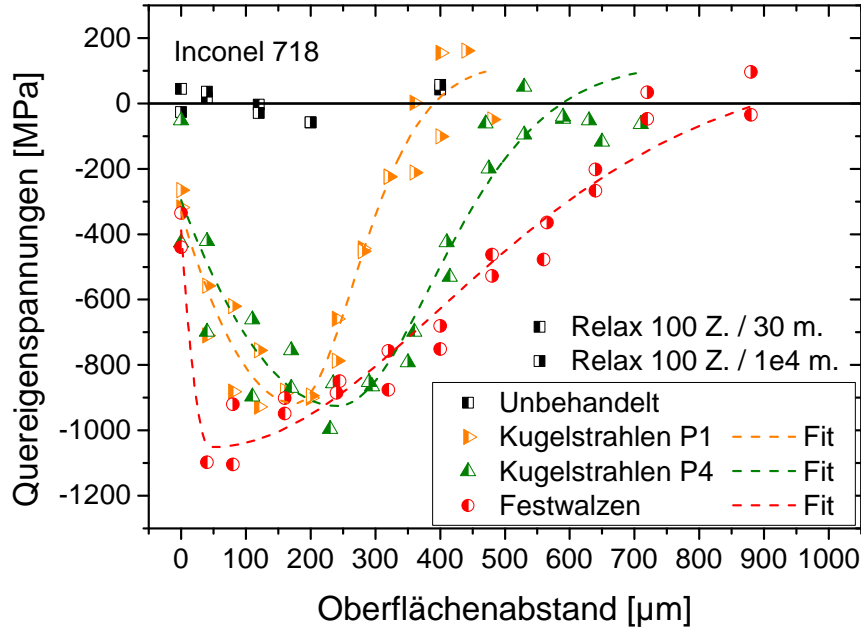


Abbildung 7.5: Anpassung von Eigenspannungsprofilen nach zyklisch-thermischer Relaxation zur Berechnung von Eigenspannungsintensitäten

$\phi = 90^\circ$) und Abbildung 7.7 (Rissrand, $\phi = 0^\circ$) dargestellt.

Für $\phi = 90^\circ$ finden sich mit zunehmendem Betrag der zugrunde gelegten Druckeigenspannungen σ_{rs} betragsmäßig zunehmende Werte von K_{rs} . Mit zunehmendem Oberflächenabstand bzw. zunehmender Risstiefe nimmt $|K_{rs}|$ in allen Fällen ab. Im Gegensatz zu σ_{rs} zeigen die Verläufe von K_{rs} jedoch in keinem Fall einen Nulldurchgang. Ferner finden sich betragsmäßig maximale K_{rs} nicht im gleichen Oberflächenabstand wie betragsmäßig maximale σ_{rs} . Für $\phi = 0^\circ$ liegen mit zunehmender Rissgröße in allen Fällen betragsmäßig monoton zunehmende Werte von K_{rs} vor.

Die berechneten Eigenspannungsintensitäten K_{rs} wurden wiederum mit Hilfe analytischer Formeln angepasst, um eine Interpolation zwischen den bei diskreten Rissgrößen ermittelten Werten zu ermöglichen. Da nur Risstiefen $a \geq 0,35$ mm untersucht wurden, wurden die Anpassungen hier nur für $0,35 \text{ mm} \leq a \leq 1,80 \text{ mm}$ vorgenommen. Für $\phi = 90^\circ$ wurde dabei auf eine logistische Funktion gemäß

$$K_{rs} = C + \frac{D - C}{\left(1 + \left(\frac{a_0}{a}\right)^h\right)^s} \quad (7.4)$$

mit den Parametern C , D , a_0 , h und s zurückgegriffen. Zur Anpassung bei $\phi = 0^\circ$ wurde eine exponentielle Zerfallsfunktion gemäß

$$K_{rs} = O + P \cdot \exp\left(-\frac{a}{a_1}\right) + Q \cdot \exp\left(-\frac{a}{a_2}\right) \quad (7.5)$$

mit den Parametern O , P , Q , a_1 und a_2 verwendet. Bei allen beschriebenen Anpassungen wurde eine sehr gute Wiedergabe der Verläufe experimentell bzw. numerisch bestimmter Werte bei einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 \approx 1$ erreicht.

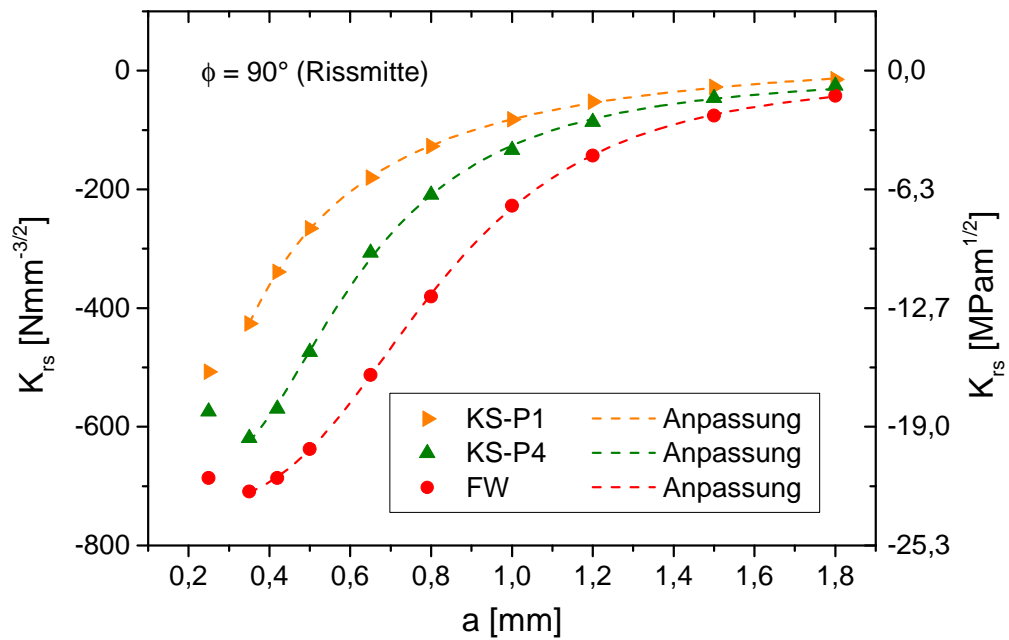


Abbildung 7.6: Berechnete Eigenspannungsintensitäten K_{1s} mit Anpassungsfunktionen für $\phi = 90^\circ$ (Rissmitte)

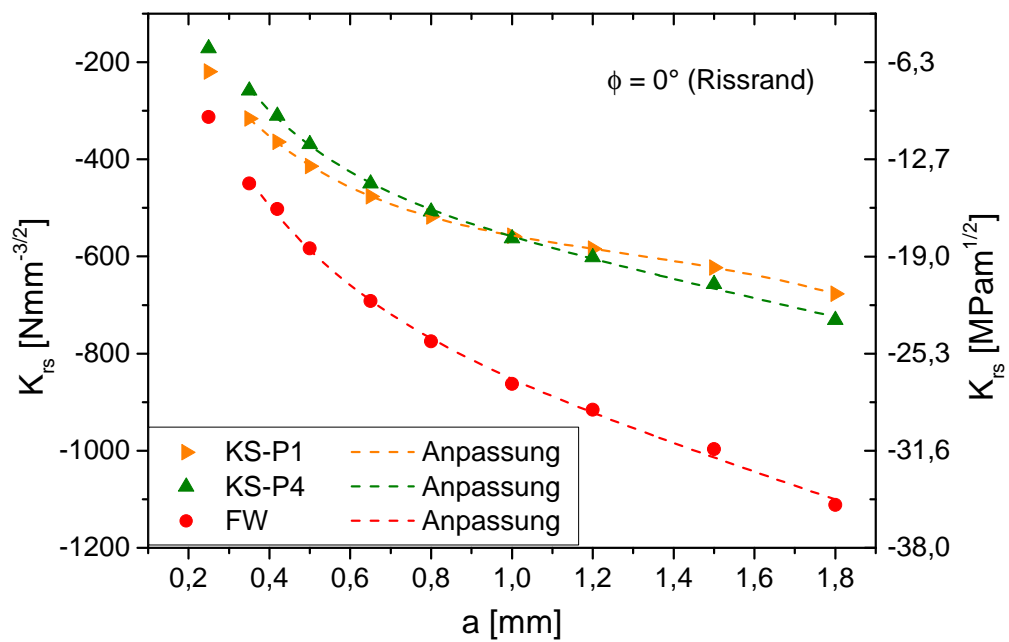


Abbildung 7.7: Berechnete Eigenspannungsintensitäten K_{1s} mit Anpassungsfunktionen für $\phi = 0^\circ$ (Rissrand)

7.2 Modell zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung

7.2.1 Identifikation geeigneter Modellansätze

7.2.1.1 Zusammenfassung der Ausgangslage

Für die Beschreibung der Rissausbreitung bzw. der Lebensdauer in randnah verfestigtem Inconel 718 wurde im Vorfeld der Arbeit das K -Konzept im Kontext von Riss-schließ- und Lastabschirmungseffekten gewählt (siehe Abschnitt 2.4). Diese werden durch Makro- und Mikro-eigen-spannungen, Riss-spitzenplastizität und Bruchflächenrauheit hervorgerufen und bestimmen maßgeblich die der Rissausbreitung zugrunde liegenden Triebkräfte.

Die Eigen-spannungs- und Kaltverfestigungszustände nach randnaher Verfestigung liegen vor. Der Randschichtzustand zum Zeitpunkt der Rissinitiiierung wurde durch zyklisch-thermische Relaxationsversuche (siehe Abschnitt 5.1.3) abgeschätzt. Neben den hieraus erhaltenen, in Abschnitt 7.1 beschriebenen Eigen-spannungsintensitäten K_{rs} sind die Belastungsbedingungen in Form von nominellen Spannungsintensitäten K_{nom} und Lastverhältnissen R_{nom} bekannt. Außer phänomenologisch orientierten Rissausbreitungsversuchen wurden Rissöffnungsexperimente zur Bestimmung von Rissöffnungslasten F_{op} durchgeführt. Da nach randnaher Verfestigung kein zu den Probenseiten durchgängiger Anriss eingebracht werden konnte, wurden die Arbeiten auf Basis physikalisch kurzer Oberflächenanrisse mit näherungsweise halb-elliptischer Form durchgeführt. Im Allgemeinen ist die Entwicklung der Rissabmessungen von $K(\phi)$ entlang der Rissfront abhängig [107, 111]. Da in Abschnitt 6.2.2.4 aufgrund des hohen Streumaßes der sich entwickelnden Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ der Risse bereits ein für alle Versuche zusammengefasster Zusammenhang $\frac{a}{c}(a)$ („forcing function“ [6]) definiert wurde, liegt die vereinfachte Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens auf Basis diskreter Beanspruchungsgrößen nahe. Dabei werden in der Literatur meist Zusammenhänge auf Basis von $K(0^\circ, 90^\circ)$ [115, 116, 235] oder $K(\phi_i)$, $i = 1..n$ [107] verwendet, um die Ausbreitungsrate $\frac{da}{dN}(\phi)$ senkrecht zur Rissfront zu beschreiben. Auch Modelle auf Basis der einfachen Abhängigkeit $K(90^\circ)$ existieren [121]. Ebenso wie die Entwicklung von $\frac{a}{c}$ unterliegt die in dieser Arbeit aufgetragene Rissausbreitungsrate $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ dabei Streuungen (siehe Abschnitt 6.4.2.1).

7.2.1.2 Rissöffnen und -schließen unter Eigen-spannungseinfluss

Zur Identifikation von Modellansätzen ist zunächst die auf Basis der Vorstellung von [43] (siehe Abbildung 2.4 bzw. Abschnitt 2.1.2.1) erweiterte Übersicht lokal wirksamer Spannungsintensitäten bei zyklischer Rissausbreitung in Abbildung 7.8 aufgetragen. Bildteil a) zeigt das für makroskopisch eigen-spannungsfreie Zustände bekannte Diagramm mit Riss-schließeffekt. Die Bildteile b) und c) zeigen den Zusammenhang für druckeigen-spannungs-behaftete Zustände, wobei in b) bei erhöhtem Lastverhältnis Riss-schließfreiheit vorliegt, während in c) bei niedrigem Lastverhältnis Riss-schließen auftritt.

Der Riss wird äußerlich mit einer durch K_{max} und K_{min} gekennzeichneten nominellen Schwingweite der Spannungsintensität, ΔK_{nom} , beansprucht. Riss-schließen, sofern existent, setzt bei $K_{cl,s}$ ein und ist bei $K_{cl,f}$ abgeschlossen. Der Riss beginnt sich bei $K_{op,s}$ zu öffnen

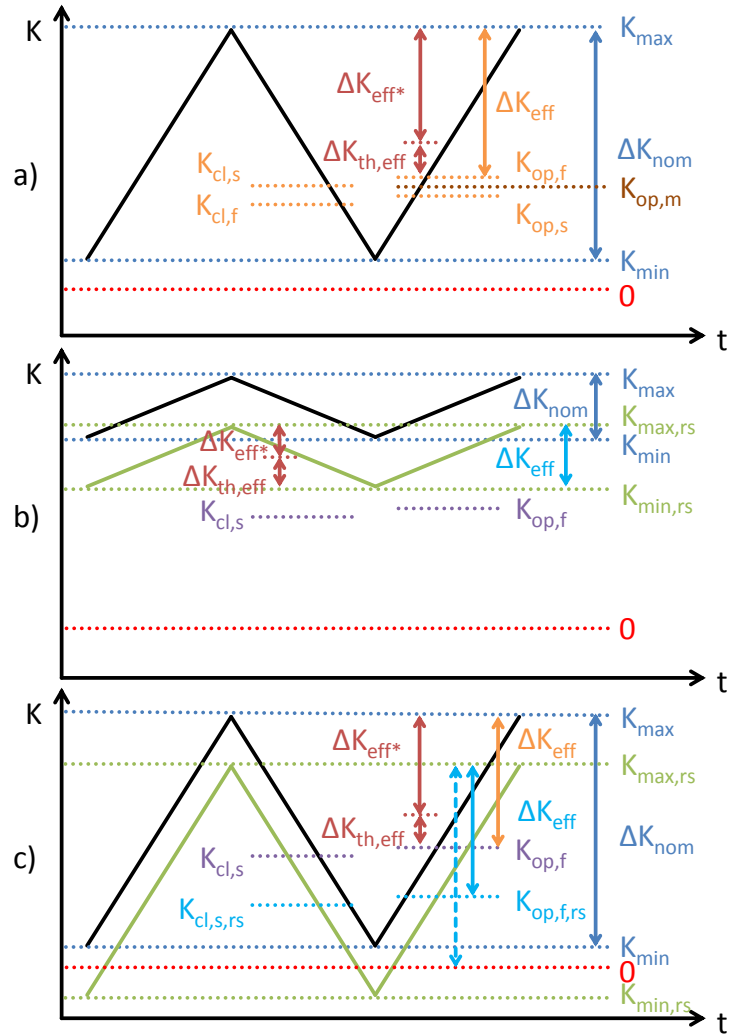


Abbildung 7.8: Schema zu wirksamen Spannungsintensitäten; a) Risschließen ohne makroskopische Eigenspannungen (nach [43]); b) mit Eigenspannungen, aber ohne Risschließen; c) mit Risschließen unter Eigenspannungseinfluss

und ist bei $K_{op,f}$ vollständig offen. Der Wert $K_{op,m}$ kennzeichnet die teilweise Öffnung des Risses als Mittelwert letztgenannter Größen und trägt der Tatsache Rechnung, dass zwischen $K_{op,s}$ und $K_{op,f}$ z.B. durch Bruchflächenrauheit noch eine teilweise Kontaktlastabschirmung bestehen kann [44]. Nach [43] ist die Kenngröße

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - \max\{K_{min}, K_{op}\} \tag{7.6}$$

bzw. die durch $\Delta K_{th,eff}$ mitbestimmte Größe ΔK_{eff}^* gemäß

$$\Delta K_{eff}^* = K_{max} - \max\{K_{min}, K_{op}\} - \Delta K_{th,eff} \tag{7.7}$$

die wirksame Triebkraft der Rissausbreitung. Wird hierfür vollständige Rissöffnung angesetzt, so ist wie in Abbildung 7.8 dargestellt $K_{op} = K_{op,f}$ zu verwenden.

Unter Eigenspannungseinfluss liegen nach [48, 56] abweichende Verhältnisse vor, weshalb der klassische Risschließensatz nicht sinnvoll angewandt werden kann. Wie in Abschnitt

2.1.2.1 beschrieben, ist jedoch das „klassische“ Superpositionsprinzip gemäß

$$\Delta K_{\text{eff}} = (K_{\text{max}} + K_{\text{rs}}) - (K_{\text{min}} + K_{\text{rs}}) \quad (7.8)$$

nur dann anwendbar, wenn kein Riss schließen auftritt. Die effektive Schwingweite ΔK_{eff} bleibt dabei unter Verwendung von $K_{\text{max,rs}} \equiv K_{\text{max}} + K_{\text{rs}}$ und $K_{\text{min,rs}} \equiv K_{\text{min}} + K_{\text{rs}}$ unverändert $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max,rs}} - K_{\text{min,rs}} = \Delta K_{\text{nom}}$. Es ändert sich nur das lokal wirksame, effektive Lastverhältnis $R_{\text{eff}} = \frac{K_{\text{min,rs}}}{K_{\text{max,rs}}}$.

Im Falle potentiellen Riss schließen unter Eigenspannungseinwirkung sind die Verhältnisse komplexer. Zwar wird zur Berücksichtigung des Riss schließen die Fallunterscheidung

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max,rs}} - \max\{K_{\text{min,rs}}, 0\} \quad (7.9)$$

getroffen, jedoch bleiben dabei anderweitig induzierte Riss schließeffekte unberücksichtigt. Im Rahmen dieser Arbeit wird daher unter Annahme der „effektiven Riss öffnungsspannungsintensität“ $K_{\text{op,rs}} \equiv K_{\text{op}} + K_{\text{rs}}$ eine Erweiterung der Definition von ΔK_{eff} gemäß

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max,rs}} - \max\{K_{\text{min,rs}}, K_{\text{op,rs}}, 0\} \quad (7.10)$$

eingeführt. Diese bewirkt sechs mögliche Reihungen von $\{K_{\text{min,rs}}, K_{\text{op,rs}}, 0\}$, wobei sich drei wesentliche Fälle unterscheiden lassen. Bei Riss schließfreiheit im Druckeigenspannungsfeld unter Zugschwellbeanspruchung ist $K_{\text{op}} = 0$ und damit $K_{\text{min,rs}} > K_{\text{op,rs}}$ und $K_{\text{min,rs}} > 0$, was Bildteil b) in Abbildung 7.8 entspricht. Damit ist wiederum

$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K_{\text{nom}}; \quad R_{\text{eff}} = \frac{K_{\text{min,rs}}}{K_{\text{max,rs}}}. \quad (7.11)$$

Die Erfüllung der Bedingungen $K_{\text{op,rs}} > K_{\text{min,rs}}$ und $K_{\text{op,rs}} > 0$ führt auf

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max,rs}} - K_{\text{op,rs}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}}; \quad R_{\text{eff}} = \frac{K_{\text{op,rs}}}{K_{\text{max,rs}}} \quad (7.12)$$

und stellt den Fall dar, dass ΔK_{eff} durch Riss schließen verringert wird. Liegen keine Ergebnisse von Riss öffnungsmessungen vor bzw. wurde kein Riss schließen identifiziert, werden hingegen die Bedingungen $0 > K_{\text{min,rs}}$ und $0 > K_{\text{op,rs}}$ erfüllt. Damit gilt:

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max,rs}}; \quad R_{\text{eff}} = 0. \quad (7.13)$$

Die beiden letzten Fälle sind in Bildteil c) in Abbildung 7.8 zu sehen. Liegen keine makroskopischen Eigenspannungen vor, so geht die modifizierte Formulierung in den klassischen Riss schließansatz (Bildteil a) in Abbildung 7.8) über.

Durch die angegebenen Gleichungen ist eine Modellvorstellung zur Wechselwirkung zwischen Riss schließeffekt und Eigenspannungseinfluss gegeben. In der Realität sind die Verhältnisse jedoch deutlich komplizierter. Zum einen ändert sich unter Eigenspannungseinfluss die Gestalt der Rissufer, weshalb der Kontakt beim Riss schließen nicht notwendigerweise direkt an der Rissfront initiiert wird [70]. Zum anderen ist bei halb elliptischen Oberflächenanrissen der Ort des Erstkontaktes bereits in makro eigenspannungsfreien Proben

vom Rissaspektverhältnis abhängig [117, 217], weshalb im Gradientenfeld von Eigenspannungen und Kaltverfestigung nicht unmittelbar zu erfassende Verhältnisse vorliegen. Besonders beim Versuchswerkstoff Inconel 718 treten orts-, belastungs- und rissgrößenabhängige Beiträge plastizitäts- und rauheitsinduzierten Riss-schließens auf, was unter Berücksichtigung der Eigenspannungswirkung zu partieller und ortsabhängiger Lastabschirmung führt. Da die Abschirmung durch partielles Riss-schließen somit nur schwer zu beziffern ist, wird im Folgenden im Sinne einheitlicher Betrachtungen $K_{op} \equiv K_{op,f}$ angesetzt.

7.2.1.3 Semi-empirischer Effektivgrößenansatz

Für ein Modell zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung erscheint ein auf den im vorangegangenen Abschnitt dargestellten Vorstellungen basierender Ansatz erstrebenswert. Das Rissausbreitungsverhalten ist dabei auf Basis lokal wirksamer Effektivgrößen ΔK_{eff} , R_{eff} und $\Delta K_{th,eff}$ zu beschreiben. Grundgedanke des Modells ist, dass unabhängig vom Zustand äquivalente Rissausbreitungsraten infolge übereinstimmender Effektivbeanspruchungen auftreten sollten. Die Vorgehensweise hierfür ist in Abbildung 7.9 schematisch dargestellt. Basierend auf den charakterisierten Randschichtzuständen lassen sich zustandsbedingte Rissbeanspruchungsbeiträge berechnen. Dabei handelt es sich um die Verläufe der örtlichen Eigenspannungsintensitäten $K_{rs}(a, \phi)$ und des Effektivschwellenwerts $K_{th,eff}(a, \phi)$. Letzterer wird aus den an durchgreifend verfestigten Zuständen diskret ermittelten experimentellen Ergebnissen (siehe Abschnitt 6.3.3) durch Interpolation erhalten und dient zur Definition von Schwellenwert- und Nichtfortschrittskriterien.

Auf Versuchsebene ergeben sich durch Definition der Belastungsbedingungen $(\Delta F, R_{nom})$ die nominellen Spannungsintensitäten K_{nom} . Die in Abschnitt 4.2.2 dargestellte Versuchstechnik gestattet die experimentelle Ermittlung von Rissöffnungslasten $F_{op} \equiv F_{op,f}$.

Mit Hilfe der Gesamtheit dieser Größen lassen sich $\Delta K_{eff}(\phi)$ und $R_{eff}(\phi)$ anhand der in Abschnitt 7.2.1.2 beschriebenen Fallunterscheidung ermitteln. Auf Basis der lokalen Effektivbeanspruchung ist dann in geeigneter Weise der Zusammenhang $\frac{da}{dN}(\phi) = f(\Delta K_{eff}(\phi), R_{eff}(\phi))$ herzustellen, was einem semi-empirischen Vorgehen entspricht. Dieser Zusammenhang ließe sich dann analytisch oder durch geeignete Intervallbildung $\Delta N_i = f(\Delta a_i; \Delta K_{eff}; \Delta K_{th,eff}, R_{eff}, \phi)$ numerisch in erwartete Lebensdauern überführen. Voraussetzung hierfür ist jedoch, dass alle benötigten Größen jederzeit bekannt sind.

7.2.1.4 Modifiziertes „unigrow model“

Das „unigrow model“ [7, 34, 38, 39] ist ein Ansatz zur Vereinheitlichung von Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}$ auf Basis einer Ersatztriebkraft $\overline{\Delta K_{nom}} = (\Delta K_{nom})^\alpha K_{max}^{1-\alpha}$ unter Verwendung des Parameters α . In der Fassung von [38] wird $\alpha = 0,5$ gesetzt und nur der im Zugbereich liegende Anteil von ΔK_{nom} verwendet. Analog zum Modell von Paris & Erdogan (Gleichung 2.6) lässt sich $\frac{da}{dN}$ in Abhängigkeit von $\overline{\Delta K_{nom}}$ darstellen, wobei sich die bei äquivalentem $\overline{\Delta K_{nom}}$ erhaltenen $\frac{da}{dN}$ im Optimalfall auf einer Masterkurve zusammenfassen lassen [7]:

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot \overline{\Delta K_{nom}}^m. \quad (7.14)$$

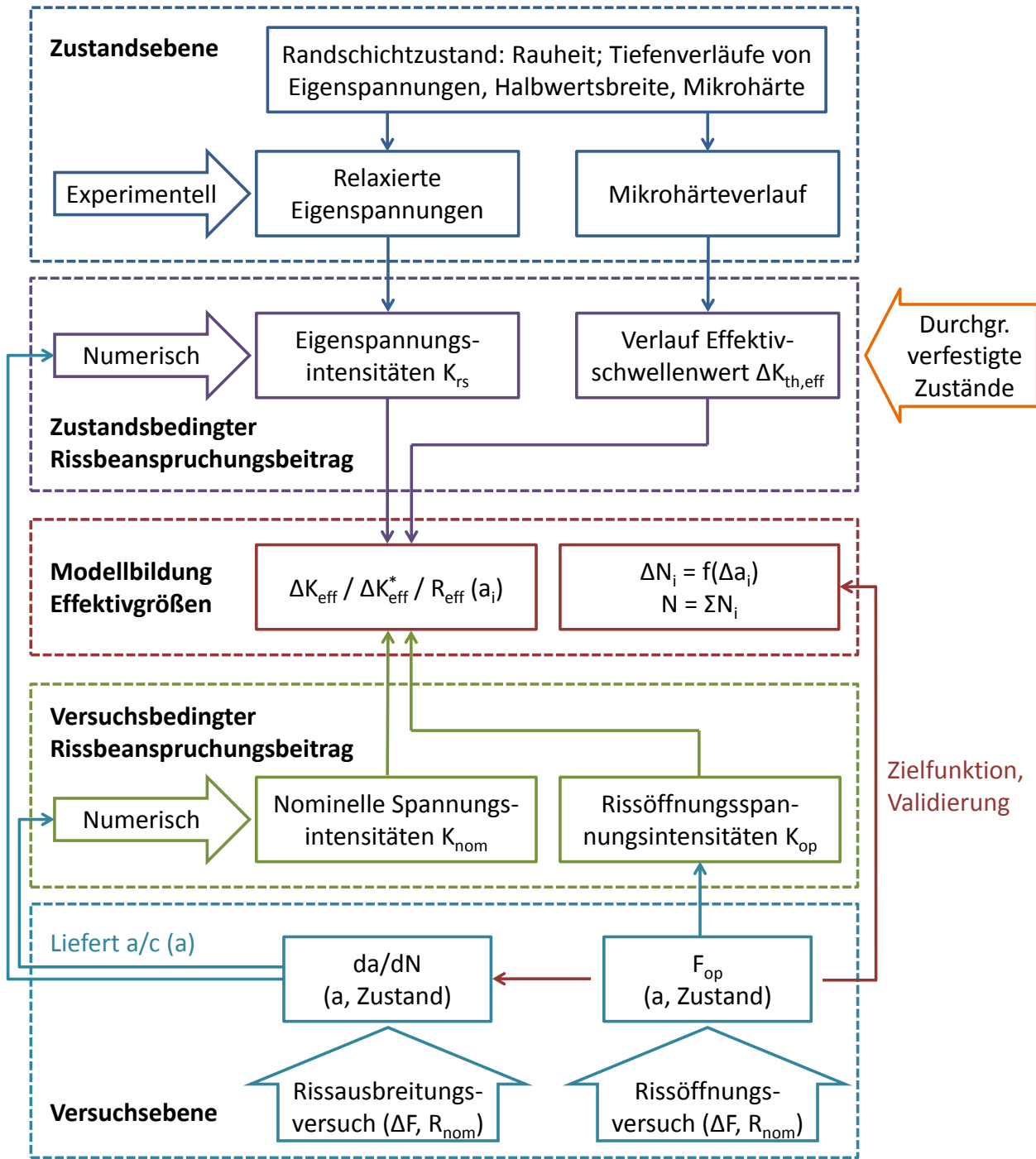


Abbildung 7.9: Schematische Vorgehensweise für die Lebensdauermodellierung auf Basis eines semi-empirischen Effektivgrößenansatzes

Mit einem modifizierten „unigrow model“ soll überprüft werden, ob sich der nominell basierte Ansatz sinngemäß auch auf effektive Beanspruchungen übertragen lässt. Unter äquivalenter Verwendung von ΔK_{eff} und $K_{max,rs}$ zu ΔK_{nom} und K_{max} kann die Größe $\overline{\Delta K_{eff}}$ nach kurzer Zwischenrechnung wie folgt definiert werden:

$$\overline{\Delta K_{eff}} = \Delta K_{eff} \cdot (1 - R_{eff})^{\alpha-1}. \tag{7.15}$$

Dabei ist α wiederum ein Anpassungsparameter. Bei erfolgreicher Anwendung ließe sich eine Schar ermittelter Zusammenhänge $\frac{da}{dN}(\Delta K_{\text{eff}}, R_{\text{eff}})$ wiederum auf einer Masterkurve zusammenführen. Ein solcher Versuch wurde in der Literatur bislang nicht vorgenommen.

7.2.2 Nominell basierte Darstellung

In den Abbildungen 7.10 und 7.11 sind die in Rissausbreitungsversuchen nach randnaher Verfestigung erhaltenen Ausbreitungsraten $\frac{da}{dN}$ über der an der Rissfront in Rissmitte (90°) lokal wirksamen, nominellen Schwingweite der Spannungsintensität, $\Delta K_{\text{nom},90^\circ}$, aufgetragen. Abbildung 7.10 zeigt $\frac{da}{dN}$ für $R_{\text{nom}} = 0,01$ und Abbildung 7.11 für $R_{\text{nom}} = 0,5$ sowie für $R_{\text{nom}} = 0,7$. In beiden Abbildungen ist jeweils pro Oberflächenzustand (vertikal sortiert) und Versuchstemperatur (horizontal sortiert) ein eigenes Diagramm mit den jeweils erhaltenen Versuchsergebnissen dargestellt. Es handelt sich hierbei um die in den Abbildungen 6.5 bis 6.11 in Abhängigkeit der verwendeten Lasthorizonte dargestellten Ergebnisse.

Aus Abbildung 7.10 geht zunächst hervor, dass bei $R_{\text{nom}} = 0,01$ in der Regel kein linearer Zusammenhang zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{\text{nom},90^\circ}$ besteht. Nach dem Anschwingen kommt es bei den unbehandelten Zuständen bei 293 K zu einem ausgeprägten Abfall der Rissausbreitungsraten mit anschließender Annäherung an einen linearen Zusammenhang zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{\text{nom},90^\circ}$. Bei 823 K ist die Reduktion von $\frac{da}{dN}$ bei Lastabsenkung weniger ausgeprägt und ein näherungsweise linearer Zusammenhang zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{\text{nom},90^\circ}$ direkt ersichtlich. Auch die Zusammenhänge zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{\text{nom},90^\circ}$ bei den oberflächenbehandelten Zuständen Kugelstrahlen P1, Kugelstrahlen P4 und Festwalzen nähern sich bei höheren $\Delta K_{\text{nom},90^\circ}$ der Linearität. Hierbei kommt es jedoch direkt nach der Lastabsenkung zu einer sehr starken Reduktion von $\frac{da}{dN}$, die, wie in Abschnitt 6.4.2.2 erläutert, nicht unmittelbar, sondern in der Regel verzögert einsetzt. Auffällig ist dabei jedoch, dass zwar bei einem größeren Ausmaß der Lastabsenkung die Rissverzögerung bei größeren Risstiefen a stattfindet, jedoch bei kleineren Werten von $\Delta K_{\text{nom},90^\circ}$. Der jeweilige Wert von $\Delta K_{\text{nom},90^\circ}$, bei welchem dieses Minimum von $\frac{da}{dN}$ erreicht wird, ist dabei scheinbar nahezu unabhängig von der Oberflächenbehandlung. Wird das Minimum von $\frac{da}{dN}$ überwunden, so sind die Risse wachstumsfähig. Auffällig ist hierbei, dass in vielen Fällen identische $\frac{da}{dN}$ durch umso kleineren $\Delta K_{\text{nom},90^\circ}$ hervorgerufen werden, je größer die Lastabsenkung gewählt wurde. Dies ist insbesondere für den unbehandelten Zustand bei Raumtemperatur (293 K) der Fall. Bei Lastabsenkung auf $|F_{\text{max}}| = 4000$ N und 293 K wird in zwei Fällen die technische Schwellenwertbedingung $\frac{da}{dN} = 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{Zyklus}}$ erreicht. In beiden Fällen, namentlich Kugelstrahlen P1 und Festwalzen, liegt ein Wert von $\Delta K_{\text{nom},90^\circ} \approx 32 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ vor.

Aus Abbildung 7.11 sind ungeachtet des Lastverhältnisses R_{nom} wiederum nichtlineare Zusammenhänge zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{\text{nom},90^\circ}$ ersichtlich. Es zeigen sich für $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ ähnliche Tendenzen wie sie bereits für $R_{\text{nom}} = 0,01$ identifiziert wurden. Wiederum wird in zwei Fällen die technische Schwellenwertbedingung $\frac{da}{dN} = 10^{-7} \frac{\text{mm}}{\text{Zyklus}}$ erreicht. Dies ist bei den Zuständen Kugelstrahlen P4 und Festwalzen bei Raumtemperatur (293 K) der Fall. Bei Lastabsenkung auf $|F_{\text{max}}| = 4400$ N und $R_{\text{nom}} = 0,5$ beträgt $\Delta K_{\text{nom},90^\circ} \approx 17 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$.

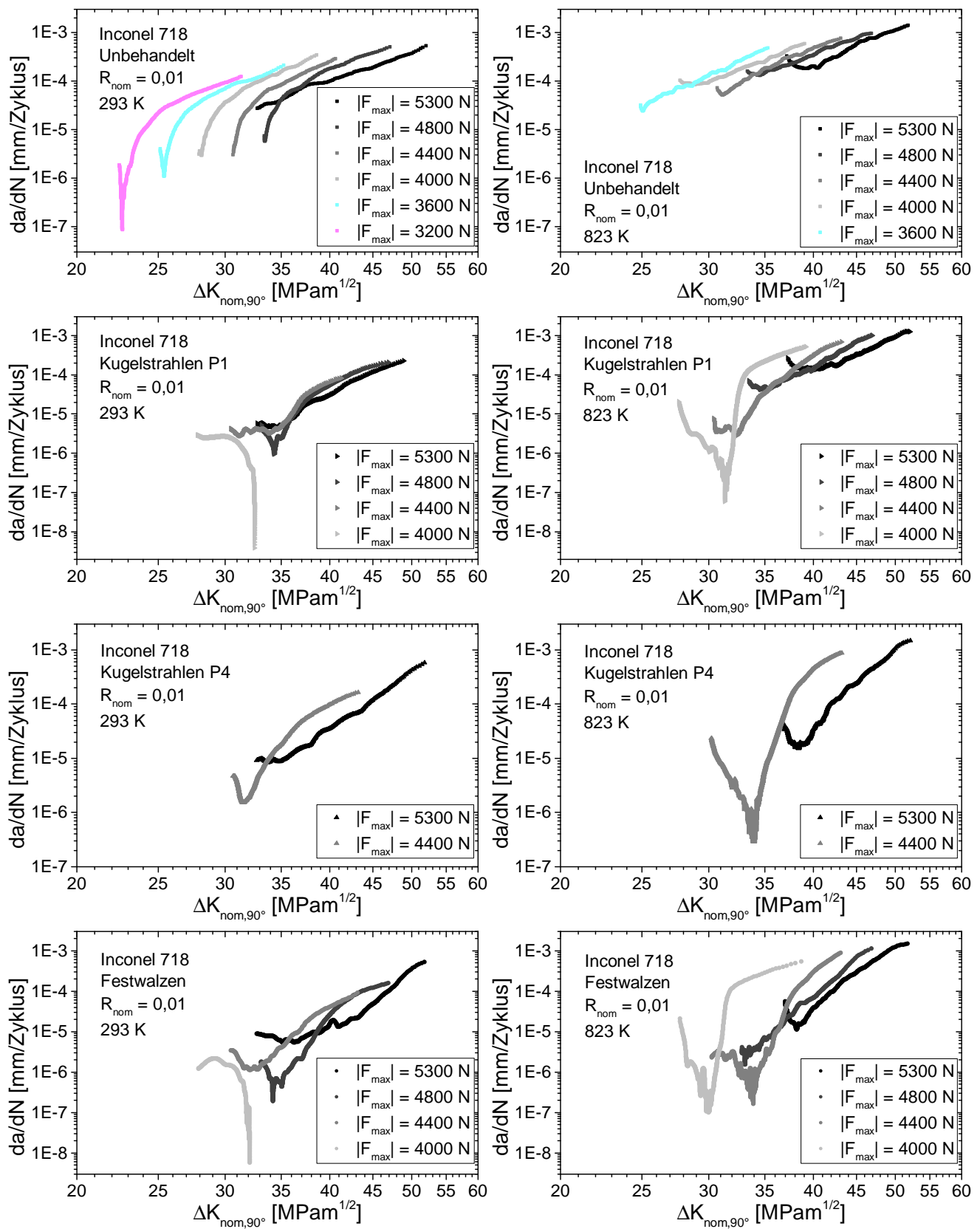


Abbildung 7.10: Rissausbreitung in nomineller Darstellung ($\Delta K_{nom}(90^\circ)$ bzw. $\Delta K_{nom,90^\circ}$) im unbehandelten Referenzzustand sowie nach randnaher Verfestigung durch Kugelstrahlen P1, Kugelstrahlen P4 und Festwalzen; $R_{nom} = 0,01$

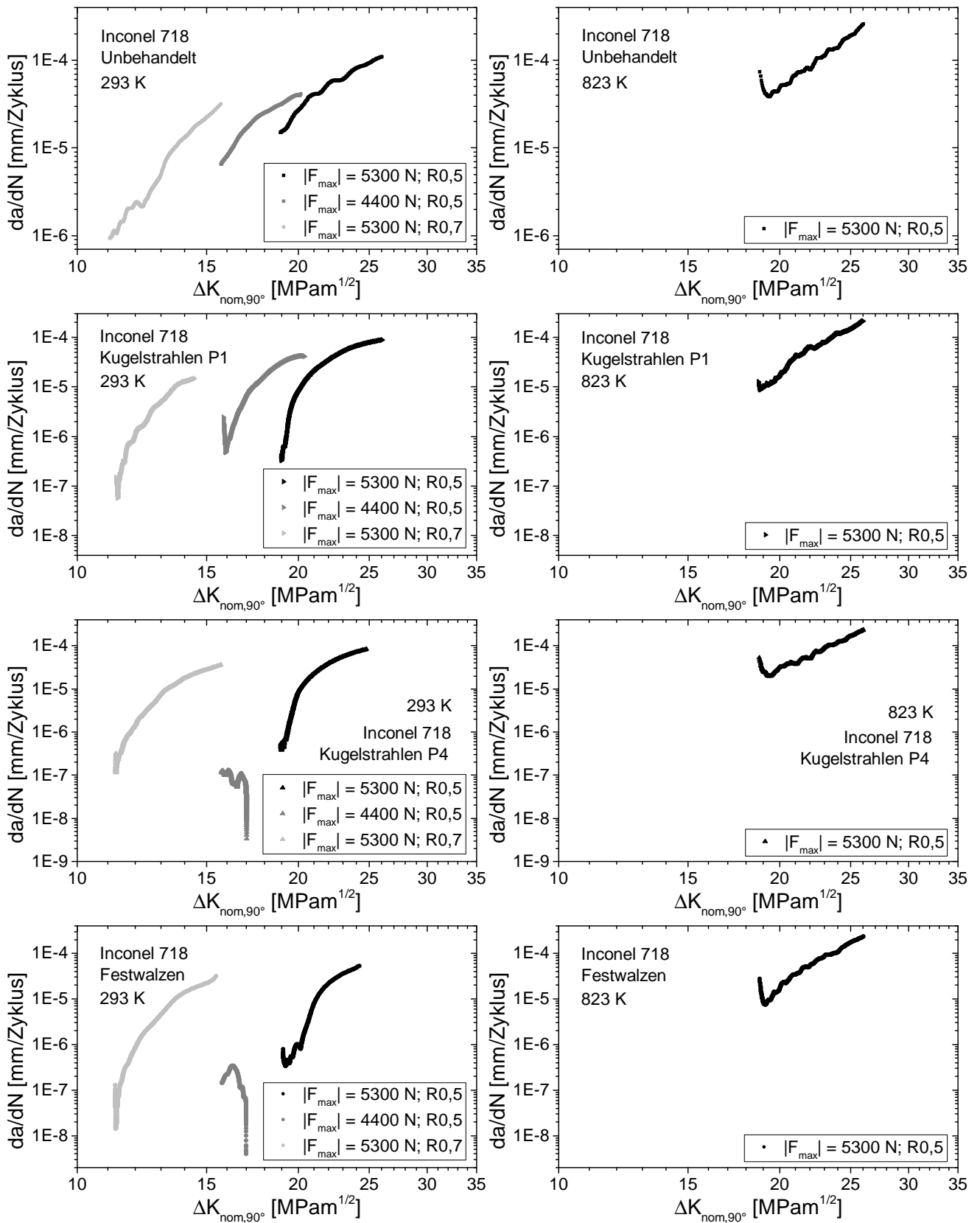


Abbildung 7.11: Rissausbreitung in nomineller Darstellung ($\Delta K_{nom}(90^\circ)$ bzw. $\Delta K_{nom,90^\circ}$) im unbehandelten Referenzzustand sowie nach randnaher Verfestigung durch Kugelstrahlen P1, Kugelstrahlen P4 und Festwalzen; $R_{nom} = 0,5$ bzw. $0,7$

7.2.3 Semi-empirischer Effektivgrößenansatz

7.2.3.1 Getroffene Annahmen und Vereinfachungen

Im Folgenden soll der in Abschnitt 7.2.1.3 skizzierte semi-empirische Effektivgrößenansatz angewandt werden. Aufgrund der zur Verfügung stehenden Daten (siehe Abschnitt 7.2.1.1) muss hierfür eine Reihe von Vereinfachungen und Einschränkungen getroffen werden.

Aus den einstufigen Lastabsenkungsversuchen (siehe Abschnitte 6.2.2 und 7.2.2) geht ein starker Einbruch der Rissausbreitungsraten hervor, der auf rissspitzennahe Kontakt- und Gebietslastabschirmung zurückgeführt werden konnte. Hierzu wurden jedoch aus Verfügbarkeitsgründen keine weiteren Untersuchungen durchgeführt. Dies legt die Beschränkung auf den Lasthorizont K1 / L1 ($|F_{\max}| = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01 / 0,5 / 0,7$) nahe, da hierbei die Größe der monotonen plastischen Zone unmittelbar vor und nach der Lastabsenkung gleich ist und nur vom Randschichtzustand beeinflusst wird.

Die starke Streuung von Rissausbreitungsraten und -aspektverhältnissen zeigt außerdem, dass die Erfüllung eines Schwellenwertkriteriums nicht zufriedenstellend vorhergesagt werden kann. Hierzu trägt die teils stark lokalisierte Verformung (siehe Diskussion in Abschnitt 5.3.1.1) bei. Ferner ist die Vorhersage von Effektivschwellenwerten im Bereich geringer Kaltverfestigungen nicht sicher möglich. Dieser Sachverhalt ist in Abbildung 7.12 dargestellt. Im oberen Bildteil sind dabei nochmals die ermittelten Mikrohärteverläufe (siehe Abbildung 5.31) gezeigt. Die aus Abbildung 6.31 hervorgehende, näherungsweise exponentielle Abhängigkeit zwischen $\Delta K_{\text{th,eff}}$ und der Mikrohärte liefert dabei durch Interpolation das im unteren Bildteil dargestellte Diagramm. Hierbei ist jeweils der Verlauf von $\Delta K_{\text{th,eff}}$ für den Mittelwert sowie für eine durch die einfache Standardabweichung gekennzeichnete Ober- und Untergrenze der gemessenen Mikrohärte dargestellt. Eine deutliche Unsicherheit geht dabei insbesondere im betrachteten Risstiefenbereich hervor, weshalb die Kaltverfestigungswirkung im Rahmen dieser Arbeit nicht berücksichtigt wird.

Infolge varianter Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ sind ferner genaue Zuordnungen $\Delta K_{\text{eff}}(\phi)$ bzw. $R_{\text{eff}}(\phi)$ nicht möglich. Daher muss zur Modellbildung äquivalent zu [121] vereinfachend auf $\Delta K_{\text{eff}}(90^\circ)$ bzw. $R_{\text{eff}}(90^\circ)$ zurückgegriffen werden. Voraussetzung für ortsaufgelöste Zuordnungen wäre zudem die Kenntnis von $K_{\text{op}}(a, \phi)$. Da die Angabe lokaler F_{op} aus den Rissöffnungsmessungen (siehe Abschnitt 6.2.3) nicht möglich ist, muss stark vereinfacht stets der global ermittelte Wert von F_{op} verwendet werden. Wie in Abschnitt 7.2.1.2 beschrieben, wird hierfür die vollständige Rissöffnung ($K_{\text{op}} \equiv K_{\text{op,f}}$) verwendet. Zudem wird nur die Rissausbreitung in Tiefenrichtung $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ beschrieben.

Um aussagekräftige Verläufe der bei 823 K ermittelten Rissöffnungslasten F_{op} in Abhängigkeit der Risstiefe a zu erhalten, wurden die gemessenen, unsicherheitsbehafteten Werte der Rissöffnungslasten (siehe Abbildung 6.17) mit einer analytischen Funktion angepasst. Dabei wurde eine biparabolische, stetig differenzierbare Funktion gemäß

$$F_{\text{op}}(a) = \begin{cases} c \cdot \left((a - a_0)^2 + (a_1 - a_0) \cdot (a_1 - a_2) - (a_1 - a_0)^2 \right) + g & \text{wenn } a \leq a_1 \\ c \cdot \frac{a_1 - a_0}{a_1 - a_2} \cdot (a - a_2)^2 + g & \text{wenn } a \geq a_1 \end{cases} \quad (7.16)$$

verwendet, deren Scheitelpunkte bei $a_0 = 0,35 \text{ mm}$ und $a_2 = 1,60 \text{ mm}$ fixiert wurden. Dies ist in Abbildung 7.13 dargestellt. Im Rahmen der bei 293 K durchgeführten Versuche

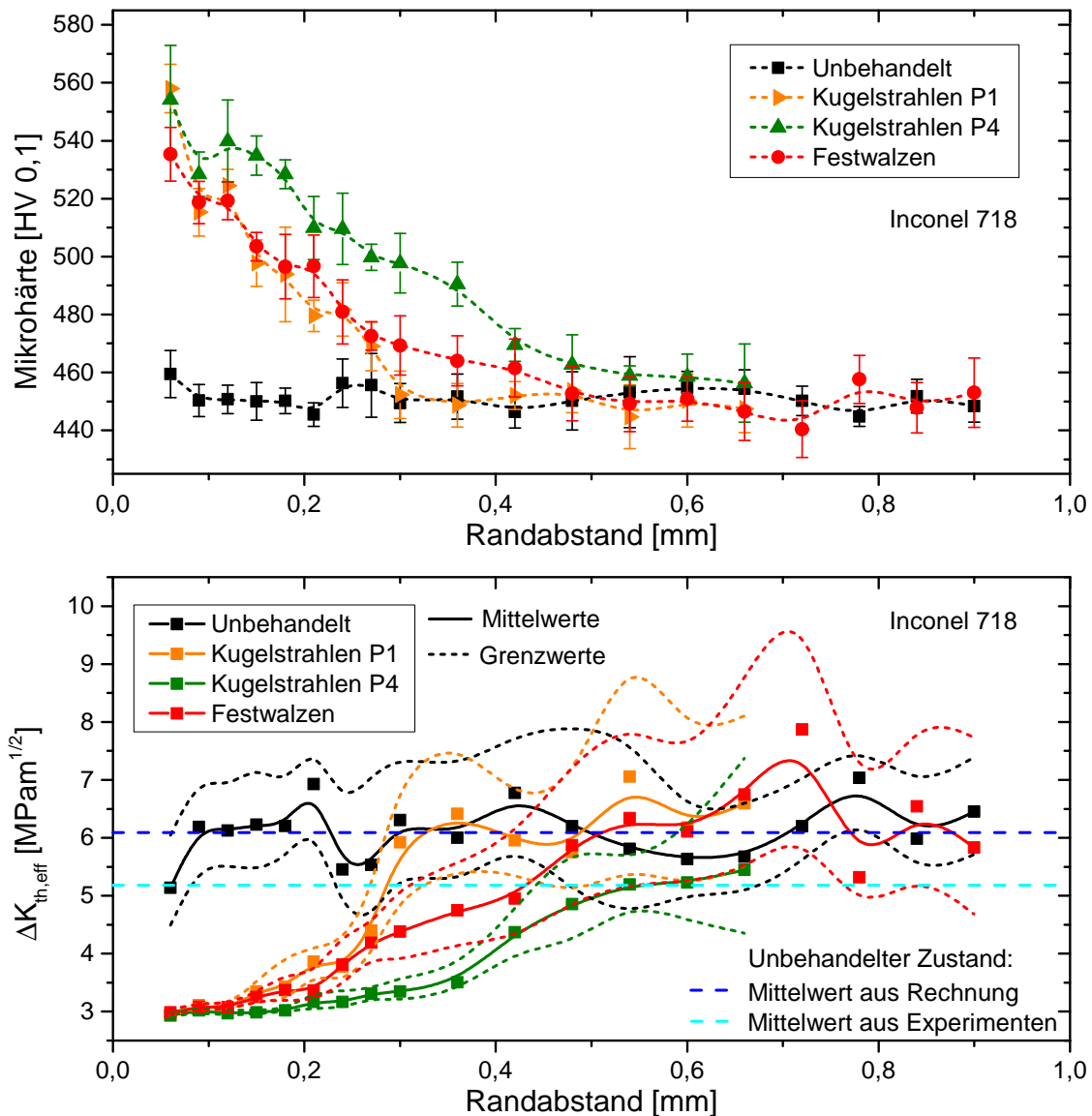


Abbildung 7.12: Zusammenhänge $\Delta K_{th,eff}(a)$ (unten) aus Mikrohärteverläufen (oben) mit aus Standardabweichungen resultierenden Streubändern

konnten keine Rissöffnungslasten ermittelt werden. In diesem Fall muss von der in Abschnitt 7.2.1.2 dargestellten Fallunterscheidung abgesehen werden, weshalb die „klassische“ Fallunterscheidung $\Delta K_{eff} = K_{max,rs} - \max\{K_{min,rs}, 0\}$ zum Tragen kommt.

7.2.3.2 Modellbildung

Abbildung 7.14 zeigt die jeweils bei Rissausbreitung in den randnah verfestigten Zuständen effektiv vorliegenden Beanspruchungen $\Delta K_{eff,90^\circ} \equiv \Delta K_{eff}(90^\circ)$ bzw. $R_{eff,90^\circ} \equiv R_{eff}(90^\circ)$ in Abhängigkeit der Risttiefe a . Für die bei 823 K ermittelten Effektivbeanspruchungen wurde die in Abschnitt 7.2.1.2 dargestellte Fallunterscheidung zugrunde gelegt. Für die bei 293 K ermittelten Effektivbeanspruchungen wurde die vereinfachte Fallunterscheidung $\Delta K_{eff} = K_{max,rs} - \max\{K_{min,rs}, 0\}$ verwendet.

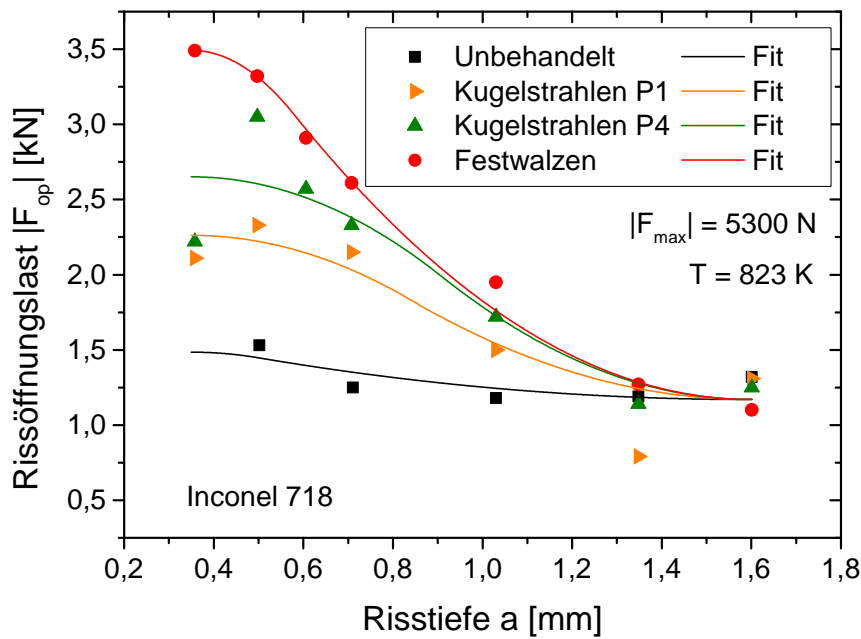


Abbildung 7.13: Rissöffnungslasten für Lasthorizont K1 ($F_{\max} = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) in Abhängigkeit der Risslänge mit Anpassungsfunktion, $T = 823 \text{ K}$

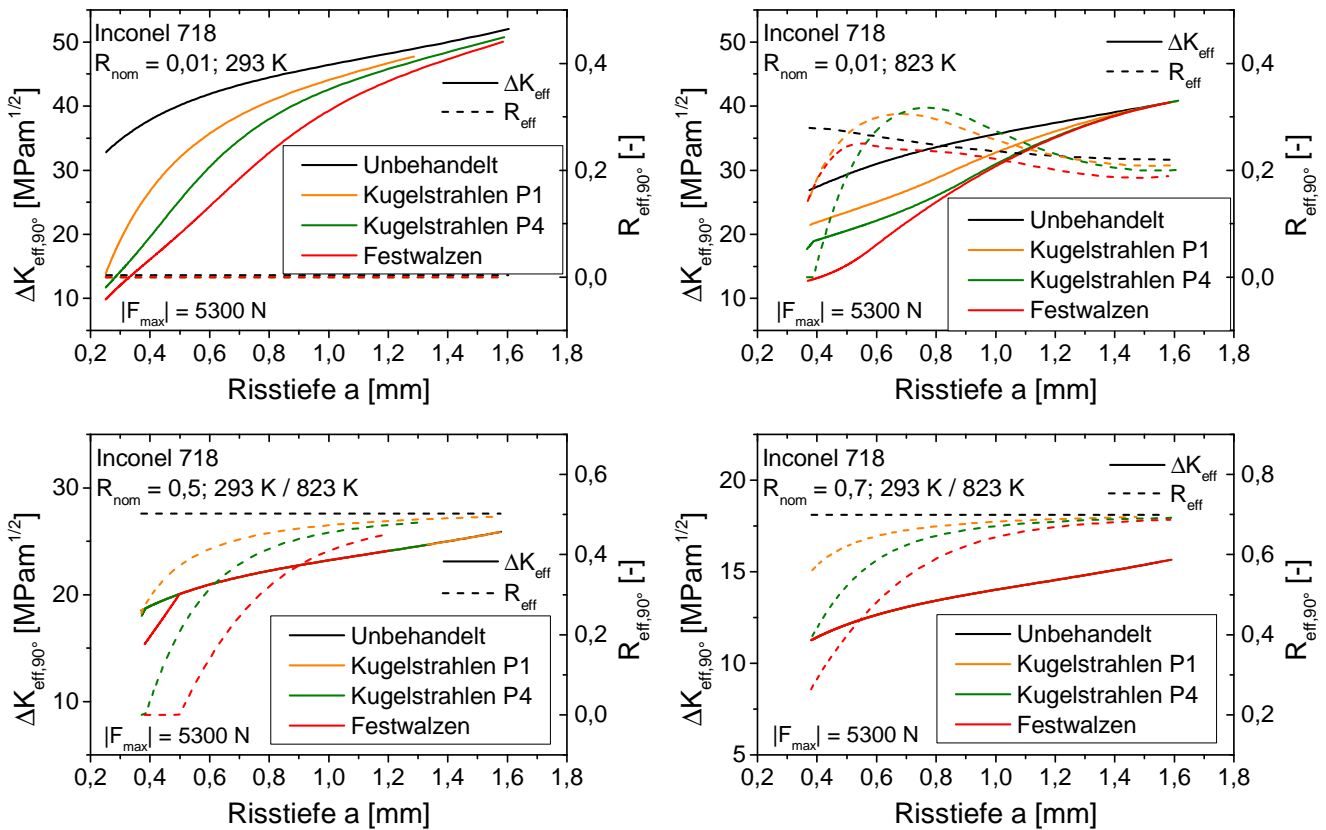


Abbildung 7.14: Effektive Beanspruchungen $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ bzw. $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ für $T = 293 \text{ K}$ und $T = 823 \text{ K}$ im unbehandelten Referenzzustand sowie nach randnaher Verfestigung durch Kugelstrahlen P1, Kugelstrahlen P4 und Festwalzen für Lasthorizont K1 / L1 ($|F_{\max}| = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01 / 0,5 / 0,7$)

Nach dem Grundgedanken der Modellformulierung sollten ungeachtet der äußerlichen Beanspruchung für äquivalente Kombinationen aus $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ gleiche Werte von $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ vorliegen. In Abbildungen 7.15 und 7.16 sind die Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ (logarithmisch) in Abhängigkeit der ermittelten Effektivgrößen $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ (logarithmisch) und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ (linear) gezeigt. Diese Darstellung wurde aufgrund der Analogie zum Modell von Paris & Erdogan [33] gewählt, wobei die lineare Skalierung von $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ keiner erwarteten Abhängigkeit entspricht. Mit Hilfe eines geeigneten semiempirischen Fits ließe sich so für jede Kombination von $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ ein bestimmter Wert von $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ vorhersagen. Bei der in Abbildung 7.15 gezeigten Darstellung für 823 K lässt sich näherungsweise ein linearer Zusammenhang zwischen den aufgetragenen Datenpunkten von $\log \frac{da}{dN}(90^\circ)$, $\log \Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ gemäß

$$\frac{da}{dN}(90^\circ) = C \cdot (\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ))^{m_1} \cdot 10^{m_2 \cdot R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)} \quad (7.17)$$

vermuten, was als Ebene (gelb) angedeutet ist. Um ein wirklich tragfähiges Modell aufstellen zu können, liegen jedoch deutlich zu wenige Kombinationen $\{\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ), R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)\}$ vor. Auch bei der in Abbildung 7.16 gezeigten Darstellung für 293 K ist ein solcher Zusam-

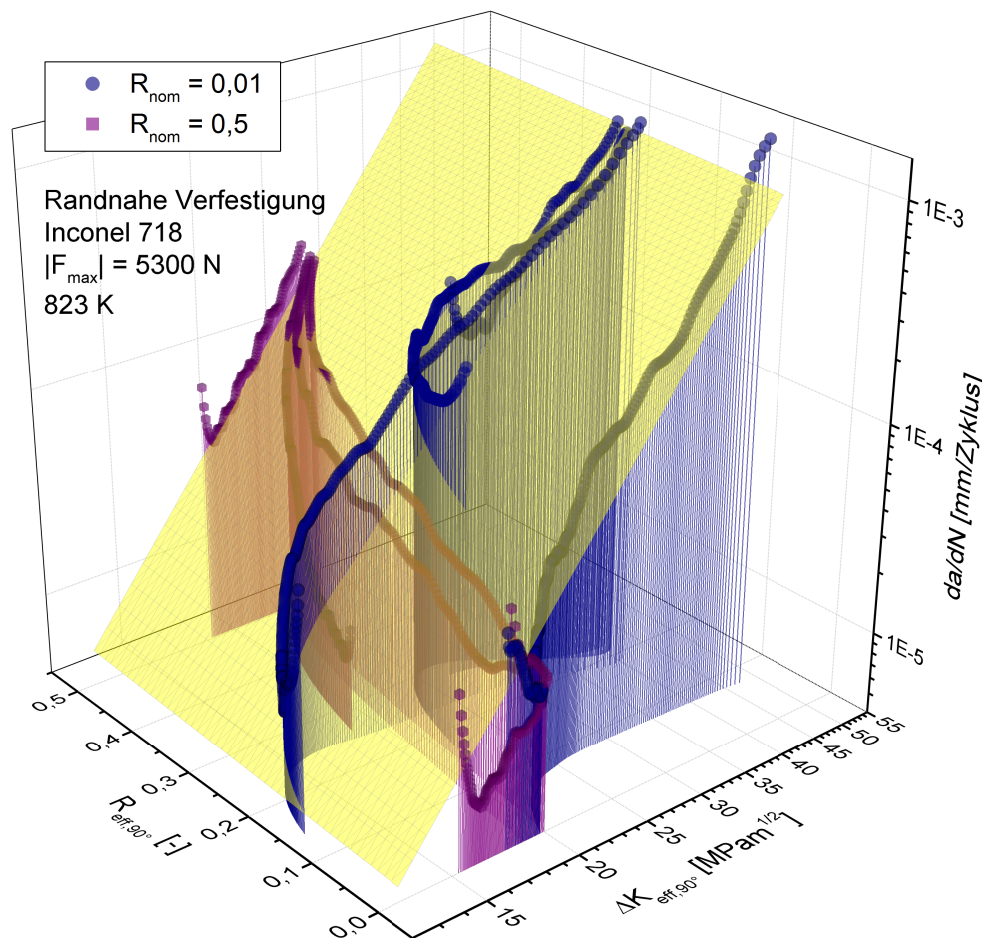


Abbildung 7.15: Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ abhängig von Effektivgrößen $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$; 823 K

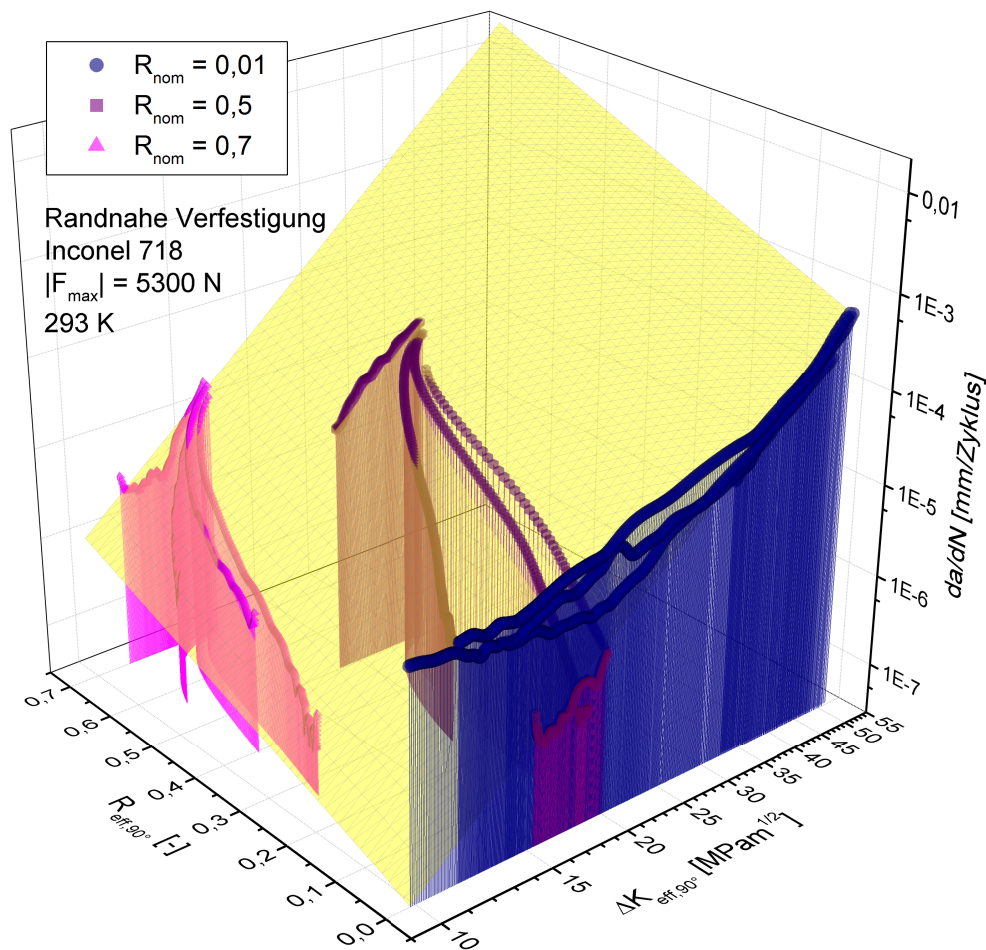


Abbildung 7.16: Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ abhängig von Effektivgrößen $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$; 293 K

menhang angedeutet, wobei es bei der anhand von $R_{\text{nom}} = 0,01$ gewonnenen Kurvenschar zu erheblichen Abweichungen von der Ebenengleichung kommt.

7.2.3.3 Lebensdauervorhersage

Trotz aller Unsicherheiten soll noch dargestellt werden, welche Lebensdauern mit dem angedeuteten Zusammenhang aus Gleichung 7.17 wiedergegeben würden. Dazu wurde abhängig von a jeweils $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ für die durch $\Delta K_{\text{eff}}(90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(90^\circ)$ gekennzeichnete Effektivbelastung berechnet. Die Lebensdauern wurden anschließend durch Integration erhalten und sind in Abbildungen 7.17 (823 K) und 7.18 (293 K) dargestellt. Aus Abbildung 7.17 (823 K) geht zwar eine teilweise nicht-konservative Vorhersage der Lebensdauern hervor, jedoch sind die Übereinstimmungen zwischen Modell und Experiment im Wesentlichen zufriedenstellend. Auch aus Abbildung 7.18 (293 K) lässt sich trotz der stark vereinfachten Modellformulierung bei den äußerlichen Lastverhältnissen $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ eine gute Wiedergabe der Lebensdauern mit leicht konservativer Tendenz erkennen. Für das nominelle Lastverhältnis $R_{\text{nom}} = 0,01$ kommt es hingegen zu erheblichen Abweichungen, verbunden mit stark nicht-konservativen Lebensdauervorhersagen.

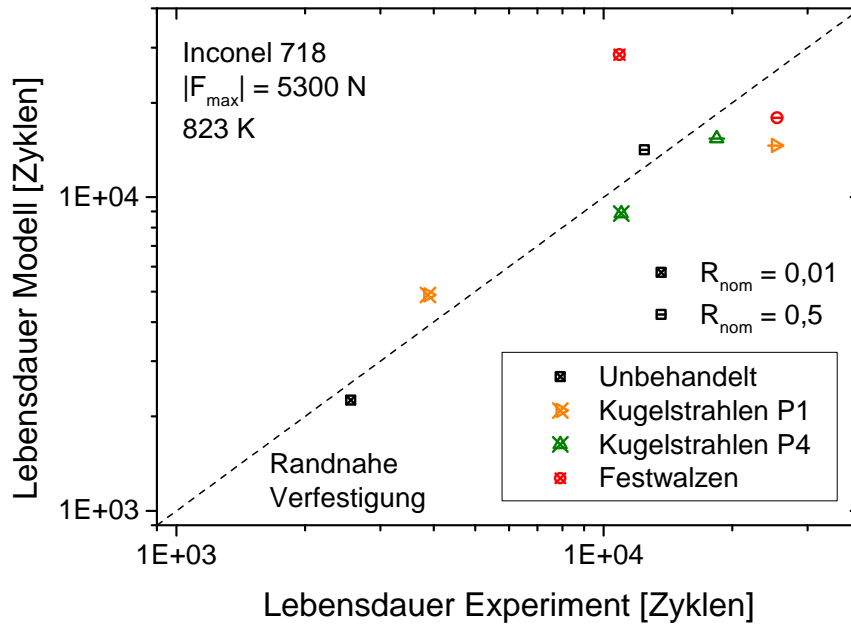


Abbildung 7.17: Experimentell ermittelte und mittels semi-empirischem Effektivgrößenansatz erhaltene Lebensdauern, 823 K

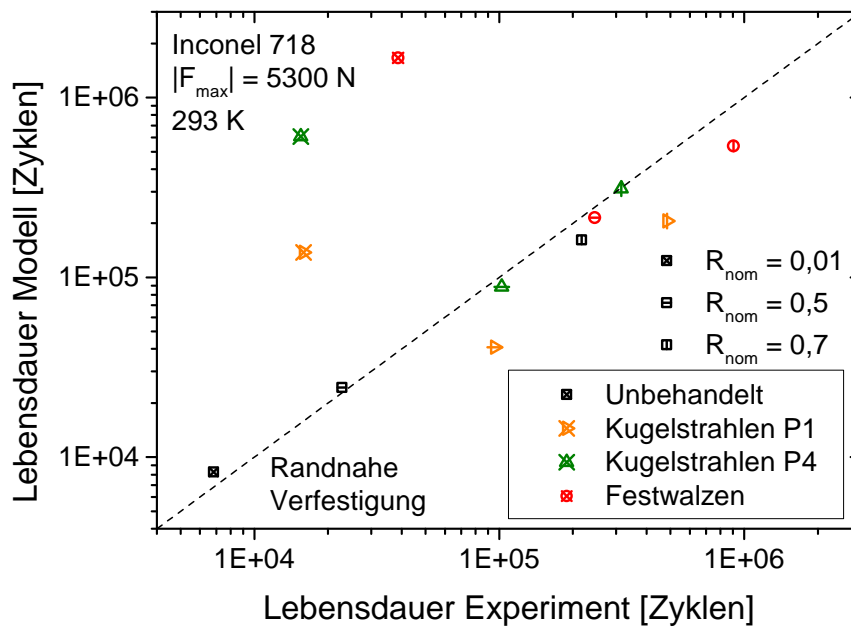


Abbildung 7.18: Experimentell ermittelte und mittels semi-empirischem Effektivgrößenansatz erhaltene Lebensdauern, 293 K

7.2.4 Modifiziertes „unigrow model“

In Abbildungen 7.19 (823 K) und 7.20 (293 K) sind die Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ über der Ersatztriebkraft $\overline{\Delta K_{\text{eff},90^\circ}}$ aufgetragen. Für diese wurde gemäß der Fassung von [38] ein Wert $\alpha = 0,5$ eingesetzt. Somit ergibt sich entsprechend

$$\overline{\Delta K_{\text{eff},90^\circ}} = \Delta K_{\text{eff},90^\circ} \cdot (1 - R_{\text{eff},90^\circ})^{-0,5}. \tag{7.18}$$

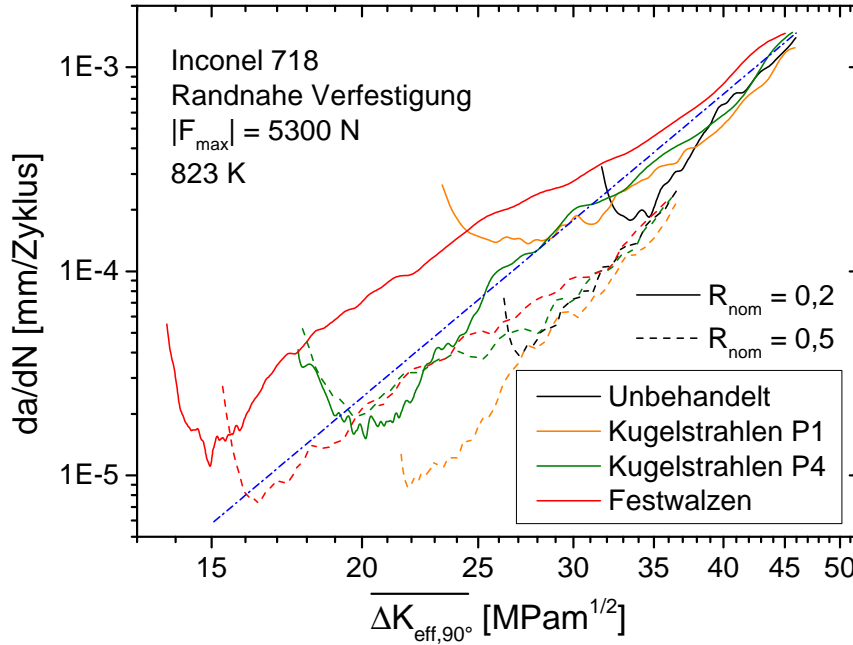


Abbildung 7.19: „Unigrow model“ auf Basis effektiver Kenngrößen, 823 K

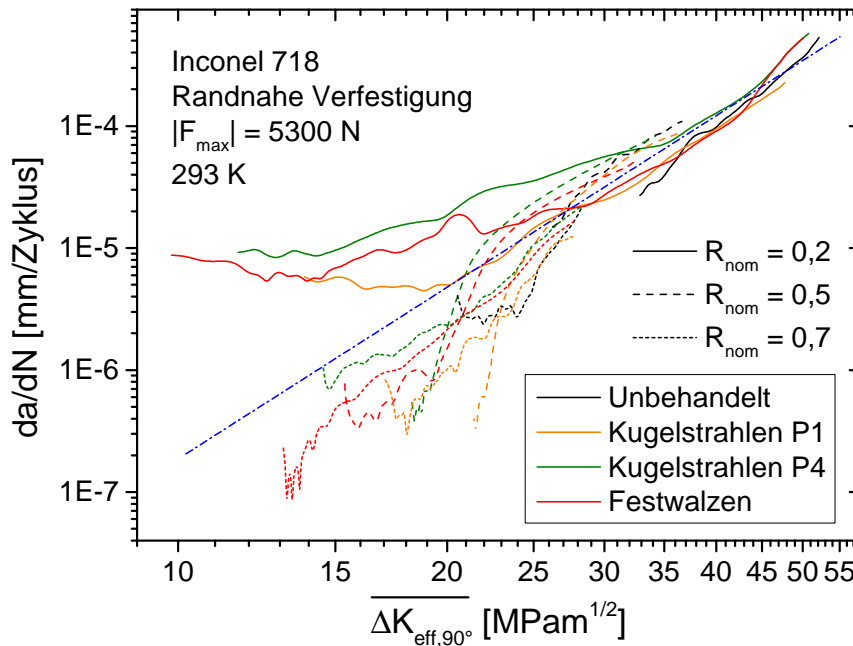


Abbildung 7.20: „Unigrow model“ auf Basis effektiver Kenngrößen, 293 K

Im Bereich $\overline{\Delta K_{eff,90^\circ}} > 35 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ lassen sich die erhaltenen $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ bei beiden Versuchstemperaturen annähernd durch eine Masterkurve darstellen, was in Form eines Zusammenhangs äquivalent zum Modell von Paris & Erdogan [33] (blau) angedeutet ist. Dies ist überraschend, da der Ansatz nur wegen der sinngemäßen Übertragbarkeit von nominellen auf effektive Beanspruchungen, nicht jedoch aufgrund einer physikalischen Basis erwogen wurde. Im Bereich $\overline{\Delta K_{eff,90^\circ}} < 35 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ liegen hingegen mit abnehmendem $\overline{\Delta K_{eff,90^\circ}}$ zunehmende Differenzen zwischen den einzelnen Kurven vor, sodass die getroffene Definition von $\overline{\Delta K_{eff,90^\circ}}$ zumindest im vorliegenden Fall noch unvollständig erscheint.

7.3 Modell zur Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung

7.3.1 Identifikation geeigneter Modellansätze

Für die Modellierung der Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung kann auf eine Vielzahl von in der Literatur zur Verfügung stehenden Ansätzen zurückgegriffen werden (siehe z.B. [6, 34, 40]). Im Folgenden wird ein Ansatz auf Basis nomineller Kenngrößen (ΔK_{nom} , R_{nom}) mit phänomenologischer Anpassung und ein Ansatz auf Basis der effektiven Kenngröße ΔK_{eff} skizziert.

7.3.1.1 Ansatz auf Basis nomineller Beanspruchung

Beim Ansatz auf Basis nomineller Beanspruchung wird von der nominellen Schwingweite der Spannungsintensität ΔK_{nom} als wirksame Triebkraft der Rissausbreitung ausgegangen. Der Einfluss von Lastabschirmungseffekten wird dabei nicht beachtet. Die Idee hierbei ist, die nach durchgreifender Verfestigung von Inconel 718 erhaltenen Zustände als eigene Werkstoffe zu begreifen, und die für die Rissausbreitung nach dem Verständnis von Paris & Erdogan [33] zugrunde gelegten Parameter C und m in Abhängigkeit des Werkstoffzustands zu beschreiben. Der grundsätzliche Ansatz lautet hierbei

$$\frac{da}{dN} = C(HV) \cdot \Delta K_{\text{nom}}^{m(HV)}, \quad (7.19)$$

wenn die Modellbildung auf Basis der Mikrohärtte, wie in Abschnitt 5.3.3 vorgeschlagen, erfolgt. Mit einer geeigneten Zielfunktion wird es entsprechend auch möglich, $\frac{da}{dN}$ bei verschiedenen Lastverhältnissen R_{nom} gemäß

$$\frac{da}{dN} = C(HV, R_{\text{nom}}) \cdot \Delta K_{\text{nom}}^{m(HV)} \quad (7.20)$$

vorherzusagen. Der Ansatz entspricht dem Gedanken, dass es sich bei m um einen Materialparameter handelt, der mit R_{nom} nicht verändert wird [6]. Nur die Abhängigkeit $C(HV, R_{\text{nom}})$ wird durch eine geeignete Zielfunktion abgebildet. Gemäß Abschnitt 6.3.1 wurden insbesondere bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ Nichtlinearitäten im Zusammenhang zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K_{\text{nom}}$ gefunden, die in Abschnitt 6.4.3.2 ausführlich diskutiert wurden. Die Anwendung des Ansatzes auf nomineller Beanspruchung wird vereinfachend auf Risslängen vor Auftreten der Nichtlinearitäten (siehe Abbildung 6.27) beschränkt.

7.3.1.2 Rissschließansatz

Bei der Modellierung der Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung mit dem Rissschließansatz wird von dem Grundgedanken ausgegangen, dass $\frac{da}{dN}$ mit den Effektivkennwerten ΔK_{eff} bzw. ΔK_{eff}^* korreliert werden kann. Dabei wird der Zusammenhang

zwischen ΔK_{eff} bzw. dem Rissöffnungsverhältnis $U = \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{\Delta K_{\text{nom}}}$ und den Kenngrößen Mikrohärtigkeit (HV 0,1), ΔK_{nom} und R_{nom} gesucht, um zwischen den für diskrete Zustände und Belastungsbedingungen ermittelten U interpolieren zu können. Im Anschluss ist zu prüfen, ob sich die Rissausbreitung tatsächlich mit den so ermittelten Parametern eindeutig, etwa durch die Zusammenhänge nach Elber & Newman (siehe [6]),

$$\frac{da}{dN} = C_e \cdot (\Delta K_{\text{eff}}(HV, \Delta K_{\text{nom}}, R_{\text{nom}}))^{m_e(HV)} \quad (7.21)$$

bzw.

$$\frac{da}{dN} = C_n \cdot (\Delta K_{\text{eff}}^*(HV, \Delta K_{\text{nom}}, \Delta K_{\text{th,eff}}, R_{\text{nom}}))^{m_n(HV)}, \quad (7.22)$$

beschreiben lässt. Problematisch bei der Anwendung dieses Ansatzes ist die Tatsache, dass aufgrund der begrenzten Verfügbarkeit von Versuchsproben (siehe Abschnitt 6.4.3.3) nicht für alle Lastverhältnisse R_{nom} , Risslängen a und Zustände φ_c gleichermaßen Rissöffnungslasten F_{op} bestimmt werden konnten.

7.3.2 Ansatz auf Basis nomineller Beanspruchung

7.3.2.1 Identifikation von Zielfunktionen

Um die Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung auf nomineller, phänomenologischer Basis gemäß

$$\frac{da}{dN} = C(HV, R_{\text{nom}}) \cdot \Delta K_{\text{nom}}^{m(HV)} \quad (7.23)$$

modellieren zu können, wurden zunächst auf Basis der Darstellungen in Abbildung 6.28 Zielfunktionen zur Beschreibung der Abhängigkeiten $m(HV)$, $C(HV)$, $m(R_{\text{nom}})$ und $C(R_{\text{nom}})$ gesucht. Für m ergibt sich ein nichtlinearer Zusammenhang mit der Mikrohärtigkeit HV 0,1, wobei gemäß der Erwartung (siehe Abschnitt 7.3.1.1) keine signifikante Abhängigkeit $m(R_{\text{nom}})$ besteht. Für C besteht zwar eine eindeutige Abhängigkeit von HV 0,1, jedoch ist kein eindeutiger Zusammenhang $C(R_{\text{nom}})$ erkennbar. In der Regel ist jedoch ein solcher Zusammenhang gegeben [6, 34], weshalb dieser berücksichtigt wurde.

Die Ergebnisse der Identifikation von Zielfunktionen sind in Abbildung 7.21 dargestellt. Zunächst wurden die Rissausbreitungsexponenten m für die Zusammenhänge $\log \frac{da}{dN} / \log \Delta K_{\text{nom}}$ für jeden, einem diskreten Wert von HV 0,1 entsprechenden Zustand getrennt, aber jeweils für alle R_{nom} gemeinsam anhand der Rissausbreitungsdiagramme (siehe Abbildungen 6.24 bis 6.26) ermittelt. Dabei wurden die in Abbildung 7.21 (links) dargestellten diskreten Werte von m erhalten. Zur Modellierung der nichtlinearen Abhängigkeit $m(HV)$ kann mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 \approx 1$ eine Potenzfunktion vom Typ

$$m = m_1 + m_2 \cdot (HV - m_3)^{m_4} \quad (7.24)$$

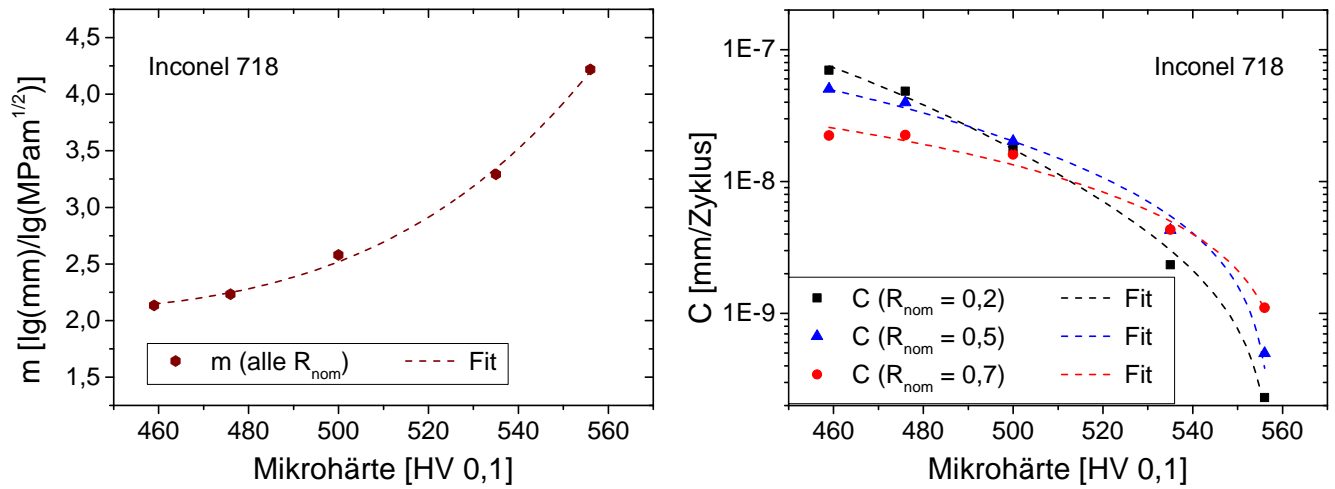


Abbildung 7.21: Rissausbreitungsexponent m und Rissausbreitungskoeffizient C abhängig von der Mikrohärtigkeit $HV_{0,1}$ mit Anpassung durch Zielfunktionen

verwendet werden, deren Graph in Abbildung 7.21 (links) ebenfalls gezeigt ist. Aus den so ermittelten Anpassungen im Zusammenhang $\frac{da}{dN}(\Delta K_{\text{nom}})$ wurden die in Abbildung 7.21 (rechts) dargestellten, diskreten Rissausbreitungskoeffizienten C erhalten. Die Abhängigkeit $C(HV)$ wird dabei sehr gut (Bestimmtheitsmaß: $R^2 = 0,99$) durch eine Boltzmannfunktion beschrieben. Um den Abhängigkeiten $C(HV)$ für verschiedene R_{nom} Rechnung zu tragen, wurde die Funktion gemäß

$$C = C_{11} - C_{12}R_{\text{nom}} + \frac{C_{21} - C_{22}R_{\text{nom}} - (C_{11} - C_{12}R_{\text{nom}})}{1 + \exp\left(\frac{HV - C_3}{C_4 + C_5 R_{\text{nom}} + C_6 R_{\text{nom}}^2}\right)} \quad (7.25)$$

modifiziert. Das Ergebnis der Anpassung $C(HV, R_{\text{nom}})$ ist in Abbildung 7.21 (rechts) dargestellt. Bei den Größen $m_1, m_2, m_3, m_4, C_{11}, C_{12}, C_{21}, C_{22}, C_3, C_4, C_5$ und C_6 handelt es sich um die verwendeten Anpassungsparameter.

7.3.2.2 Lebensdauer vorhersage

Um Rissausbreitungsraten und folglich Lebensdauern bestimmen zu können, wurden im Anschluss an die Definition der Zielfunktionen für $m(HV)$ und $C(HV, R_{\text{nom}})$ alle Zusammenhänge $\frac{da}{dN}(\Delta K_{\text{nom}})$ gemeinsam mit der so erhaltenen analytischen Funktion

$$\frac{da}{dN} = \left(C_{11} - C_{12}R_{\text{nom}} + \frac{C_{21} - C_{22}R_{\text{nom}} - (C_{11} - C_{12}R_{\text{nom}})}{1 + \exp\left(\frac{HV - C_3}{C_4 + C_5 R_{\text{nom}} + C_6 R_{\text{nom}}^2}\right)} \right) \cdot \Delta K_{\text{nom}}^{m_1 + m_2} \cdot (HV - m_3)^{m_4} \quad (7.26)$$

angepasst. Die auf diese Weise erhaltenen Parameter sind in Tabelle 7.1 dargestellt. In Abbildung 7.22 findet sich der Vergleich der auf diese Weise vorhergesagten mit den experimentell ermittelten Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(\Delta K_{\text{nom}})$. Dabei zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen Modell und Experiment.

Die mit dem beschriebenen Modell vorhergesagten Lebensdauerzyklen während der Rissausbreitung wurden jeweils durch Integration der lastverhältnis- und mikrohärteabhängigen Rissausbreitungsdifferentialgleichung zwischen der Ausgangsrisslänge a_0 und der Endrisslänge a_1 entsprechend der Formel

$$N_c = \int_{a_0}^{a_1} \frac{1}{C \cdot \Delta K_{\text{nom}}^m} da \tag{7.27}$$

berechnet, wofür MAPLE 17 verwendet wurde. In Abbildung 7.23 sind die vorhergesagten den experimentell ermittelten Lebensdauern gegenübergestellt, woraus die sehr gute Übereinstimmung zwischen Modell und Experiment ersichtlich ist.

Tabelle 7.1: Parameter zur nominell basierten Modellierung der Rissausbreitung

C_{11} [mm]	C_{12} [mm]	C_{21} [mm]	C_{22} [mm]	C_3 [HV]	C_4 [HV]	C_5 [HV]	C_6 [HV]
3,30e-9	1,25e-8	4,04e-7	4,75e-7	432,60	38,27	-107,82	225,65
$m_1 \left[\frac{\log(\text{mm})}{\log(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})} \right]$		$m_2 \left[\frac{\log(\text{mm})}{\text{HV} \log(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})} \right]$		m_3 [HV]	m_4 [-]		
1,55		$1,56 \cdot 10^{-10}$		193,07	3,93		

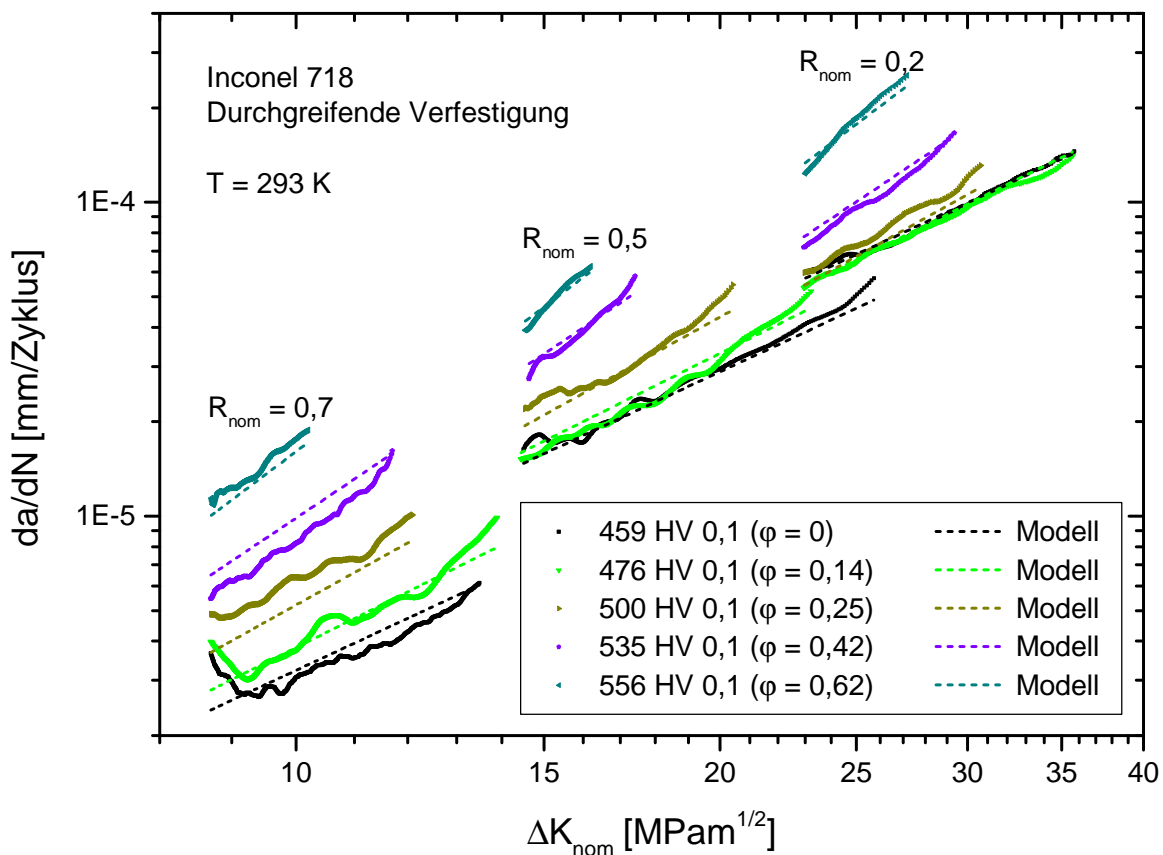


Abbildung 7.22: Experimentell ermittelte und auf phänomenologischer Basis modellierte Zusammenhänge $\frac{da}{dN}(\Delta K_{\text{nom}})$

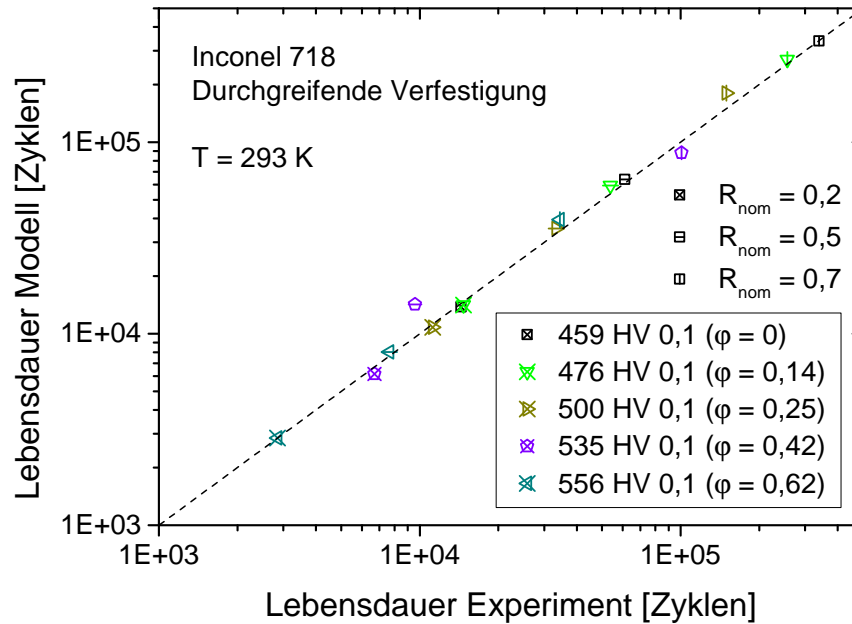


Abbildung 7.23: Experimentell ermittelte und modellierte Lebensdauern

7.3.3 Risschließansatz

Im Folgenden soll die Anwendbarkeit des Risschließansatzes bei der Vorhersage der Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung auf Basis der vorliegenden Messergebnisse geprüft werden. Die betragsmäßig geringen Eigenspannungen (siehe Abschnitt 5.2.3) sollen hierbei vernachlässigt werden. Aufgrund der in Abschnitt 6.3.1 beschriebenen und in Abschnitt 6.4.3.2 diskutierten Nichtlinearitäten im Zusammenhang $\log \frac{da}{dN} / \log \Delta K_{nom}$, jedoch fehlender Rissöffnungsmessungen für $R_{nom} = 0,5$ und $R_{nom} = 0,7$ wird im Folgenden Fokus auf die bei $R_{nom} = 0,2$ erhaltenen Ergebnisse gelegt.

Zur Darstellung $\frac{da}{dN}(\Delta K_{eff})$ ist die Kenntnis des Zusammenhangs der effektiven Schwingweite der Spannungsintensität bzw. des Rissöffnungsverhältnisses mit der nominellen Schwingweite der Spannungsintensität ($\Delta K_{eff}(\Delta K_{nom})$ bzw. $U(\Delta K_{nom})$) notwendig. Die in den Abbildungen 6.41 und 6.42 dargestellten Zusammenhänge $U(HV)$ bzw. $U(\Delta K_{nom})$ lassen in erster Näherung eine lineare Zunahme von U sowohl mit zunehmender Mikrohärtigkeit, als auch mit zunehmendem ΔK_{nom} vermuten. Daher wurde eine Anpassung auf Basis des linearen Ansatzes gemäß

$$U = U_0 + m_K \cdot (\Delta K_{nom} - \Delta K_{nom0}) + m_H \cdot (HV - HV_0) \quad (7.28)$$

vorgenommen. Dabei war das Bestimmtheitsmaß $R^2 = 0,97$. Die Größen U_0 , m_K , ΔK_{nom0} , m_H und HV_0 sind dabei Fitparameter. Das Ergebnis der Anpassung ist äquivalent zu den Abbildungen 6.41 und 6.42 in Abbildung 7.24 (links: Anpassung über Mikrohärtigkeit HV 0,1; rechts: Anpassung über ΔK_{nom}) dargestellt.

Zwar kann mit dieser Vorgehensweise jedem Wert von HV 0,1 bzw. ΔK_{nom} stets ein Wert von U zugewiesen werden, jedoch ist zu beachten, dass dies aufgrund der Datenlage mit großen Unsicherheiten verbunden ist. Trotzdem ist in Abbildung 7.25 der Versuch gezeigt, $\frac{da}{dN}$ für $R_{nom} = 0,2$ über ΔK_{eff} bzw. ΔK_{eff}^* aufzutragen. Die so erhaltenen Darstellungen

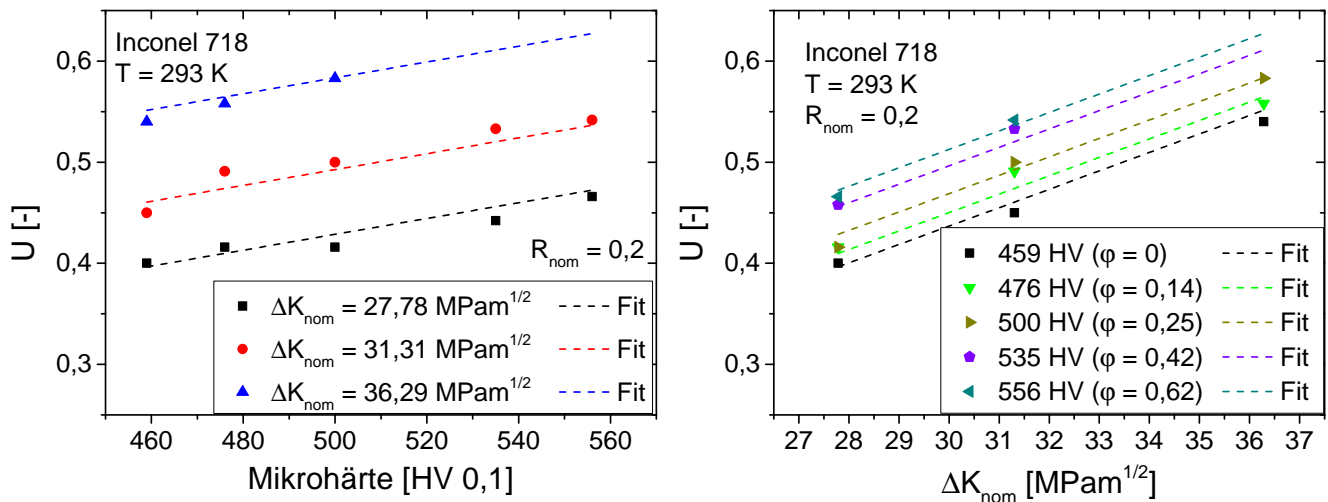


Abbildung 7.24: Lineare Anpassung des Rissöffnungsverhältnisses in Abhängigkeit der Mikrohärtigkeit HV 0,1 (links) und ΔK_{nom} (rechts)

sind in Abbildung 7.25 in doppeltlogarithmischer Form gezeigt.

Die Modellbildung zur Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung auf Basis von ΔK_{eff} bzw. ΔK_{eff}^* ist zwar erstrebenswert, jedoch aufgrund der mangelhaften Datenlage nicht sinnvoll möglich. Grund hierfür ist die eindeutige Nichtlinearität der Zusammenhänge in doppeltlogarithmischer Darstellung, die jedoch aufgrund der wenigen Versuchsdaten nicht sicher quantifiziert werden kann. Aus Abbildung 7.25 geht jedoch qualitativ eine gewisse Annäherung der zustandsspezifischen $\frac{da}{dN}$ hervor, wenn die Korrelation der Rissausbreitungsraten nicht mit ΔK_{nom} , sondern mit ΔK_{eff} bzw. ΔK_{eff}^* erfolgt.

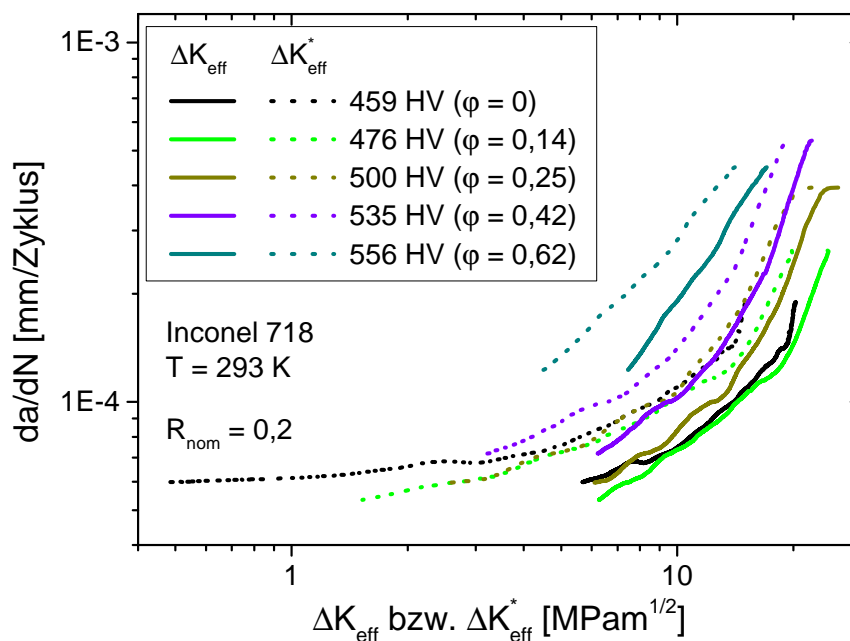


Abbildung 7.25: Auftragung von Rissausbreitungsraten nach durchgreifender Verfestigung über ΔK_{eff} bzw. ΔK_{eff}^* ; nach [209]

7.4 Diskussion

7.4.1 Numerisch ermittelte Spannungsintensitäten

7.4.1.1 Unsicherheiten bei der Berechnung

Die Spannungsintensitäten K_{nom} bzw. K_{rs} an halbelliptisch angenäherten Oberflächenanrissen wurden numerisch mit der FE-Methode bei fixierter Entwicklung des Rissaspektverhältnisses $\frac{a}{c}(a)$ berechnet. Mittels FE-Rechnungen ohne Einschränkung der Rissform wurden von [111] sehr gut mit Halbellipsen übereinstimmende Rissfronten gefunden. Auch die so bestimmten K_{nom} waren im Rahmen von Abweichungen $< 10\%$ übereinstimmend. Die Annahme halbelliptischer Risse ist damit grundsätzlich gerechtfertigt [6, 105, 111]. Aufgrund der Streuungen von $\frac{a}{c}$ in dieser Arbeit haben die berechneten Größen jedoch nur abschätzenden Charakter. Höchst unsichere Werte von K_{nom} bzw. K_{rs} wurden dabei am Rissrand berechnet. Einerseits wurde die Mikrokerbe bei der Berechnung vernachlässigt. Andererseits sind die Rechenergebnisse an der freien Oberfläche ohnehin schwer zu bewerten, da durch den dort vorliegenden Dehnungszustand die $\frac{1}{\sqrt{r}}$ -Singularität beeinflusst wird [6]. Diese wird zudem durch die erhöhten Oberflächenrauheiten nach Kugelstrahlen (siehe Abschnitt 5.1.1) gestört. Ferner wurde die Evolution $\frac{a}{c}(a)$ für 293 K und 823 K vereinheitlicht, obwohl eine Tendenz zu unterschiedlichen Verläufen (siehe Abbildung 6.13) bestand. Die Grundcharakteristika der Berechnungsergebnisse sind jedoch in Einklang mit der Literatur [106, 112]. So liegen nach [106] ab $\frac{a}{c} \geq 0,6$ unter äußerlicher Biegebelastung am Rissrand höhere Werte von K_{nom} vor als in Rissmitte. Dieses Aspektverhältnis wird nach dem in Abbildung 6.13 dargestellten Fit bei $a \approx 0,7$ mm erreicht. Den FE-Rechnungen zufolge ist dies ab $a \approx 0,9$ mm der Fall, wo $\frac{a}{c} \approx 0,68$ vorliegt.

Auffällig ist dabei, dass weder in Rissmitte, noch am Rissrand ein Zusammenhang $K_{\text{nom}} \sim \sqrt{a}$ erreicht wurde. Mittels Prüfrechnungen auf Basis einer Submodelltechnik wurden dabei übereinstimmende Ergebnisse erzielt. Es ist wahrscheinlich, dass sowohl die fixierte Entwicklung von $\frac{a}{c}(a)$, als auch die sehr geringe Stützwirkung der seitlichen Ligamente Einfluss auf die Berechnungsergebnisse nehmen und zu dem progressiven Anstieg von K_{nom} mit zunehmender Risstiefe ab $a \approx 1$ mm beitragen. Entsprechende Prüfrechnungen an abweichenden Geometrien und Risskonfigurationen wurden aber nicht durchgeführt.

Die Berechnung von Eigenspannungsintensitäten K_{rs} erfolgte nach Aufprägen zyklisch-thermisch relaxierter Quereigensspannungsprofile mit Hilfe einer Subroutine direkt in Abaqus/Standard. Der Eigenspannungszustand bei der Rissinitiierung ist nur eine Schätzung, jedoch nicht bekannt. Längseigenspannungen wurden experimentell nicht bestimmt und daher bei der Berechnung von K_{rs} nicht berücksichtigt. Außerdem sind die experimentell ermittelten Eigenspannungen unsicherheitsbehaftet, was durch den Fit aber kompensiert werden konnte. Dabei zeigen die Entwicklungen von $K_{\text{rs}}(a)$ in der Rissmitte ($\phi = 90^\circ$) und am Rissrand ($\phi = 0^\circ$) ein gänzlich unterschiedliches Verhalten. Während in der Rissmitte betragsmäßig abnehmende Werte von K_{rs} ermittelt wurden, nehmen die Werte am Rissrand betragsmäßig kontinuierlich zu. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Rissfront mit zunehmender Risstiefe a nur im ersten Fall das Druckeigenspannungsfeld verlässt. Problematisch bei der Berechnung von K_{rs} ist, dass keine Informationen zur Eigenspannungsumlagerung

während der Rissausbreitung vorliegen, die jedoch nach [67] für quantitative Berechnungen erforderlich sind. Wichtig wäre auch die Erfassung der Wechselwirkungen zwischen Eigenspannungs- und Aspektverhältnisentwicklung. Nach [168] ist die stetige, exakte Kenntnis von $\frac{a}{c}$ für die Berechnung von K_{nom} bzw. K_{rs} insbesondere im Kurzrisbereich wichtig. Demnach könne ein Großteil der Streuung bei den Rissausbreitungsraten auf ungenaue Berechnungen von K_{nom} bzw. K_{rs} zurückgeführt werden.

7.4.1.2 Numerisch - experimenteller Vergleich von Rissöffnungsmessungen

Zwar haben die numerisch bestimmten K_{rs} nur abschätzenden Charakter, jedoch können mit Hilfe der durchgeführten Simulationen numerisch und experimentell ermittelte Rissöffnungslasten nach randnaher Verfestigung (siehe Abschnitt 6.2.3) miteinander verglichen werden. Aus den Simulationsergebnissen lassen sich diejenigen Lasten ermitteln, bei denen es zur vollständigen bzw. örtlichen Rissöffnung kommt. Hierfür wurden die zu den Gesamtspannungsintensitäten $K_{\text{tot}} \equiv K_{\text{nom}} + K_{\text{rs}} = 0$ führenden Lasten an den Stellen $\phi = 90^\circ$ (Rissmitte) und $\phi = 0^\circ$ (Rissrand) numerisch bestimmt. Potentielle Uferkontakte entlang der Rissfront oder auf den Rissflanken wurden dabei vernachlässigt.

Abbildung 7.26 zeigt die experimentell und numerisch ermittelten Rissöffnungslasten $|F_{\text{op}}|$ für $\phi = 90^\circ$ für die randnah verfestigten Zustände im Vergleich. Der äquivalente Vergleich für $\phi = 0^\circ$ ist in Abbildung 7.27 dargestellt. Zwar handelt es sich bei den experimentellen Ergebnissen um integral an der gesamten Risskonfiguration ermittelte Werte von $|F_{\text{op}}|$ und bei den numerischen Ergebnissen um Schätzwerte, jedoch lassen sich interessante Schlüsse vermuten. Aus Abbildung 7.26 lässt sich eine qualitativ gute Übereinstimmung der experimentell am gesamten Riss und numerisch bei $\phi = 90^\circ$ erhaltenen Rissöffnungslasten

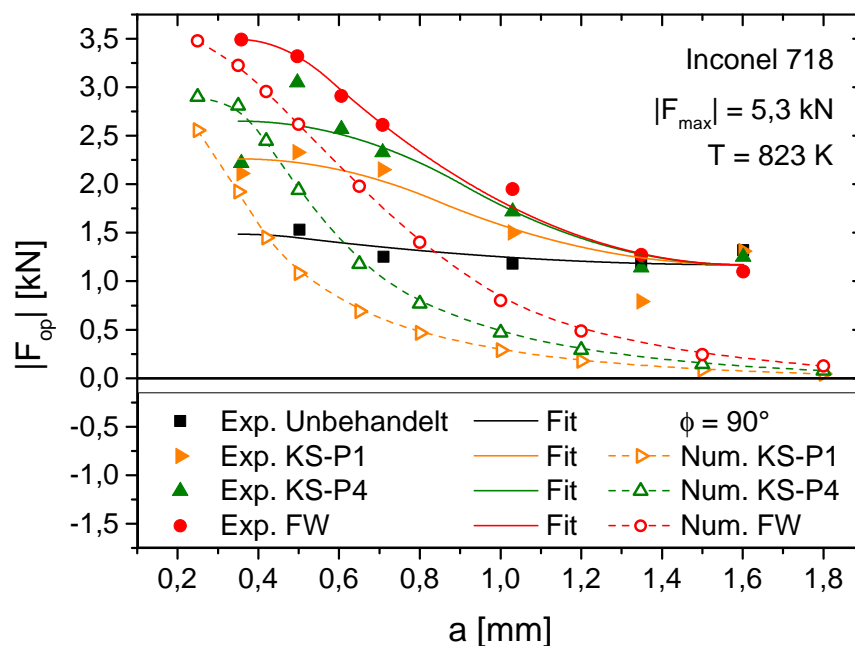


Abbildung 7.26: Experimentell am gesamten Riss und numerisch in Rissmitte ($\phi = 90^\circ$) ermittelte Rissöffnungslasten

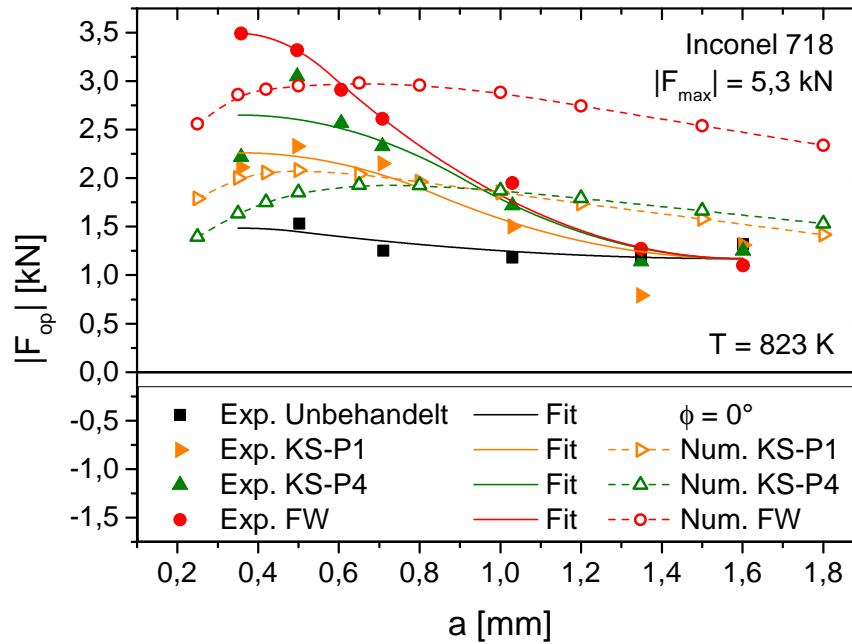


Abbildung 7.27: Experimentell am gesamten Riss und numerisch am Rissrand ($\phi = 0^\circ$) ermittelte Rissöffnungslasten

ersehen. Dabei fällt auf, dass es für alle oberflächenbehandelten Zustände im Kurzriszbereich ($a < 0,4$ mm) zunächst zu quantitativ nahezu übereinstimmenden Werten der experimentell ermittelten und numerisch bei $\phi = 90^\circ$ bestimmten $|F_{op}|$ kommt. Mit zunehmender Risstiefe nähern sich die experimentell ermittelten $|F_{op}|$ einer Art Sockelwert an, während die numerisch ermittelten $|F_{op}|$ gegen null streben. Dadurch kommt es mit zunehmenden Risstiefen zu größeren, bleibenden Abweichungen.

Aus dieser Darstellung ließe sich direkt schlussfolgern, dass der Schließeffekt am realen Riss bis $a \approx 0,4$ mm vornehmlich durch Eigenspannungen bewirkt wird, während bei $a > 1,2$ mm nahezu ausschließlich rauheits- und plastizitätsinduziertes Risssschließen vermutet werden. Im Zwischenbereich kommt es entsprechend zu gemischtem Risssschließen. Anhand Abbildung 7.27 lassen sich jedoch abweichende Verhältnisse erkennen. Demnach steigen die Lasten, die zu einer Rissöffnung bei $\phi = 0^\circ$ führen, zunächst an, erreichen bei $a \approx 0,65$ mm ein Maximum und fallen anschließend wieder ab. Die numerisch ermittelten $|F_{op}|$ liegen dabei zunächst unterhalb, dann oberhalb der experimentell ermittelten Werte. Für die unbehandelten Zustände wurden aufgrund der unterstellten Eigenspannungsfreiheit keine K_{rs} bzw. $|F_{op}|$ per Simulation ermittelt.

Hieraus lässt sich folgern, dass der Risssschließeffekt an physikalisch kurzen, halb elliptischen Oberflächenanrissen unter Eigenspannungseinwirkung örtlich sehr unterschiedlich ausgeprägt ist und weitere Mittel ergriffen werden müssen, um die jeweiligen Rissöffnungslasten zu beziffern. In der Literatur [117, 118] wurden hierfür örtlich aufgelöste Rissöffnungsversuche unter Verwendung mehrerer DMS bzw. Rissöffnungsaufnehmer instrumentiert. [117] untersuchte mit aufwendigen Experimenten die örtliche Rissöffnung langer, halb elliptischer Oberflächenrisse am Druckbehälterstahl HY80. Dabei wurden zwei DMS und ein Rissöffnungsaufnehmer verwendet. Ungeachtet des Lastverhältnisses $0,2 < R_{nom} < 0,7$ wurden bei $\phi = 0^\circ$ niedrigere Rissöffnungsverhältnisse als bei $\phi = 90^\circ$ gefunden, was

höhere Rissöffnungslasten bedeutet. Dies ist in qualitativer Übereinstimmung mit den im Rahmen der vorliegenden Arbeit numerisch an eigenspanungsbehafteten Zuständen erzielten Ergebnissen. Aufgrund des schwachen Ansprechens der DMS und der ohnehin existenten Ortsabhängigkeit steifigkeitsbasierter Messverfahren [73, 76] sind solche Ergebnisse aber kritisch zu bewerten.

Es wird außerdem deutlich, dass die aus Abbildung 7.27 ersichtlichen, numerisch für $\phi = 0^\circ$ identifizierten Maxima von $|F_{\text{op}}|$ bei $a \approx 0,65$ mm auch eine Teilerklärung für die Risstiefen, bei denen teilweise das technische Schwellenwertkriterium der Rissausbreitung (siehe Abschnitt 6.2.2) erreicht wurde, liefern könnten. Technischer Rissstillstand wurde stets im Bereich $0,5 \text{ mm} < a < 0,65 \text{ mm}$ nach Lastabsenkung gefunden und ließe sich je nach vorliegenden Verhältnissen im Sinne des Schwellenwert- oder Nichtfortschrittskriteriums begründen [46]. Hierfür sind jedoch weitere Untersuchungen zum Einfluss der einstufigen Lastabsenkung auf das Rissausbreitungs- und -schließverhalten, wie in Abbildung 6.4 für den unbehandelten Zustand angedeutet, nötig. Nur auf diese Weise lassen sich die in den Abschnitten 6.2.2 und 6.2.3 aufgezeigten Phänomene hinreichend belastbar begründen.

7.4.2 Bewertung der Ansätze für randnah verfestigte Zustände

7.4.2.1 Semi-empirischer Effektivgrößenansatz

Das Ausbreitungsverhalten halb elliptisch angenäherter Oberflächenrisse nach randnaher Verfestigung wurde aufgrund der ungünstigen Ausgangsdatenlage nur in stark vereinfachter Form und nur für den Lasthorizont K1 / L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$) modelliert. Die Datenlage betrifft zunächst die an durchgreifend verfestigten Proben ermittelten Schwellenwerte. Insbesondere fehlen Effektivschwellenwerte $\Delta K_{\text{th,eff}}$ für sehr geringe Verfestigungen, wo möglicherweise auch positive Effekte auf das Risswachstum auftreten können [194]. Des Weiteren fehlen aussagekräftige Zusammenhänge zwischen Aspektverhältnis $\frac{a}{c}$ und Risstiefe a , die nach [122, 123] auch ausgeprägt von der mechanischen Oberflächenbehandlung abhängen können. Auch die Rissöffnungsuntersuchungen bedürfen weiterer Messungen im Risstiefenbereich $0,25 \text{ mm} < a < 0,60 \text{ mm}$, um dort besser abgesicherte Aussagen zu Rissöffnungslasten F_{op} treffen zu können. Um diese orts aufgelöst angeben zu können, ist auch eine Kombination mehrerer Messtechniken in Erwägung zu ziehen. Dabei sind wiederum die spezifischen Herausforderungen (siehe Abschnitt 2.1.2.3) zu beachten. Außerdem unterliegen die Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ wie die Aspektverhältnisse starken Streuungen, weshalb Wiederholungsversuche zur statistischen Absicherung notwendig wären.

Die Grundidee des skizzierten Modells ist die Korrelation von $\frac{da}{dN}$ mit den Effektivgrößen ΔK_{eff} und R_{eff} , wofür eine dreifache Fallunterscheidung zur Berücksichtigung des Riss-schließens unter Eigenspannungseinfluss eingeführt wurde. Ein stark vereinfachter Effektivgrößenansatz für die Ausbreitung halb elliptischer Oberflächenrisse wurde von [116] näher untersucht. Hierauf wird in Abschnitt 7.4.4 eingegangen. Sonstige Modellierungsansätze [107, 112, 114, 116, 121, 122] beruhen auf nominellen Kenngrößen. Problematisch ist, dass vergleichende Betrachtungen schon aufgrund der Vielzahl der verschiedenen Ansätze zur Angabe nomineller Kenngrößen schwierig sind. So existieren monokausale [121] und bikausale Modelle [107, 112, 114] auf Basis von $\Delta K_{\text{nom}}(90^\circ)$ bzw. $\Delta K_{\text{nom}}(90^\circ)$ und $\Delta K_{\text{nom}}(0^\circ)$

sowie Modelle auf Basis des Mittelungsansatzes („RMS-Ansatz“ [115]) [116, 122]. Dabei wird in den meisten Fällen die Entwicklung der Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ involviert.

Aus Studien zur Entwicklung von Rissausbreitungsraten und Aspektverhältnissen deduzierte [114], dass die den Versuchen inhärenten Unsicherheiten die Vorteile einer komplexen Modellbildung bei mangelhaften Ausgangsdaten zunichtemachen können. Aus diesem Grund wurde bei der gewählten Effektivgrößendarstellung nur eine stark vereinfachte lineare Abhängigkeit zwischen $\log \frac{da}{dN}(90^\circ)$, $\log \Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ angenommen. Die teilweise gut übereinstimmenden Lebensdauern, die mit dem semi-empirischen Ansatz erzielt wurden, dürfen jedoch nicht überbewertet werden. Ein tragfähiger Ansatz macht die lokal aufgelöste Kenntnis der Effektivgrößen unabdingbar, was erst durch geeignete Messtechnik ansatzweise realisiert werden kann.

Die wenigen in der Literatur verfügbaren Veröffentlichungen zur Ausbreitung physikalisch kurzer, halbelliptischer Oberflächenrisse nach randnaher Verfestigung [121, 168] erfassen stets nur Teilaspekte der Problematik. Systematische Darstellungen von Ergebnissen zum Rissausbreitungs- und -schließverhalten, lokal aufgelösten Schwellenwerten und Rissfrontentwicklungen sowie vergleichende Bewertungen im Kontext der Modellbildung finden sich derzeit noch nicht.

7.4.2.2 Modifiziertes „unigrow model“

Mit dem modifizierten „unigrow model“ wurde lediglich die sinngemäße Übertragbarkeit des nominellen Ansatzes [34, 38] auf Effektivbeanspruchungen überprüft. Eine vollständige Darstellbarkeit aller Rissausbreitungsraten auf einer Masterkurve konnte nicht erzielt werden. Dies ist jedoch wenig überraschend, da es keine physikalische Basis für den Ansatz gibt und keine vergleichbaren Arbeiten vorliegen. Durch die gute Übereinstimmung im Bereich $\overline{\Delta K_{\text{eff},90^\circ}} > 35 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ sind jedoch vertiefte Arbeiten denkbar, wenn die in den letzten Abschnitten beschriebenen Herausforderungen bewältigt werden.

7.4.2.3 Anwendbarkeit des K -Konzepts

Es stellt sich abschließend noch die Frage, ob der Kontext der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) oder der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM) für die Modellbildung zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung zu bevorzugen ist.

Zur sinnvollen Anwendbarkeit des K -Konzepts ist einerseits eine geringe Interaktion von Rissen mit der Werkstoffmikrostruktur und andererseits das Kleinbereichsfließen zu erfüllen. Nach [91] klingt der Mikrostruktureinfluss nach Durchschreiten von ca. 8 Körnern weitgehend ab, was beim in dieser Arbeit verwendeten Versuchswerkstoff ab einer Rissabmessung von ca. 0,16 mm der Fall wäre. Das Kleinbereichsfließen kann mit der Größe der monotonen, plastischen Zone im EDZ (siehe Gleichung 2.5) bewertet werden. Im unbehandelten Zustand liegen bei maximaler Beanspruchung im Lasthorizont K1 / L1 ($|F_{\text{max}}| = 5300 \text{ N}$) im Bereich der Probenmitte bei nominellen Maximalspannungsintensitäten von ca. $40 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}} \leq K_{\text{max}} \leq 66 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ monotone plastische Zonen im Bereich $0,14 \text{ mm} \leq r_{\text{pl}} \leq 0,38 \text{ mm}$ vor. Hierfür wurde eine Rissvergrößerung von $a = 0,35 \text{ mm}$

auf $a = 1,60$ mm angenommen und eine quasistatische Streckgrenze von $R_{eS} \approx 1100$ MPa (siehe Abbildung 5.23) zugrunde gelegt.

Es werden also vergleichsweise große plastische Zonen im Bereich $\frac{r_{pl}}{a} \approx 0,25 \sim 0,35$ ausgebildet, die das von [28] angegebene Kriterium zur Erfüllung des Kleinbereichsfließens, $\frac{r_{pl}}{a} \leq 0,125$, überschreiten. Durch die mit randnaher Kaltverfestigung verbundene Steigerung der lokalen Mikrohärtigkeit bzw. Streckgrenze und durch Druckeigenstressungen kann dieser Effekt teilweise kompensiert werden. Kritisch zu bewerten sind jedoch die bei erhöhter Temperatur durchgeführten Versuche, da es hier zu einer Verringerung der Werkstoffstreckgrenze und gleichermaßen zu thermischer, zyklisch-thermischer und risswachstumsbedingter Eigenspannungsrelaxation kommt [139, 164]. Diese Effekte könnten je nach Lasthorizont und Oberflächenbehandlungszustand signifikant unterschiedlich auftreten und damit ebenfalls die Ergebnisse beeinflussen.

Folglich sind für zukünftige Untersuchungen auch alternative Konzepte mit Methoden der EPBM, etwa dem effektiven zyklischen J -Integral ΔJ_{eff} [6, 98], zu erwägen.

7.4.3 Bewertung der Ansätze für durchgreifend verfestigte Zustände

7.4.3.1 Ansatz auf Basis nomineller Beanspruchung

Mit dem Ansatz auf Basis nomineller Triebkräfte ist eine einfache Möglichkeit gegeben, die Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung modellhaft abzubilden.

Die Anpassung wurde auf Basis des Modells von Paris & Erdogan [33] vorgenommen und erfolgte empirisch unter Gebrauch von 12 Modellparametern. Dies erscheint zwar zunächst viel, jedoch führten Modellansätze mit weniger Parametern sofort zu einer unbefriedigenden Lebensdauerwiedergabe. Dies ist auf die hohe Sensitivität des Modells bzgl. des durch Extrapolation ermittelten Parameters C zurückzuführen, weshalb bereits geringste Ungenauigkeiten in Verbindung mit fehlerhaft ermittelten Werten von m zu falschen Vorhersagen von $\frac{da}{dN}$ führen können. So kommt es beispielsweise unmittelbar zu großen Fehlern ($> 100\%$), wenn die bei der Ermittlung von Zielfunktionen bestimmten Zusammenhänge $C(R_{nom}, HV)$ direkt als Modellgleichung verwendet werden. Daher war bei der Modellierung auf Basis nomineller Triebkräfte zwar eine sehr gute Übereinstimmung mit den Experimenten gegeben, jedoch wurde diese durch zahlreiche Fitparameter in Kombination mit einer komplizierten Anpassungsstrategie erkauft.

Es stellt sich die Frage, ob das Modell auf weitere Zustände bzw. Lastverhältnisse übertragen werden kann. Letzteres wurde anhand von zwei zusätzlichen Validierungsversuchen am Zustand $\varphi_{c,2} = 0,25$ für die Lastverhältnisse $R_{nom} = 0,3$ und $R_{nom} = 0,6$ überprüft. Die übrigen Versuchsbedingungen waren dabei äquivalent zur Beschreibung in Abschnitt 4.3. Die in Abbildung 7.28 dargestellten Ergebnisse lassen auf eine gerade noch zufriedenstellende Wiedergabe durch das Modell schließen. Allerdings bewahrt sich die Unsicherheit bei erhöhten R_{nom} . Daraus wird klar, dass der Modellansatz auf Basis nomineller Triebkräfte gut zur Abschätzung des Rissausbreitungsverhaltens geeignet ist, wenn auch der Bedarf an einer statistisch abgesicherten Modellbildung deutlich wird.

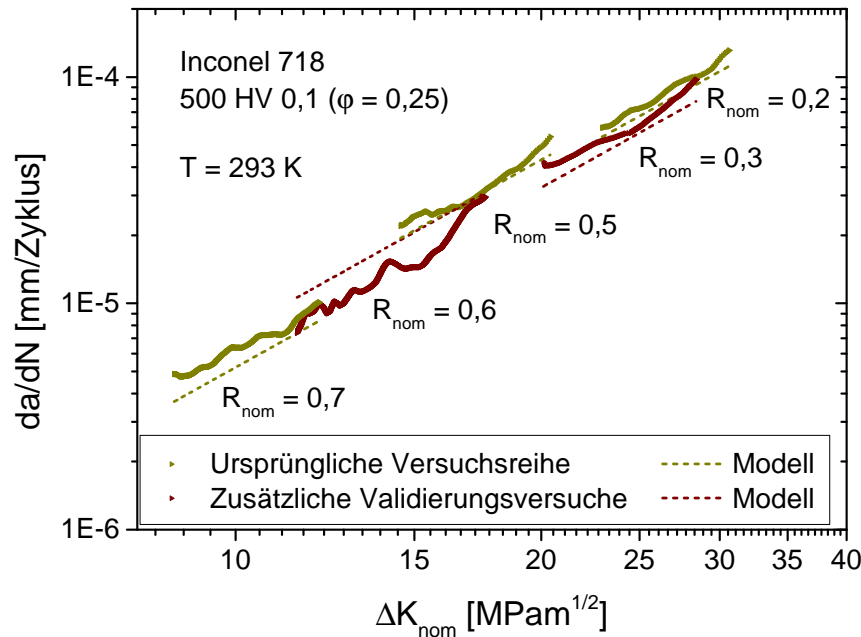


Abbildung 7.28: Ergebnisse von Validierungsversuchen für den Ansatz auf Basis nomineller Beanspruchung an durchgreifend verfestigten Zuständen mit den Lastverhältnissen $R_{\text{nom}} = 0,3$ und $R_{\text{nom}} = 0,6$

7.4.3.2 Rissschließansatz

Der Rissschließansatz wurde für die Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung angedeutet, aber nicht angewandt. Grund sind die in Abschnitt 6.4.3.2 diskutierten Phänomene, die eine Modellbildung auf gegebener Datenbasis schwierig erscheinen lassen. Vor allem ist nicht klar, ob bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ bzw. $R_{\text{nom}} = 0,7$ tatsächlich Rissschließfreiheit gegeben ist. Dies wäre durch zusätzliche Rissöffnungsversuche zu prüfen.

Das in Abbildung 7.25 dargestellte Rissausbreitungsdiagramm auf Effektivgrößenbasis (ΔK_{eff} , ΔK_{eff}^*) zeigt in beiden Darstellungen nichtlineare Zusammenhänge zwischen $\log \frac{da}{dN}$ und $\log \Delta K$. Die Verfestigung übergreifende Beziehungen können nicht ohne Weiteres aufgestellt werden. Durch die mit zunehmendem Umformgrad abnehmenden $\Delta K_{\text{th,eff}}$ liegen die Kurven jedoch in der Auftragung auf Basis von ΔK_{eff}^* näher aneinander als in der Auftragung auf Basis von ΔK_{eff} . Es deutet sich hier also ein zustandsübergreifender, qualitativer Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsrate $\frac{da}{dN}$, dem Rissöffnungsverhältnis U und dem Effektivschwellenwert $\Delta K_{\text{th,eff}}$ an. Bei der Darstellung wurde auf eine mögliche Abhängigkeit $\frac{da}{dN}(R_{\text{eff}})$ verzichtet.

Bei den angewandten Modellansätzen handelt es sich nur um eine kleine Auswahl denkbarer Vorgehensweisen. Für eine umfangreiche Darstellung von Modellansätzen und -gleichungen sei auf die Literatur [6, 23, 40] verwiesen.

7.4.4 Vergleichbarkeit der Rissausbreitung

Anknüpfend an die Diskussion zur Modellbildung bei Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung in Abschnitt 7.4.2 soll abschließend noch die Frage erörtert werden, inwiefern

die an randnah und durchgreifend verfestigtem Inconel 718 durchgeführten Versuchsreihen miteinander vergleichbar sind. Im ersten Fall wurden halb elliptische Oberflächenrisse in Dreipunktbiegung und im zweiten Fall durchgängige Risse in Zugbiegung (an „arc-shaped“ tension Proben) untersucht.

In Abbildung 7.29 sind hierzu die an unbehandelten Proben ermittelten Zusammenhänge $\log \frac{da}{dN} / \log \Delta K_{\text{nom}}$ in nomineller Form dargestellt. Dabei wurden die Rissausbreitungsraten

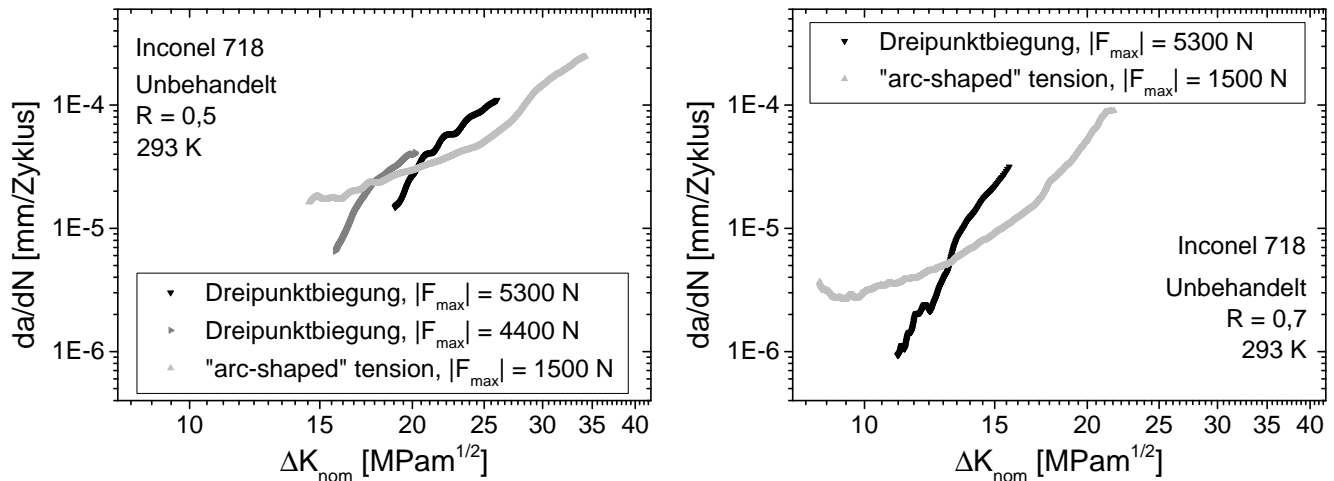


Abbildung 7.29: Vergleich der Rissausbreitung an unbehandelten Proben in Dreipunktbiegung und „arc-shaped“ tension, links: $R_{\text{nom}} = 0,5$; rechts: $R_{\text{nom}} = 0,7$

bei der Versuchsreihe nach randnaher Verfestigung wiederum über $\Delta K_{\text{nom}}(90^\circ)$ aufgetragen. Der linke (rechte) Teil der Abbildung zeigt den Vergleich der bei $R_{\text{nom}} = 0,5$ ($R_{\text{nom}} = 0,7$) durchgeführten, einstufigen Lastabsenkungsversuche. Es überrascht wenig, dass die gemessenen Rissausbreitungsdaten nicht ohne weiteres übertragbar sind. Abgesehen von Messfehlern und Streuungen handelt es sich um unterschiedliche Materialchargen mit abweichender chemischer Zusammensetzung und Mikrostruktur, sodass systematische Unterschiede zu erwarten sind. So wurde von [219] bei Rissausbreitungsversuchen an verschiedenen, stangen- und plattenförmigen Chargen von Inconel 718 bei 297 K und 811 K trotz gleicher Probenform und identischen Prüfbedingungen eine stark ausgeprägte Chargenabhängigkeit der Ergebnisse gefunden.

Wie in Abschnitt 7.4.2 angedeutet, ist der Vergleich der Ausbreitung halb elliptischer Oberflächenrisse mit der durchgängiger Risse eine besondere Herausforderung. In der Literatur existieren erfolgreiche Versuche, von Ausbreitungsdaten durchgängiger Risse in CT-Proben auf die Rissausbreitung halb elliptischer Oberflächenrisse zu schließen [116, 235]. So wurde von [116] das Ausbreitungsverhalten von halb elliptischen Oberflächenrisse und Durchgangsrissen im Druckbehälterstahl HY80 auf Basis nomineller Beanspruchung mit lokal wirksamen ΔK_{nom} und gewichteten ΔK_{nom} (ΔK^{RMS} , „RMS“-Ansatz [115]) modelliert. Ferner wurde eine Pseudo-Effektivkenngröße ΔK_e zur Modellierung verwendet, die mit $\Delta K_e = \gamma \cdot \Delta K_{\text{nom}}$ mit dem Ziel möglichst guter Übereinstimmung der Rissaus-

breitungsrate zwischen halb-elliptischem und durchgängigem Riss empirisch adaptiert wurde. Rissöffnungsexperimente wurden hierfür nicht durchgeführt. In allen drei Fällen wurde auf eine bikausale Abhängigkeit zurückgegriffen, wobei die Rissausbreitung in der Rissmitte ($\frac{da}{dN}$) und am Rissrand ($\frac{dc}{dN}$) betrachtet wurde. Die Ergebnisse des Vergleichs sind in Abbildung 7.30 dargestellt. Offensichtlich ist es möglich, bei geeigneter Definition der zugrunde liegenden Triebkräfte die Rissausbreitung ungeachtet der Rissform homogen darzustellen.

Aufgrund der Darstellungen postulierte [116], dass die Modellbildung auf Basis der Größe ΔK_e am geeignetsten ist, da sie als einzige der Veränderung der Rissfrontbeanspruchung durch Lastabschirmung in Ansätzen Rechnung trägt. Eine solche Vergleichsuntersuchung konnte jedoch im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht durchgeführt werden und wäre ebenfalls Gegenstand zukünftiger Forschungsarbeiten.

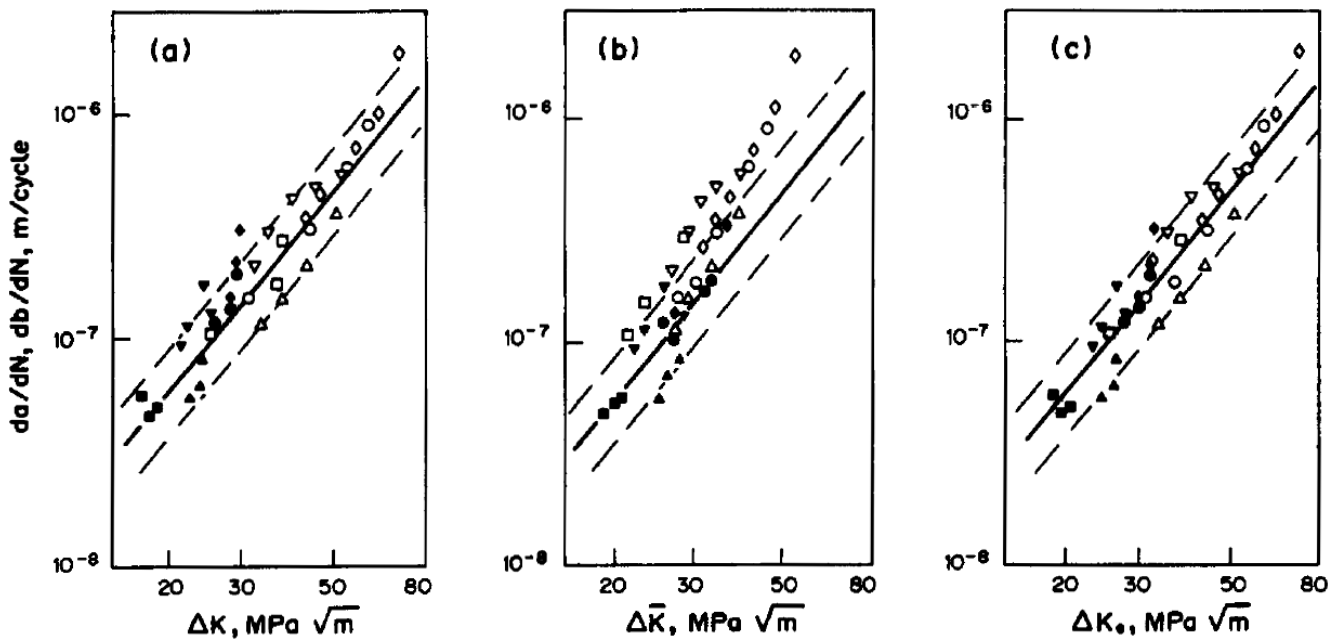


Abbildung 7.30: Vergleich von Ausbreitungsraten im durchgängigen Riss sowie im halb-elliptischen Oberflächenanriss auf Basis von ΔK_{nom} (a), $\Delta K_{\text{nom}}^{\text{RMS}}$ (b) und ΔK_e (c); ausgefüllte Symbole: $\frac{da}{dN}$; leere Symbole: $\frac{dc}{dN}$ (hier: $\frac{db}{dN}$); Durchgezogene Linie mit Streuband: $\frac{da}{dN}$ am Durchriss [116]

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde das Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhalten in mechanisch randnah und durchgreifend verfestigten Proben aus der Nickelbasislegierung Inconel 718 untersucht. Die durchgeführten Arbeiten und Befunde lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Zu untersuchende Zustände nach randnaher Verfestigung wurden mit den mechanischen Oberflächenbehandlungen Kugelstrahlen, Festwalzen und Piezo Peening eingestellt. Durchgreifend verfestigte Zustände wurden mit dem Rundknetverfahren generiert. Die Charakterisierung der Zustände zeigt eine zufriedenstellende Vergleichbarkeit der nach randnaher und durchgreifender Bearbeitung erzielten Kaltverfestigungswirkung. Analysen mittels EBSD und TEM zeigten eine starke Dehnungslokalisierung auf planaren Bändern.
- Das Rissausbreitungs- und Rissöffnungsverhalten wurde am Grundzustand, drei randnah und vier durchgreifend verfestigten Zuständen untersucht. Zur Messung von Rissöffnungslasten wurde eine neuartige Variante des Gleichstrompotentialsondenverfahrens mit hoher Auflösung und Reproduzierbarkeit infolge hoher Stromstärken implementiert, wofür umfassende experimentelle und numerische Untersuchungen durchgeführt wurden.
- Es wurde ein eindeutiger, eigenspannungsinduzierter Risschließeffekt an physikalisch kurzen, halb elliptisch angenäherten Rissen nach Kugelstrahlen und Festwalzen identifiziert. Dieser tritt auch dann auf, wenn der Riss an der tiefsten Stelle das Druckeigenspannungsfeld verlassen hat. Numerische Untersuchungen zeigten, dass der Ort des Erstkontakts der Rissufer von der Risstiefe sowie vom Aspektverhältnis abhängt.
- Die Ergebnisse der Ausbreitungsversuche an physikalisch kurzen, halb elliptisch angenäherten Rissen nach randnaher Verfestigung unterliegen großen Streuungen, deren Ursachen identifiziert werden konnten.
- Nach durchgreifender Verfestigung wurde in Untersuchungen an Langrissen eine Verschlechterung der Rissausbreitungs-, Rissöffnungs- und Schwellenwerteigenschaften festgestellt. Letztere Entwicklung konnte zumindest anteilig auf das planare Gleitverhalten des Versuchswerkstoffs zurückgeführt werden.
- Ansätze zur Lebensdauermodellierung konnten skizziert, aufgrund der zur Verfügung stehenden Versuchsdaten jedoch nur teilweise umgesetzt werden.

8.2 Ausblick

Für zukünftige Untersuchungen sind die in dieser Arbeit skizzierten Konzepte zur Rissausbreitung nach randnaher und durchgreifender Verfestigung in Inconel 718 weiterzuentwickeln. Durch die erfolgreiche Implementierung des Hochstrompotentialsondenverfahrens zur Messung von Rissöffnungslasten sind hier weitere Untersuchungen naheliegend. Dabei sollte der Einfluss durchgreifender Kaltverfestigungen auf das Kurzrisswachstums- und -öffnungsverhalten ebenfalls charakterisiert werden. Durch geeignete Probenvorbehandlung sollte es möglich sein, Wechselwirkungseffekte zwischen weitreichenden Eigenspannungsfeldern und Kaltverfestigung zu identifizieren. Auch fehlt es nach wie vor an einem Verständnis, welche Auswirkung die Kaltverfestigung bei verschiedenen Ausscheidungszuständen und Korngrößen auf die Kennwerte der Rissausbreitung hat.

Mit der Weiterentwicklung des mechanischen Oberflächenhämmerns können mittlerweile Randschichtzustände mit mehreren Millimetern Tiefenwirkung erzeugt werden. Somit lassen sich Gradienten der Eigenspannungen und der Kaltverfestigung noch wesentlich definierter erzielen, als es im Rahmen der vorliegenden Arbeit möglich war. Auch die in dieser Arbeit noch nicht erfolgreich verlaufene Untersuchung von Durchgangsrissen nach randnaher Verfestigung ist zu forcieren, da dort deutlichere Effekte als an zweidimensionalen Oberflächenrissen erwartet werden. Dabei sind auch Versuche denkbar, bei denen vorgeschädigte Proben noch oberflächenbehandelt werden.

Werden weitere Untersuchungen an Oberflächenrissen durchgeführt, so muss die Rissöffnungsmesstechnik erweitert werden, um dem Wunsch nach orts aufgelöster Ermittlung von Rissöffnungslasten annähernd entsprechen zu können. Interessant für zukünftige Untersuchungen wäre außerdem eine transiente Rechnung mit in-situ vorliegenden Verteilungen der Eigenspannungen und der Kaltverfestigung. Hierfür sind noch systematische, hochaufgelöste Untersuchungen zur Eigenspannungsrelaxation infolge Risswachstums sowie zur Wechselwirkung mit thermischer Eigenspannungsrelaxation nötig. Darüber hinaus ist eine statistisch abgesicherte Datenbasis zu schaffen.

Literaturverzeichnis

- [1] WOHLFAHRT, H. ; KRULL, P.: *Mechanische Oberflächenbehandlungen: Grundlagen-Bauteileigenschaften-Anwendungen*. Wiley-VCH, Weinheim, 2000
- [2] SCHULZE, V.: *Modern Mechanical Surface Treatment: States, Stability, Effects*. Wiley-VCH, Weinheim, 2005
- [3] KLUMPP, A. ; HOFFMEISTER, J. ; SCHULZE, V.: Mechanical Surface Treatments. In: WAGNER, L. (Hrsg.): *Proceedings of the 12th International Conference on Shot Peening*, 2014, S. 12–24
- [4] BRÄUNLING, W. J. G.: *Flugzeugtriebwerke - Grundlagen, Aero-Thermodynamik, ideale und reale Kreisprozesse, Thermische Turbomaschinen, Komponenten, Emissionen und Systeme*. Springer, Berlin, 2015
- [5] ADAM, P.: *Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken*. Springer, Berlin, 2013
- [6] RADAJ, D. ; VORMWALD, M.: *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*. Springer, Berlin, 2007
- [7] VASUDEVAN, A. K. ; SADANANDA, K. ; IYYER, N.: Fatigue damage analysis: Issues and challenges. In: *International Journal of Fatigue* 82 (2016), S. 120–133
- [8] SCHOLTES, B. ; MACHERAUCH, E.: Auswirkungen mechanischer Randschichtverformungen auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 77 (1986), Nr. 5, S. 322
- [9] LÖHE, D. ; LANG, K.-H. ; VÖHRINGER, O.: Residual Stresses and Fatigue Behaviour. In: TOTTEN, G. (Hrsg.) ; HOWES, M. (Hrsg.) ; INOUE, T. (Hrsg.): *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. ASM International, Materials Park, 2002, S. 27–53
- [10] ELBER, W.: Fatigue crack closure under cyclic tension. In: *Engineering Fracture Mechanics* 2 (1970), Nr. 1, S. 37–45
- [11] RITCHIE, R. O.: Mechanisms of fatigue crack propagation in metals, ceramics and composites: role of crack tip shielding. In: *Materials Science and Engineering: A* 103 (1988), Nr. 1, S. 15–28
- [12] SURESH, S.: *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, Cambridge, 1998
- [13] INGLIS, C. E.: Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. In: *Transactions of the Institution of Naval Architects* 55 (1913), S. 219–241

- [14] GRIFFITH, A. A.: The phenomena of rupture and flow in solids. In: *Philosophical transactions of the Royal Society of London* 221 (1921), S. 163–198
- [15] WESTERGAARD, H.: Bearing Pressures and Cracks. In: *Journal of Applied Mechanics* 6 (1939), S. A49–A53
- [16] SNEDDON, I. N.: The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid. In: *Proceedings of the Royal Society of London* 187 (1946), Nr. 1009, S. 229–260
- [17] IRWIN, G. R.: Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. In: *Journal of Applied Mechanics* 24 (1957), S. 351–369
- [18] WILLIAMS, M. L.: On the stress distribution at the base of a stationary crack. In: *Journal of Applied Mechanics* 24 (1957), S. 109–114
- [19] RICE, J. R.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. In: *Journal of Applied Mechanics* 35 (1968), Nr. 2, S. 379–386
- [20] BUECKNER, H. F.: A novel principle for the computation of stress intensity factors. In: *Zeitschrift für Angewandte Mathematik & Mechanik* 50 (1970), Nr. 9, S. 529–546
- [21] RICE, J. R.: Some remarks on elastic crack-tip stress fields. In: *International Journal of Solids and Structures* 8 (1972), Nr. 6, S. 751–758
- [22] KUNA, M.: *Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen*. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2010
- [23] RICHARD, H. A. ; SANDER, M.: *Ermüdungsrisse*. Springer, Berlin, 2009
- [24] WELSCH, E.: *Der Einfluss rissspitzennaher Eigenspannungen auf die Ausbreitung von Ermüdungsrissen*, Technische Hochschule Karlsruhe, Dissertation, 1985
- [25] SCHWALBE, K.-H.: *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. Hanser, München, 1980
- [26] TADA, H. ; PARIS, P. C. ; IRWIN, G. R.: *The stress analysis of cracks handbook*. ASME Press, New York, 2000
- [27] PARKER, A. P.: Stress Intensity Factors, Crack Profiles, and Fatigue Crack Growth Rates in Residual Stress Fields. In: *Residual Stress Effects in Fatigue, ASTM STP 776*. ASTM International, West Conshohocken, 1982, S. 13–31
- [28] DOWLING, N. E.: *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. Pearson, London, 2012
- [29] IRWIN, G. R.: Plastic zone near a crack and fracture toughness. In: *Proceedings of the 7th Sagamore Ordnance Materials Conference* Bd. IV. New York, 1960, S. 63–78
- [30] DUGDALE, D. S.: Yielding of steel sheets containing slits. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8 (1960), Nr. 2, S. 100–104

- [31] NEWMAN, J. C.: Fracture of cracked plates under plane stress. In: *Engineering Fracture Mechanics* 1 (1968), Nr. 1, S. 137–154
- [32] KRUPP, U.: *Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen*, Universität Siegen, Habilitationsschrift, 2004
- [33] PARIS, P. C. ; ERDOGAN, F.: A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. In: *Journal of basic Engineering* 85 (1963), Nr. 4, S. 528–533
- [34] KUJAWSKI, D.: A fatigue crack driving force parameter with load ratio effects. In: *International Journal of Fatigue* 23 (2001), S. 239–246
- [35] RICE, J. R.: Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue. In: *Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415*. ASTM International, West Conshohocken, 1967, S. 247–311
- [36] ERDOGAN, F. ; RATWANI, M.: Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack. In: *International Journal of Fracture Mechanics* 6 (1970), Nr. 4, S. 379–392
- [37] FORMAN, R. G. ; KEARNEY, V. E. ; ENGLE, R. M.: Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures. In: *Journal of basic Engineering* 89 (1967), Nr. 3, S. 459–463
- [38] KUJAWSKI, D.: A new $(\Delta K + K_{max})^{0.5}$ driving force parameter for crack growth in aluminum alloys. In: *International Journal of Fatigue* 23 (2001), Nr. 8, S. 733–740
- [39] TORII, T. ; HONDA, K. ; SUGIYAMA, M.: Surface Fatigue Crack Propagation Behavior in a Residual Stress Field (Fatigue Crack Growth Law and Evaluation of Fatigue Crack Propagation Rate). In: *JSME International Journal* 32 (1989), Nr. 3, S. 450–457
- [40] BEDEN, S. M. ; ABDULLAH, S. ; ARIFFIN, A. K.: Review of fatigue crack propagation models for metallic components. In: *European Journal of Scientific Research* 28 (2009), Nr. 3, S. 364–397
- [41] JÄGG, S.: *Rissspitzennahe Eigenspannungen und Ermüdungsrisssausbreitung des Stahls S690QL1 bei unterschiedlichen Beanspruchungsmoden*, Universität Kassel, Dissertation, 1998
- [42] LANKFORD, J. ; DAVIDSON, D. L.: The effect of overloads upon fatigue crack tip opening displacement and crack tip opening closing loads in aluminium alloys. In: FRANÇOIS, D. (Hrsg.): *Proceedings of the 5th International Conference on Fracture*, 1981, S. 899–906
- [43] SCHIJVE, J.: Fatigue Crack Closure: Observations and Technical Significance. In: *Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982*. ASTM International, West Conshohocken, 1988, S. 5–34
- [44] PIPPAN, R. ; HOHENWARTER, A.: Fatigue crack closure: a review of the physical phenomena. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 40 (2017), Nr. 4, S. 471–495

- [45] ELBER, W.: The Significance of Fatigue Crack Closure. In: *Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486*. ASTM International, West Conshohocken, 1971, S. 230–241
- [46] MARCI, G.: Non-propagation conditions (ΔK_{th}) and fatigue crack propagation threshold (ΔK_T). In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 17 (1994), Nr. 8, S. 891–907
- [47] DÖKER, H. ; BACHMANN, V. ; CASTRO, D. E. ; MARCI, G.: Schwellwert für Ermüdungsrißausbreitung: Bestimmungsmethoden, Kennwerte, Einflußgrößen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 18 (1987), Nr. 10, S. 323–329
- [48] BEGHINI, M. ; BERTINI, L.: Fatigue crack propagation through residual stress fields with closure phenomena. In: *Engineering Fracture Mechanics* 36 (1990), Nr. 3, S. 379–387
- [49] SPECIALMETALS CORPORATION: *Online-Datenblatt zur Nickelbasislegierung Alloy Inconel 718*. <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-718.pdf>. Version: 2019
- [50] RIEMELMOSER, F. O. ; PIPPAN, R.: Mechanical reasons for plasticity-induced crack closure under plane strain conditions. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 21 (1998), Nr. 12, S. 1425–1433
- [51] FLECK, N. A. ; SMITH, R. A.: Crack closure-is it just a surface phenomenon? In: *International Journal of Fatigue* 4 (1982), Nr. 3, S. 157–160
- [52] RITCHIE, R. O. ; SURESH, S.: Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology. In: *Metallurgical Transactions A* 13 (1982), Nr. 5, S. 937–940
- [53] HELLWIG, G.: *Röntgenographische Ermittlung von Spannungsverteilungen in der Nähe der Rißspitze angerissener Stahlproben*, Technische Hochschule Karlsruhe, Dissertation, 1972
- [54] LANG, M.: *Quantitative Untersuchung von Reihenfolgeeffekten auf Ermüdungsrißfortschritt*, Technische Hochschule Karlsruhe, Dissertation, 1996
- [55] MCCLUNG, R. C.: A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 30 (2007), Nr. 3, S. 173–205
- [56] GLINKA, G.: Effect of residual stresses on fatigue crack growth in steel weldments under constant and variable amplitude loads. In: *Fracture Mechanics, ASTM STP 677*. ASTM International, West Conshohocken, 1979, S. 198–214
- [57] LILJEDAHL, C. D. M. ; ZANELATO, O. ; FITZPATRICK, M. E. ; LIN, J. ; EDWARDS, L.: The effect of weld residual stresses and their re-distribution with crack growth during fatigue under constant amplitude loading. In: *International Journal of Fatigue* 32 (2010), Nr. 4, S. 735–743

- [58] SADANANDA, K. ; VASUDEVAN, A. K.: Analysis of fatigue crack closure and thresholds. In: *Fracture Mechanics: 25th Volume, ASTM STP 1220*. ASTM International, West Conshohocken, 1995, S. 484–501
- [59] SADANANDA, K. ; SARKAR, S. ; KUJAWSKI, D. ; VASUDEVAN, A. K.: A two-parameter analysis of S–N fatigue life using $\Delta\sigma$ and σ_{max} . In: *International Journal of Fatigue* 31 (2009), Nr. 11, S. 1648–1659
- [60] ALLISON, J. E. ; KU, R. C. ; POMPETZKI, M. A.: A Comparison of Measurement Methods and Numerical Procedures for the Experimental Characterization of Fatigue Crack Closure. In: *Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982*. ASTM International, West Conshohocken, 1988, S. 171–185
- [61] ANDERSSON, M. ; PERSSON, C. ; MELIN, S.: Experimental and numerical investigation of crack closure measurements with electrical potential drop technique. In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), Nr. 9, S. 1059–1068
- [62] STOYCHEV, S. ; KUJAWSKI, D.: Methods for crack opening load and crack tip shielding determination: a review. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 26 (2003), Nr. 11, S. 1053–1067
- [63] SCHIJVE, J.: Some formulas for the crack opening stress level. In: *Engineering Fracture Mechanics* 14 (1981), Nr. 3, S. 461–465
- [64] MCCLUNG, R. C.: The influence of applied stress, crack length, and stress intensity factor on crack closure. In: *Metallurgical Transactions A* 22 (1991), Nr. 7, S. 1559–1571
- [65] NEWMAN, J. C.: A Crack-Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth under Aircraft Spectrum Loading. In: *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading, ASTM STP 748*. ASTM International, West Conshohocken, 1981, S. 53–84
- [66] KOPSOV, I. E.: The influence of hammer peening on fatigue in high-strength steel. In: *International Journal of Fatigue* 13 (1991), Nr. 6, S. 479–482
- [67] NELSON, D. V.: Effects of Residual Stress on Fatigue Crack Propagation. In: *Residual Stress Effects in Fatigue, ASTM STP 776*. ASTM International, West Conshohocken, 1982, S. 172–194
- [68] LAM, Y. C. ; LIAN, K. S.: The effect of residual stress and its redistribution of fatigue crack growth. In: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 12 (1989), Nr. 1, S. 59–66
- [69] KANG, K. J. ; SONG, J. H. ; EARMME, Y. Y.: Fatigue crack growth and closure through a tensile residual stress field under compressive applied loading. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 12 (1989), Nr. 5, S. 363–376
- [70] LARUE, J. E. ; DANIEWICZ, S. R.: Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth. In: *International Journal of Fatigue* 29 (2007), Nr. 3, S. 508–515

- [71] GARDIN, C. ; COURTIN, S. ; BEZINE, G. ; BERTHEAU, D. ; HAMOUDA, H.: Numerical simulation of fatigue crack propagation in compressive residual stress fields of notched round bars. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 30 (2007), Nr. 3, S. 231–242
- [72] LIN, B. ; LUPTON, C. ; SPANRAD, S. ; SCHOFIELD, J. ; TONG, J.: Fatigue crack growth in laser-shock-peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens due to foreign object damage. In: *International Journal of Fatigue* 59 (2014), S. 23–33
- [73] YAMADA, Y. ; NEWMAN, J. C.: Crack closure under high load-ratio conditions for Inconel-718 near threshold behavior. In: *Engineering Fracture Mechanics* 76 (2009), Nr. 2, S. 209–220
- [74] ZHU, X. Y. ; SHAW, W. J. D.: Correlation of fatigue crack growth behaviour with crack closure in peened specimens. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 18 (1995), Nr. 7-8, S. 811–820
- [75] SONG, P. S. ; WEN, C. C.: Crack closure and crack growth behaviour in shot peened fatigued specimen. In: *Engineering Fracture Mechanics* 63 (1999), Nr. 3, S. 295–304
- [76] MACHA, D. E. ; CORBLY, D. M. ; JONES, J. W.: On the variation of fatigue-crack-opening load with measurement location. In: *Experimental Mechanics* 19 (1979), Nr. 6, S. 207–213
- [77] E647-15: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International, West Conshohocken, 2015
- [78] CLARKE, C. K. ; CASSATT, G. C.: A study of fatigue crack closure using electric potential and compliance techniques. In: *Engineering Fracture Mechanics* 9 (1977), Nr. 3, S. 675–688
- [79] BACHMANN, V. ; MUNZ, D.: Fatigue crack closure evaluation with the potential method. In: *Engineering Fracture Mechanics* 11 (1979), Nr. 1, S. 61–71
- [80] PIPPAN, R. ; HAAS, G. ; STÜWE, H. P.: Comparison of two methods to measure crack closure in ultra-high vacuum. In: *Engineering Fracture Mechanics* 34 (1989), Nr. 5-6, S. 1075–1084
- [81] HOSDEZ, J. ; WITZ, J. F. ; MARTEL, C. ; LIMODIN, N. ; NAJJAR, D. ; CHARKALUK, E. ; OSMOND, P. ; SZMYTKA, F.: Fatigue crack growth law identification by Digital Image Correlation and electrical potential method for ductile cast iron. In: *Engineering Fracture Mechanics* 182 (2017), S. 577–594
- [82] PATRIARCA, L. ; FOLETTI, S. ; BERETTA, S.: A comparison of DIC-based techniques to measure crack closure in LCF. In: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 98 (2018), S. 230–243
- [83] TONG, J. ; ALSHAMMREI, S. ; WIGGER, T. ; LUPTON, C. ; YATES, J. R.: Full-field characterization of a fatigue crack: Crack closure revisited. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* (2018)

- [84] SHAW, W. J. D. ; LE MAY, I.: Crack closure during Fatigue Crack Propagation. In: *Fracture Mechanics, ASTM STP 677*. ASTM International, West Conshohocken, 1979, S. 233–246
- [85] LENCZOWSKI, B.: *Das Verhalten von Mikrorissen bei Ermüdung von Werkstoffen*, Universität Siegen, Dissertation, 1992
- [86] BURKE, S. K.: Eddy-current inversion in the thin-skin limit: Determination of depth and opening for a long crack. In: *Journal of Applied Physics* 76 (1994), Nr. 5, S. 3072–3080
- [87] CHANG, H. ; HAN, E. H. ; WANG, J. Q. ; KE, W.: Acoustic emission study of fatigue crack closure of physical short and long cracks for aluminum alloy LY12CZ. In: *International Journal of Fatigue* 31 (2009), Nr. 3, S. 403–407
- [88] GAMA, A. L. ; MORIKAWA, S. R. K.: A Piezoelectric Technique for Evaluation of Crack Closure. In: *Experimental Mechanics* 49 (2009), Nr. 6, S. 871–876
- [89] DONZELLA, G. ; SOLAZZI, L. ; PETROGALLI, C.: Experimental Investigation on the Crack Closure Phenomenon Using Barkhausen Noise Method. In: *Experimental Techniques* 41 (2017), Nr. 6, S. 605–613
- [90] SURESH, S. ; RITCHIE, R. O.: Propagation of short fatigue cracks. In: *International Metals Reviews* 29 (1984), Nr. 1, S. 445–475
- [91] TOKAJI, K. ; OGAWA, T.: The Growth Behaviour of Microstructurally Small Fatigue Cracks in Metals. In: MILLER, K. J. (Hrsg.) ; RIOS, E. R. (Hrsg.): *Short Fatigue Cracks,ESIS 13*. Mechanical Engineering Publications, London, 1992, S. 85–99
- [92] SONIAK, F. ; REMY, L.: Fatigue growth of long and short cracks in a powder metallurgy nickel base superalloy. In: MILLER, K. J. (Hrsg.) ; RIOS, E. R. (Hrsg.): *The Behavior of Short Fatigue Cracks*. Mechanical Engineering Publications, London, 1986, S. 133–142
- [93] JOURNET, B. G. ; LEFRANCOIS, A. ; PINEAU, A.: A crack closure study to predict the threshold behaviour of small cracks. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 12 (1989), Nr. 3, S. 237–246
- [94] KITAGAWA, H. ; TAKAHASHI, S.: Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. In: *Proc. International Conference on Mechanical Behavior of Materials*, S. 627–631
- [95] MILLER, K. J.: The two thresholds of fatigue behaviour. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 16 (1993), Nr. 9, S. 931–939
- [96] CHAPETTI, M. D.: Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading. In: *International Journal of Fatigue* 25 (2003), Nr. 12, S. 1319–1326
- [97] SKELTON, R. P.: Growth of Short Cracks During High Strain Fatigue and Thermal Cycling. In: *Low-Cycle Fatigue and Life Prediction, ASTM STP 770*. ASTM International, West Conshohocken, 1982, S. 337–381

- [98] DOWLING, N. E.: Crack Growth During Low-Cycle Fatigue of Smooth Axial Specimens. In: *Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth*, ASTM STP 637. ASTM International, West Conshohocken, 1977, S. 97–121
- [99] ANDERSSON, M. ; PERSSON, C. ; MELIN, S.: High-temperature fatigue crack growth in Inconel 718 subjected to high strain amplitudes. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 29 (2006), Nr. 11, S. 863–875
- [100] ANDERSSON, H. ; PERSSON, C. ; HANSSON, T.: Crack growth in IN718 at high temperature. In: *International Journal of Fatigue* 23 (2001), Nr. 9, S. 817–827
- [101] HALLIDAY, M. D. ; POOLE, P. ; BOWEN, P.: In situ SEM measurements of crack closure for small fatigue cracks in Aluminium 2024-T351. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 18 (1995), Nr. 6, S. 717–729
- [102] SAVAIDIS, G. ; SEEGER, T.: An experimental study on the opening and closure behaviour of fatigue surface, corner and through-thickness cracks at notches. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 17 (1994), Nr. 11, S. 1343–1356
- [103] SHIN, C. S. ; SMITH, R. A.: Fatigue crack growth from sharp notches. In: *International Journal of Fatigue* 7 (1985), Nr. 2, S. 87–93
- [104] ANDERSSON, M. ; HANSSON, T. ; PERSSON, C. ; MELIN, S.: Fatigue crack propagation in Ti–6Al–4V subjected to high strain amplitudes. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 28 (2005), Nr. 3, S. 301–308
- [105] SOMMER, E.: *Bruchmechanische Bewertung von Oberflächenrissen: Grundlagen, Experimente, Anwendungen*. Springer, Berlin, 1984
- [106] NEWMAN, J. C. ; RAJU, I. S.: An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. In: *Engineering Fracture Mechanics* 15 (1981), Nr. 1-2, S. 185–192
- [107] WU, S. X.: Shape change of surface crack during fatigue growth. In: *Engineering Fracture Mechanics* 22 (1985), Nr. 5, S. 897–913
- [108] FETT, T.: An extension of the Newman-Raju formula. In: *International Journal of Fracture* 33 (1987), Nr. 3, S. R47–R50
- [109] SHEN, G. ; GLINKA, G.: Weight functions for a surface semi-elliptical crack in a finite thickness plate. In: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 15 (1991), Nr. 3, S. 247–255
- [110] FETT, T.: The crack opening displacement field of semi-elliptical surface cracks in tension for weight functions applications. In: *International Journal of Fracture* 36 (1988), Nr. 1, S. 55–69
- [111] LIN, X. B. ; SMITH, R. A.: Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates: Part III: Stress intensity factor and fatigue crack growth life. In: *Engineering Fracture Mechanics* 63 (1999), Nr. 5, S. 541–556

- [112] TORIBIO, J. ; MATOS, J. C. ; GONZÁLEZ, B.: Aspect ratio evolution associated with surface cracks in sheets subjected to fatigue. In: *International Journal of Fatigue* 92 (2016), S. 588–595
- [113] RAVICHANDRAN, K. S. ; LARSEN, J. M.: An approach to measure the shapes of three-dimensional surface cracks during fatigue crack growth. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 16 (1993), Nr. 8, S. 909–930
- [114] MAHMOUD, M. A. ; HOSSEINI, A.: Assessment of stress intensity factor and aspect ratio variability of surface cracks in bending plates. In: *Engineering Fracture Mechanics* 24 (1986), Nr. 2, S. 207–221
- [115] CRUSE, T. A. ; BESUNER, P. M.: Residual life prediction for surface cracks in complex structural details. In: *Journal of Aircraft* 12 (1975), Nr. 4, S. 369–375
- [116] VARFOLOMEYEV, I. V. ; VAINSHTOK, V. A. ; KRASOWSKY, A. Y.: Prediction of part-through crack growth under cyclic loading. In: *Engineering Fracture Mechanics* 40 (1991), Nr. 6, S. 1007–1022
- [117] SOBOYEJO, W. O. ; KNOTT, J. F.: An investigation of crack closure and the propagation of semi-elliptical fatigue cracks in Q1N (HY80) pressure vessel steel. In: *International Journal of Fatigue* 17 (1995), Nr. 8, S. 577–581
- [118] SONG, P. S. ; SHIEH, Y. L.: Crack growth and closure behaviour of surface cracks. In: *International Journal of Fatigue* 26 (2004), Nr. 4, S. 429–436
- [119] GARDIN, C. ; COURTIN, S. ; BERTHEAU, D. ; BEZINE, G. ; BEN HADJ HAMOUDA, H.: The influence of roller burnishing on the fatigue crack propagation in notched round bars - Experimental observations under three-point bending. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 30 (2007), Nr. 4, S. 342–350
- [120] DE LOS RIOS, E. R. ; WALLEY, A. ; MILAN, M. T. ; HAMMERSLEY, G.: Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel. In: *International Journal of Fatigue* 17 (1995), Nr. 7, S. 493–499
- [121] DOREMUS, L. ; CORMIER, J. ; VILLECHAISE, P. ; HENAFF, G. ; NADOT, Y. ; PIERRET, S.: Influence of residual stresses on the fatigue crack growth from surface anomalies in a nickel-based superalloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 644 (2015), S. 234–246
- [122] BRENNAN, F. P. ; NGIAM, S. S. ; LEE, C. W.: An experimental and analytical study of fatigue crack shape control by cold working. In: *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008), Nr. 3-4, S. 355–363
- [123] NGIAM, S. S. ; BRENNAN, F. P.: Fatigue crack control in structural details using surface peening. In: *Journal of Ship Production* 24 (2008), Nr. 3, S. 147–151
- [124] PREVÉY, P. ; TELESMA, J. ; GABB, T. ; KANTZOS, P.: FOD resistance and fatigue crack arrest in low plasticity burnished IN718. In: *Proceedings of the 5th National Turbine Engine High Cycle Fatigue Conference, 2000*

- [125] WIED, J.: *Oberflächenbehandlung von Umformwerkzeugen durch Festklopfen*, Technische Universität Darmstadt, Dissertation, 2011
- [126] WOHLFAHRT, H.: Ein Modell zur Vorhersage kugelstrahlbedingter Eigenspannungszustände. In: MACHERAUCH, E. (Hrsg.) ; HAUKE, V. (Hrsg.): *Eigenspannungen: Entstehung-Messung-Bewertung*. DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 1983, S. 301–319
- [127] BAILEY, P. G. ; COMASSAR, D. M. ; WHALEN, J. M. ; THOMPSON, R. A.: New Challenges for Shot Peening of Aircraft Gas Turbine Engine Components. In: *The Shot Peener* 7 (1993), Nr. 2, S. 3–7
- [128] ALTENBERGER, I.: Deep rolling—the past, the present and the future. In: SCHULZE, V. (Hrsg.) ; NIKU-LARI, A. (Hrsg.): *Proceedings of the 9th International Conference on Shot Peening*, 2005, S. 144–155
- [129] BERSTEIN, G. ; FUCHSBAUER, B.: Festwalzen und Schwingfestigkeit. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 13 (1982), Nr. 3, S. 103–109
- [130] KLOOS, K.-H. ; ADELMANN, J.: Schwingfestigkeitssteigerung durch Festwalzen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 19 (1988), Nr. 1, S. 15–23
- [131] SCHULZE, V. ; BLEICHER, F. ; GROCHE, P. ; GUO, Y. B. ; PYUN, Y. S.: Surface modification by machine hammer peening and burnishing. In: *CIRP Annals-Manufacturing Technology* 65 (2016), Nr. 2, S. 809–832
- [132] LIENERT, F.: *Bauteiloptimierung mittels Piezopeening - Auswirkungen auf den Randschichtzustand und die Schwingfestigkeit von 42CrMo4 V450*, Karlsruher Institut für Technologie, Dissertation, 2017
- [133] GROCHE, P. ; ENGELS, M. ; STEITZ, M. ; MÜLLER, C. ; SCHEIL, J. ; HEILMAIER, M.: Potential of mechanical surface treatment for mould and die production. In: *International Journal of Materials Research* 103 (2012), Nr. 6, S. 783–789
- [134] ALTENBERGER, I.: *Mikrostrukturelle Untersuchungen mechanisch randschichtverfestigter Bereiche schwingend beanspruchter metallischer Werkstoffe*, Universität Kassel, Dissertation, 1999
- [135] PREVÉY, P. S. ; KOSTER, W. P.: Effect of surface integrity on fatigue of structural alloys at elevated temperatures. In: *Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520*. ASTM International, West Conshohocken, 1973, S. 522–531
- [136] WOLFSTIEG, U. ; MACHERAUCH, E.: Ursachen und Bewertung von Eigenspannungen. In: *Chemie Ingenieur Technik* 45 (1973), Nr. 11, S. 760–770
- [137] HABSCHIED, M. ; DE GRAAFF, B. ; KLUMPP, A. ; SCHULZE, V.: Fertigung und Eigenspannungen. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 70 (2015), Nr. 3, S. 111–121
- [138] WITHERS, P. J. ; BHADESHIA, H. K. D. H.: Residual stress. Part 2–Nature and origins. In: *Materials Science and Technology* 17 (2001), Nr. 4, S. 366–375

- [139] HOFFMEISTER, J.: *Beschreibung des Eigenspannungsabbaus in kugelgestrahltem Inconel 718 bei thermischer, quasistatischer und zyklischer Beanspruchung*, Karlsruher Institut für Technologie, Dissertation, 2009
- [140] TRAUTH, D. ; KLOCKE, F. ; MATTFELD, P. ; KLINK, A.: Time-efficient prediction of the surface layer state after deep rolling using similarity mechanics approach. In: *Procedia CIRP* 9 (2013), S. 29–34
- [141] HESSERT, R. ; BAMBERG, J. ; SATZGER, W. ; TAXER, T.: Ultrasonic impact treatment for surface hardening of the aero-engine material IN718. In: TOSHA, K. (Hrsg.): *Proceedings of the 10th International Conference on Shot Peening*, 2008, S. 410–415
- [142] TRAUTH, D. ; KLOCKE, F. ; WELLING, D. ; TERHORST, M. ; MATTFELD, P. ; KLINK, A.: Investigation of the surface integrity and fatigue strength of Inconel718 after wire EDM and machine hammer peening. In: *International Journal of Material Forming* 9 (2016), Nr. 5, S. 635–651
- [143] HACINI, L. ; VAN LÊ, N. ; BOCHER, P.: Evaluation of residual stresses induced by robotized hammer peening by the contour method. In: *Experimental Mechanics* 49 (2009), Nr. 6, S. 775
- [144] GILL, A. ; TELANG, A. ; MANNAVA, S. R. ; QIAN, D. ; PYOUN, Y. S. ; SOYAMA, H. ; VASUDEVAN, V. K.: Comparison of mechanisms of advanced mechanical surface treatments in nickel-based superalloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 576 (2013), S. 346–355
- [145] HAUKE, V.: *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: Evaluation-Application-Assessment*. Elsevier Science, Amsterdam, 1997
- [146] WILKINSON, A. J. ; MEADEN, G. ; DINGLEY, D. J.: High resolution mapping of strains and rotations using electron backscatter diffraction. In: *Materials Science and Technology* 22 (2006), Nr. 11, S. 1271–1278
- [147] HOFFMEISTER, J. ; SCHULZE, V. ; HESSERT, R. ; KOENIG, G.: Effects of the surface treatment on the measured diffraction peak width of Inconel 718. In: CHAMPAIGNE, J. (Hrsg.): *Proceedings of the 11th International Conference on Shot Peening*, 2011, S. 201–206
- [148] ZIMMERMANN, M.: *Numerische und experimentelle Untersuchungen zur Randschichtausbildung beim Druckluft- und Ultraschallkugelstrahlen von IN718*, Karlsruher Institut für Technologie, Dissertation, 2009
- [149] ISHII, H. ; YUKAWA, K.: The role of dislocation substructures in fatigue crack propagation in copper and alpha brass. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 10 (1979), Nr. 12, S. 1881–1887
- [150] MESSÉ, O. M. D. M. ; STEKOVIC, S. ; HARDY, M. C. ; RAE, C. M. F.: Characterization of plastic deformation induced by shot-peening in a Ni-base superalloy. In: *Journal of Materials* 66 (2014), Nr. 12, S. 2502–2515

- [151] KIM, J. H. ; SUH, C. M. ; AMANOV, A. ; KIM, H. D. ; PYUN, Y. S.: Rotary bending fatigue properties of Inconel 718 alloys by ultrasonic nanocrystal surface modification technique. In: *The Journal of Engineering* 13 (2015), S. 133–137
- [152] NAGARAJAN, B. ; CASTAGNE, S.: Microstructure Study of Nickel-Based Superalloys after Deep Cold Rolling. In: *Materials Science Forum* Bd. 879, 2017, S. 169–174
- [153] DE LACALLE, L. N. ; LAMIKIZ, A. ; SANCHEZ, J. A. ; ARANA, J. L.: The effect of ball burnishing on heat-treated steel and Inconel 718 milled surfaces. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 32 (2007), Nr. 9-10, S. 958–968
- [154] CHEN, T. ; JOHN, H. ; XU, J. ; LU, Q. ; HAWK, J. ; LIU, X.: Influence of surface modifications on pitting corrosion behavior of nickel-base alloy 718. Part 1: Effect of machine hammer peening. In: *Corrosion Science* 77 (2013), S. 230–245
- [155] SANDÁ, A. ; NAVAS, V. G. ; GONZALO, O.: Surface state of Inconel 718 ultrasonic shot peened: Effect of processing time, material and quantity of shot balls and distance from radiating surface to sample. In: *Materials & Design* 32 (2011), Nr. 4, S. 2213–2220
- [156] MACHERAUCH, E. ; WOHLFAHRT, H.: Eigenspannungen und Ermüdung. In: MUNZ, D. (Hrsg.): *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*. DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 1985, S. 237–283
- [157] VÖHRINGER, O.: Abbau von Eigenspannungen. In: MACHERAUCH, E. (Hrsg.) ; HAUKE, V. (Hrsg.): *Eigenspannungen: Entstehung-Messung-Bewertung*. DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 1983, S. 49–83
- [158] CAI, D. ; NIE, P. ; SHAN, J. ; LIU, W. ; YAO, M. ; GAO, Y.: Precipitation and residual stress relaxation kinetics in shot-peened Inconel 718. In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 15 (2006), Nr. 5, S. 614–617
- [159] WEAVER, M. L. ; HALE, C. S.: Effects of precipitation on serrated yielding in Inconel 718. In: LORIA, E. A. (Hrsg.): *Proceedings of Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, 2001, S. 421–432
- [160] HAYES, R. W. ; HAYES, W. C.: On the mechanism of delayed discontinuous plastic flow in an age-hardened nickel alloy. In: *Acta Metallurgica* 30 (1982), Nr. 7, S. 1295–1301
- [161] NALAWADE, S. A. ; SUNDARARAMAN, M. ; KISHORE, R. ; SHAH, J. G.: The influence of aging on the serrated yielding phenomena in a nickel-base superalloy. In: *Scripta Materialia* 59 (2008), Nr. 9, S. 991–994
- [162] PREVÉY, P. S.: The effect of cold work on the thermal stability of residual compression in surface enhanced IN718. In: *Proceedings of the 20th ASM Materials Solutions Conference & Exposition*, 2000

- [163] EVANS, A. ; KIM, S. B. ; SHACKLETON, J. ; BRUNO, G. ; PREUSS, M. ; WITHERS, P. J.: Relaxation of residual stress in shot peened Udimet 720Li under high temperature isothermal fatigue. In: *International Journal of Fatigue* 27 (2005), Nr. 10, S. 1530–1534
- [164] ALMER, J. D. ; COHEN, J. B. ; WINHOLTZ, R. A.: The effects of residual macrostresses and microstresses on fatigue crack propagation. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 29 (1998), Nr. 8, S. 2127–2136
- [165] ZABEEN, S. ; PREUSS, M. ; WITHERS, P. J.: Evolution of a laser shock peened residual stress field locally with foreign object damage and subsequent fatigue crack growth. In: *Acta Materialia* 83 (2015), S. 216–226
- [166] WAGNER, L.: Mechanical surface treatments on titanium alloys: fundamental mechanisms. In: GREGORY, J. K. (Hrsg.) ; RACK, H. J. (Hrsg.) ; EYLON, D. (Hrsg.): *Proceedings of the Symposium on Surface Performance of Titanium*, 1997, S. 199–215
- [167] SOADY, K. A.: Life assessment methodologies incorporating shot peening process effects: mechanistic consideration of residual stresses and strain hardening Part 1—effect of shot peening on fatigue resistance. In: *Materials Science and Technology* 29 (2013), Nr. 6, S. 637–651
- [168] HE, B. Y. ; SOADY, K. A. ; MELLOR, B. G. ; HARRISON, G. ; REED, P. A. S.: Fatigue crack growth behaviour in the LCF regime in a shot peened steam turbine blade material. In: *International Journal of Fatigue* 82 (2016), S. 280–291
- [169] GUAGLIANO, M. ; VERGANI, L.: An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components. In: *Engineering Fracture Mechanics* 71 (2004), Nr. 4-6, S. 501–512
- [170] MUTOH, Y. ; FAIR, G. H. ; NOBLE, B. ; WATERHOUSE, R. B.: The effect of residual stresses induced by shot-peening on fatigue crack propagation in two high strength aluminium alloys. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 10 (1987), Nr. 4, S. 261–272
- [171] TURNBULL, A. ; DE LOS RIOS, E. R. ; TAIT, R. B. ; LAURENT, C. ; BOABAID, J. S.: Improving the fatigue crack resistance of Waspaloy by shot peening. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 21 (1998), Nr. 12, S. 1513–1524
- [172] HANAGARTH, H.: *Auswirkung von Oberflächenbehandlungen auf das Ermüdungsverhalten von TiAl6V4 und 42 CrMo 4 bei erhöhter Temperatur*, Technische Hochschule Karlsruhe, Dissertation, 1989
- [173] COSTA, D. ; TORRES, M. ; BAPTISTA, C.: Behavior of the Rate of Fatigue Crack Propagation after Shot Peening in Aluminum Alloy 2024 T3. In: WAGNER, L. (Hrsg.): *Proceedings of the 12th International Conference on Shot Peening*, 2014, S. 124–129
- [174] LIAW, P. K. ; LEAX, T. R. ; WILLIAMS, R. S. ; PECK, M. G.: Near-threshold fatigue crack growth behavior in copper. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 13 (1982), Nr. 9, S. 1607–1618

- [175] KANG, T. S. ; LIU, H. W.: The effect of pre-stress cycles on fatigue crack growth - an analysis of crack growth mechanism. In: *Engineering Fracture Mechanics* 6 (1974), Nr. 4, S. 631–638
- [176] SCHIJVE, J.: The effect of pre-strain on fatigue crack growth and crack closure. In: *Engineering Fracture Mechanics* 8 (1976), Nr. 4, S. 575–581
- [177] SCHULTE, K. ; NOWACK, H. ; LÜTJERING, G.: Influence of monotonic and cyclic predeformation on fatigue crack propagation of high-strength aluminum alloys. In: *Engineering Fracture Mechanics* 13 (1980), Nr. 4, S. 1009–1021
- [178] AL-RUBAIE, K. S. ; BARROSO, E. K. L. ; GODEFROID, L. B.: Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475–T7351 aluminum alloy. In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), Nr. 8, S. 934–942
- [179] MADURO, L. P. ; BAPTISTA, C. A. R. P. ; TORRES, M. A. S. ; SOUZA, R. C.: Modeling the growth of LT and TL-oriented fatigue cracks in longitudinally and transversely pre-strained Al 2524-T3 alloy. In: *Procedia Engineering* 10 (2011), S. 1214–1219
- [180] VIANA, T. G. ; GODEFROID, L. B. ; BARROSO, E. K. L. ; AL-RUBAIE, K. S. F.: Caracterização do Fechamento de Trinca de Fadiga numa Liga Al 7475 Pré-deformada e com Shot Peening. In: *Revista Matéria* 10 (2005), Nr. 3, S. 454–462
- [181] LIN, G. M. ; FINE, M. E.: Effect of grain size and cold work on the near threshold fatigue crack propagation rate and crack closure in iron. In: *Scripta Metallurgica* 16 (1982), Nr. 11, S. 1249–1254
- [182] RADHAKRISHNAN, V. M. ; BABURAMANI, P. S.: An investigation of the effect of pre-straining on fatigue crack growth. In: *Materials Science and Engineering* 17 (1975), Nr. 2, S. 283–288
- [183] ARORA, P. R. ; RAGHAVAN, M. R. ; PRASAD, Y. V. R. K.: Effect of prestrain on fatigue crack propagation in mild steel containing non-metallic inclusions. In: *Engineering Fracture Mechanics* 29 (1988), Nr. 1, S. 67–79
- [184] NIAN, L. ; BAI-PING, D.: Effect of monotonic and cyclic prestrain on the fatigue threshold in medium-carbon steels. In: *International Journal of Fatigue* 14 (1992), Nr. 1, S. 41–44
- [185] WASÉN, J. ; KARLSSON, B.: Influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels. In: *International Journal of Fatigue* 11 (1989), Nr. 6, S. 395–405
- [186] NAKAJIMA, K. ; KAMIISHI, S. ; YOKOE, M. ; MIYATA, T.: The influence of microstructural morphology and prestrain on fatigue crack propagation of dual-phase steels in the near-threshold region. In: *ISIJ international* 39 (1999), Nr. 5, S. 486–492
- [187] NAKAJIMA, K. ; URABE, T. ; HOSOYA, Y. ; KAMIISHI, S. ; MIYATA, T. ; TAKEDA, N.: Influence of microstructural morphology and prestraining on short fatigue crack propagation in dual-phase steels. In: *ISIJ international* 41 (2001), Nr. 3, S. 298–305

- [188] JAMES, L. A.: Fatigue-crack growth in 20% cold-worked Type 316 stainless steel at elevated temperatures. In: *Nuclear Technology* 16 (1972), Nr. 1, S. 316–322
- [189] SHAHINIAN, P.: Crack Propagation in Cold-Worked Austenitic Stainless Steel at Elevated Temperatures. In: *Nuclear Technology* 38 (1978), Nr. 3, S. 415–426
- [190] TROSHCHENKO, V. T. ; YASNII, P. V. ; POKROVSKII, V. V.: Effect of single plastic prestraining on crack resistance. 2. An approach to predicting the fatigue crack growth rate. In: *Strength of Materials* 20 (1988), Nr. 12, S. 1558–1563
- [191] VASUDEVAN, A. K. ; SADANANDA, K. ; RAJAN, K.: Role of microstructures on the growth of long fatigue cracks. In: *International Journal of Fatigue* 19 (1997), Nr. 93, S. 151–159
- [192] LAIRD, C.: The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. In: *Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415*. ASTM International, West Conshohocken, 1967, S. 131–180
- [193] KENDALL, J. M. ; HICKS, M. ; KING, J. E.: The effect of prestraining on fatigue crack growth in nickel-base alloys. In: RITCHIE, R. O. (Hrsg.) ; STARKE, E. A. (Hrsg.): *Fatigue '87*, 1987, S. 959–968
- [194] ZHENG, D. ; ROSENBERGER, A. ; GHONEM, H.: Influence of prestraining on high temperature, low frequency fatigue crack growth in superalloys. In: *Materials Science and Engineering: A* 161 (1993), Nr. 1, S. 13–21
- [195] DONACHIE, M. J. ; DONACHIE, S. J.: *Superalloys: A Technical Guide*. ASM international, Materials Park, 2002
- [196] DEVAUX, A. ; NAZÉ, L. ; MOLINS, R. ; PINEAU, A. ; ORGANISTA, A. ; GUÉDOU, J. Y. ; UGINET, J. F. ; HÉRITIER, P.: Gamma double prime precipitation kinetic in Alloy 718. In: *Materials Science and Engineering: A* 486 (2008), Nr. 1-2, S. 117–122
- [197] B637-18: Standard Specification for Precipitation-Hardening and Cold Worked Nickel Alloy Bars, Forgings, and Forging Stock for Moderate or High Temperature Service. ASTM International, West Conshohocken, 2018
- [198] SIMS, C. T. ; HAGEL, W. C.: *The Superalloys – Vital High Temperature Gas Turbine Materials For Aerospace and Industrial Power*. John Wiley & Sons, Hoboken, 1972
- [199] E112-13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, West Conshohocken, 2013
- [200] E399-17: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken, 2017
- [201] DOEGE, E. ; BEHRENS, B. A.: *Handbuch Umformtechnik*. Springer, Berlin, 2016
- [202] DIXON, W. J. ; MOOD, A. M.: A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data. In: *Journal of the American Statistical Association* 43 (1948), S. 109–126

- [203] DOREMUS, L. ; NADOT, Y. ; HENAFF, G. ; MARY, C. ; PIERRET, S.: Calibration of the potential drop method for monitoring small crack growth from surface anomalies—Crack front marking technique and finite element simulations. In: *International Journal of Fatigue* 70 (2015), S. 178–185
- [204] HARTMAN, G. A. ; JOHNSON, D. A.: DC electric-potential method applied to thermal/mechanical fatigue crack growth. In: *Experimental Mechanics* 27 (1987), Nr. 1, S. 106–112
- [205] ČERNÝ, I. ; SÍS, J. ; MIKULOVA, D.: Short fatigue crack growth in an aircraft Al-alloy of a 7075 type after shot peening. In: *Surface and Coatings Technology* 243 (2014), S. 20–27
- [206] BAUSCHKE, H. M. ; SCHWALBE, K.-H.: Measurement of the depth of surface cracks using the direct current potential drop method. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 16 (1985), Nr. 5, S. 156–165
- [207] TARNOWSKI, K. ; DAVIES, C. ; DEAN, D. ; NIKBIN, K.: The Influence of Plasticity on Crack Length Measurements Using the Potential Drop Technique. In: *Evaluation of Existing and New Sensor Technologies for Fatigue, Fracture and Mechanical Testing, ASTM STP 1584*. ASTM International, West Conshohocken, 2015, S. 73–96
- [208] DIN4287:2010-07: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit. Beuth, Berlin, 2010
- [209] KLUMPP, A. ; MAIER, S. ; CHEN, H. ; FOTOUHI, M. ; SCHNEIDER, R. ; DIETRICH, S. ; LANG, K.-H. ; SCHULZE, V.: Influence of work-hardening on fatigue crack growth, effective threshold and crack opening behavior in the nickel-based superalloy Inconel 718. In: *International Journal of Fatigue* 116 (2018), S. 257–267
- [210] GABB, T. P. ; DANETTI, A. ; DRAPER, S. L. ; LOCCI, I. E. ; TELESMA, J.: Retention of Compressive Residual Stresses Introduced by Shot Peening in a Powder Metal Disk Superalloy / Nasa Technical Paper. 2016. – Forschungsbericht
- [211] HOFFMEISTER, J. ; SCHULZE, V. ; HESSERT, R. ; KOENIG, G.: Residual stresses under quasi-static and cyclic loading in shot peened Inconel 718. In: *International Journal of Materials Research* 103 (2012), Nr. 1, S. 66–72
- [212] TUFFT, M.: Modeling of Fatigue Behavior due to Shot Peening Conditions. In: WAGNER, L. (Hrsg.): *Proceedings of the 8th International Conference on Shot Peening*, 2002, S. 530–539
- [213] WORTHEM, D. W. ; ROBERTSON, I. M. ; LECKIE, F. A. ; SOCIE, D. F. ; ALTSTETTER, C. J.: Inhomogeneous deformation in Inconel 718 during monotonic and cyclic loadings. In: *Metallurgical Transactions A* 21 (1990), Nr. 12, S. 3215–3220
- [214] XIAO, L. ; CHEN, D. L. ; CHATURVEDI, M. C.: Shearing of γ'' precipitates and formation of planar slip bands in Inconel 718 during cyclic deformation. In: *Scripta Materialia* 52 (2005), Nr. 7, S. 603–607

- [215] PREVÉY, P. S.: The measurement of subsurface residual stress and cold work distributions in nickel base alloys / Lambda Technologies, Cincinnati. 1987. – Forschungsbericht
- [216] SUZUKI, H. ; MCEVILY, A. J.: Microstructural effects on fatigue crack growth in a low carbon steel. In: *Metallurgical Transactions A* 10 (1979), Nr. 4, S. 475–481
- [217] CHERMAHINI, R. G. ; PALMBERG, B. ; BLOM, A. F.: Fatigue crack growth and closure behaviour of semicircular and semi-elliptical surface flaws. In: *International Journal of Fatigue* 15 (1993), Nr. 4, S. 259–263
- [218] CLAVEL, M. ; PINEAU, A.: Frequency and wave-form effects on the fatigue crack growth behavior of alloy 718 at 298 K and 823 K. In: *Metallurgical Transactions A* 9 (1978), Nr. 4, S. 471–480
- [219] JAMES, L. A. ; MILLS, W. J.: Effect of heat-treatment and heat-to-heat variations in the fatigue-crack growth response of Alloy 718. In: *Engineering Fracture Mechanics* 22 (1985), Nr. 5, S. 797–817
- [220] BARRIE, R. L. ; GABB, T. P. ; TELESMA, J. ; KANTZOS, P. T. ; PRESCENZI, A. ; BILES, T. ; BONACUSE, P. J.: Effectiveness of shot peening in suppressing fatigue cracking at non-metallic inclusions in Udimet® 720. In: *Materials Science and Engineering: A* 474 (2008), Nr. 1, S. 71–81
- [221] MARX, M. ; SCHÄF, W. ; VEHOFF, H. ; HOLZAPFEL, C.: Interaction of microcracks with selected interfaces: Focused ion beam for a systematic crack initiation. In: *Materials Science and Engineering: A* 435 (2006), S. 595–601
- [222] HOLZAPFEL, C. ; SCHÄF, W. ; MARX, M. ; VEHOFF, H. ; MÜCKLICH, F.: Interaction of cracks with precipitates and grain boundaries: Understanding crack growth mechanisms through focused ion beam tomography. In: *Scripta Materialia* 56 (2007), Nr. 8, S. 697–700
- [223] JONES, R. E.: Fatigue crack growth retardation after single-cycle peak overload in Ti-6Al-4V titanium alloy. In: *Engineering Fracture Mechanics* 5 (1973), Nr. 3, S. 585–604
- [224] BATHIAS, C. ; VANCON, M.: Mechanisms of overload effect on fatigue crack propagation in aluminium alloys. In: *Engineering Fracture Mechanics* 10 (1978), Nr. 2, S. 409–424
- [225] KING, J. E.: Surface Damage and Near-Threshold Fatigue Crack Growth in a Ni-Base Superalloy in Vacuum. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 5 (1982), Nr. 2, S. 177–188
- [226] MILLS, W. J.: Effect of heat treatment on the tensile and fracture toughness behavior of alloy 718 weldments. In: *Welding Journal* 63 (1984), Nr. 8, S. 237s–245s
- [227] LI, H. Y. ; SUN, H. L. ; BOWEN, P. ; KNOTT, J. F.: Effects of compressive residual stress on short fatigue crack growth in a nickel-based superalloy. In: *International Journal of Fatigue* 108 (2018), Nr. 1, S. 53–61

- [228] JAMES, L. A.: The effect of grain size upon the fatigue-crack propagation behavior of alloy 718 under hold-time cycling at elevated temperature. In: *Engineering Fracture Mechanics* 25 (1986), Nr. 3, S. 305–314
- [229] LANG, M. ; HARTMAN, G. A. ; LARSEN, J. M.: Investigation of an abnormality in fatigue crack growth curves - the Marci Effect. In: *Scripta Materialia* 38 (1998), Nr. 12, S. 1803–1810
- [230] NEWMAN, J. C.: Analyses of Fatigue Crack Growth and Closure near Threshold Conditions for Large-Crack Behavior. In: *Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits, and Design, ASTM STP 1372*. ASTM International, West Conshohocken, 2000, S. 227–251
- [231] NEWMAN, J. A. ; RIDDELL, W. T. ; PIASCIK, R. S.: Effects of K_{max} on Fatigue Crack Growth Threshold in Aluminum Alloys. In: *Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits, and Design, ASTM STP 1372*. ASTM International, West Conshohocken, 2000, S. 63–77
- [232] HÄUSSERMANN, F. ; WILKENS, M.: Bestimmung der Stapelfehlerenergie kubisch-flächenzentrierter Metalle aus der Analyse des elektronenmikroskopischen Beugungs- kontrastes von Stapelfehlerdipolen. In: *Physica Status Solidi (b)* 18 (1966), Nr. 2, S. 609–624
- [233] FOURNIER, D. ; PINEAU, A.: Low cycle fatigue behavior of Inconel 718 at 298 K and 823 K. In: *Metallurgical Transactions A* 8 (1977), Nr. 7, S. 1095–1105
- [234] STÖCKER, C. ; ZIMMERMANN, M. ; CHRIST, H. J.: Effect of precipitation condition, prestrain and temperature on the fatigue behaviour of wrought nickel-based superalloys in the VHCF range. In: *Acta Materialia* 59 (2011), Nr. 13, S. 5288–5304
- [235] VROMAN, G. A.: Life Prediction Analysis of Part-Through Cracks. In: *Part-Through Crack Fatigue Life Prediction, ASTM STP 687*. ASTM International, West Conshohocken, 1979, S. 89–95

Veröffentlichungen im Rahmen dieser Arbeit

- [3] KLUMPP, A. ; HOFFMEISTER, J. ; SCHULZE, V.: Mechanical Surface Treatments. In: WAGNER, L. (Hrsg.): *Proceedings of the 12th International Conference on Shot Peening*, 2014, S. 12–24
- [137] HABSCHIED, M. ; DE GRAAFF, B. ; KLUMPP, A. ; SCHULZE, V.: Fertigung und Eigenspannungen. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 70 (2015), Nr. 3, S. 111–121
- [209] KLUMPP, A. ; MAIER, S. ; CHEN, H. ; FOTOUHI, M. ; SCHNEIDER, R. ; DIETRICH, S. ; LANG, K.-H. ; SCHULZE, V.: Influence of work-hardening on fatigue crack growth, effective threshold and crack opening behavior in the nickel-based superalloy Inconel 718. In: *International Journal of Fatigue* 116 (2018), S. 257–267

Abbildungsverzeichnis

2.1	Definition der Rissöffnungsmodi I, II und III (aus [23])	4
2.2	Ausprägung plastischer Zonen an der Rissfront unter Annahme der Gestaltänderungsenergiehypothese (aus [32])	5
2.3	Rissausbreitungsrate $\frac{da}{dN}$ über zyklischer Spannungsintensität ΔK (aus [6])	6
2.4	Darstellung nomineller und effektiv wirksamer Spannungsintensitäten sowie Schwellenwerte [43] (aus [6])	8
2.5	Ursachen des Risssschließens: a) Plastizität; b) Phasenumwandlung; c) Oxidbildung; d) Bruchflächenrauheit; e) Fluidkeil (aus [6])	9
2.6	Wirkebenen der Hauptschubspannungen τ_2 und τ_3 (aus [24])	9
2.7	Modell zur Ausbildung rissspitzennaher Eigenspannungen [35] (aus [24])	10
2.8	Rissprofil in Eigenspannungsfeldern; a) vollständiges Rissöffnen; b) partielles Risssschließen; c) vollständiges Risssschließen [48]	12
2.9	Experimentelle Erfassung des Risssschließeffekts; links: Steifigkeitsänderung im Last-Verschiebungs-Verlauf, schematisch [60]; rechts: Verlauf der Potentialsondenspannung und mittels REM ermittelte Rissöffnungslast [61]	14
2.10	Kitagawa-Diagramm (links) und Schwellenwertverhalten langer und kurzer Risse (rechts); aus [96]	16
2.11	Kenngößen des halbelliptischen Oberflächenanrisses (aus [106, 107])	18
2.12	Kenngößen des Randschichtzustands, schematisch [8]	21
2.13	Verformungsmechanismen plastische Streckung (links) und Hertz'sche Pressung (rechts) sowie Eigenspannungszustände nach Kugelstrahlen, nach [126]	22
2.14	Eigenspannungs- und Halbwertsbreitenverläufe an Inconel 718 nach Kugelstrahlen, Festwalzen und Ultraschallimpulsverfestigung [141]	24
2.15	Typen zyklischer Eigenspannungsrelaxation [156] (aus [132])	25
2.16	Rissausbreitung an TiAl6V4 im unbehandelten Zustand und nach Kugelstrahlen [166] (aus [139])	28
2.17	Rissöffnungsverhältnisse und Rissausbreitungsraten nach Kugelstrahlen in angerissenen CT-Proben aus X5CrNi18-10 [75]	29
3.1	Querschliffe des Plattenmaterials mit Dicke 13,8 mm (a) und des Stangenmaterials mit Durchmessern 63,5 mm (b), 30,0 mm (c) und 15,9 mm (d), Vergrößerung: 200 x	34
3.2	Schematische Übersicht der Probenentnahme (blau) aus Platten (schwarz) nach Oberflächenbehandlung (rot)	35
3.3	Rundknetversuch an Vier-Backen-Rundknetmaschine	38
3.4	Probengeometrie für lebensdauerorientierte Versuche	39
3.5	Probengeometrie zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung	39
3.6	Probengeometrie zur Rissausbreitung nach durchgreifender Verfestigung	40

3.7	Probengeometrie zur Charakterisierung des zügigen Verformungsverhaltens nach durchgreifender Verfestigung	40
4.1	Versuchsstand für lebensdauerorientierte Untersuchungen	42
4.2	Versuchsstand zur Rissausbreitung nach randnaher Verfestigung	43
4.3	Reproduzierbarkeit der Versuchstemperatur (links); Temperaturentwicklung in Versuchen unterschiedlicher Dauer (rechts)	45
4.4	Verläufe des elektrischen Potentials bei Positionierung der Potentialsonden auf der Probenseiten- / -stirnfläche und zwei halb elliptisch angenommenen Rissgrößen C1 / C2 (links); Bezogene Änderung der Potentialdifferenz U_e bei Vergrößerung eines halb elliptischen / durchgängigen Risses von C1 auf C2 in Abhängigkeit des Potentialsondenabstands (rechts)	46
4.5	Absolute und relative Abweichungen bei der Potentialsondenmessung infolge fehlerhaftem Potentialsondenabstand; angenommene Rissgröße: C1	47
4.6	Rissausbreitungsprobe mit Mikrokerbe und Potentialsondendrähten	48
4.7	Messsignale der Kraft (schwarz), der Potentialsonde (grün) und der Temperatur (rot) im Rissöffnungs- / -schließversuch, exemplarisch	50
4.8	Potential-Last-Verlauf und Auswertung von Rissöffnungs- und -schließlasten im unbehandelten (links) und festgewalzten (rechts) Zustand	51
4.9	Versuchsaufbau für Versuche nach durchgreifender Verfestigung	53
4.10	Entnahme sowie Mess- und Abtragsrichtung der Proben für Eigenspannungsmessungen; links: Biegeprobe, rechts: „arc-shaped tension“-Probe	56
4.11	FE-Modell zur Ermittlung von Spannungen und Spannungsintensitäten an der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände	58
5.1	Topographie der unbehandelten (geschliffenen) Oberfläche	61
5.2	Topographien der kugelgestrahlten Oberflächen; P1 (links) und P2 (rechts)	61
5.3	Topographien der kugelgestrahlten Oberflächen; P3 (links) und P4 (rechts)	61
5.4	Topographie der kugelgestrahlten Oberfläche P5 (links) und Topographie nach Piezo Peening (rechts)	62
5.5	Topographien der festgewalzten Oberflächen; P1 (links) und P2 (rechts)	62
5.6	Verläufe der Mikrohärten in Randnähe nach Kugelstrahlen	63
5.7	Verläufe der Mikrohärten in Randnähe nach Festwalzen und Piezo Peening	64
5.8	Quereigensspannungsprofile nach Kugelstrahlen	65
5.9	Quereigensspannungsprofile nach Festwalzen und Piezo Peening	65
5.10	Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) nach Kugelstrahlen	66
5.11	Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) nach Festwalzen und Piezo Peening	66
5.12	Mikrohärteverläufe nach randnaher Verfestigung in Rundproben	67
5.13	Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Quereigensspannungsprofile des kugelgestrahlten Zustands P1	68
5.14	Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Quereigensspannungsprofile des kugelgestrahlten Zustands P4	69

5.15	Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Quereigenstressprofile des festgewalzten Zustands P1	69
5.16	Zyklisch-thermisch relaxierte Quereigenstressprofile des unbehandelten Zustands	70
5.17	Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des kugelgestrahlten Zustands P1	71
5.18	Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des kugelgestrahlten Zustands P4	71
5.19	Thermisch und zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des festgewalzten Zustands P1	72
5.20	Zyklisch-thermisch relaxierte Verläufe der röntgenographischen Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) des unbehandelten Zustands	72
5.21	Mikrohärteverläufe in Stangen für Rissausbreitungsproben nach durchgreifender Kaltverfestigung; nach [209]	73
5.22	Härtemittelwerte HV 0,1 in Abhängigkeit des Umformgrads φ für Rissausbreitungs- (links) und Zugproben (rechts); nach [209]	74
5.23	Zugverfestigungskurven durchgreifend verfestigter Zustände; links: Raumtemperatur (293 K), rechts: Erhöhte Temperatur (823 K)	74
5.24	$R_{p0,2}$ -Dehngrenzen in Abhängigkeit des Umformgrads und der Temperatur	75
5.25	Eigenstressprofile im Ligament von Rissausbreitungsproben nach durchgreifender Verfestigung; nach [209]	76
5.26	Mittelwerte röntgenographischer Halbwertsbreiten ($\{220\}$ -Interferenzlinie) in Abhängigkeit des Umformgrads	76
5.27	TEM-Aufnahmen an durchgreifend verfestigten Zuständen $\varphi_{c,0} = 0$ (oben); $\varphi_{c,2} = 0,25$ (Mitte) und $\varphi_{c,4} = 0,62$ (unten); Vergrößerung: 13000 x (links); 44000 x (rechts); nach [209]	77
5.28	Oberflächennahe EBSD-Aufnahmen im unbehandelten Zustand (links) und nach Kugelstrahlen P4 (rechts); KAM blau: 0° ; KAM grün: 5°	79
5.29	HRTEM-Aufnahmen an den Zuständen $\varphi_{c,0} = 0$ (links) und $\varphi_{c,4} = 0,62$ (rechts); Vergrößerung: 295000 x	83
5.30	Entwicklung der Halbwertsbreite und der $R_{p0,2}$ -Raumtemperaturdehngrenze mit zunehmender Mikrohärte infolge durchgreifender Verfestigung	84
5.31	Vergleich randnah und durchgreifend verfestigter Zustände anhand der lokal bzw. global vorliegenden Mikrohärte	85
6.1	Lebensdauer-Wöhlerlinien aufgrund nennspannungskontrollierter Versuche an nicht-angerissenen Proben, $R_{nom} = 0,05$	87
6.2	Restlebensdauer-Wöhlerlinien aufgrund nennspannungskontrollierter Versuche an angerissenen Proben, $R_{nom} = 0,05$	88
6.3	Restlebensdauer-Wöhlerlinien aufgrund nennspannungskontrollierter Versuche an angerissenen Proben, $R_{nom} = 0,5$	88

6.4	Rissausbreitungsraten im unbehandelten Zustand nach verschiedenen Lastabsenkungen im Vergleich, links: 293 K, rechts: 823 K	89
6.5	Rissausbreitungsraten für Lasthorizont K1 ($ F_{\max} = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)	90
6.6	Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L2 ($ F_{\max} = 4800 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)	92
6.7	Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L3 ($ F_{\max} = 4400 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)	93
6.8	Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L4 ($ F_{\max} = 4000 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)	94
6.9	Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L1 ($ F_{\max} = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,5$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)	95
6.10	Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L3 ($ F_{\max} = 4400 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,5$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)	96
6.11	Rissausbreitungsraten für Lasthorizont L1 ($ F_{\max} = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,7$) sowie vorliegende Randschichtzustände (entnommen aus Abschnitt 5.1.1)	97
6.12	Entwicklung der Risshalbbreiten c in Abhängigkeit der Risstiefe a , links: 293 K, rechts: 823 K	98
6.13	Entwicklung der Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ halb elliptisch angenäherter Oberflächenanrisse über der Risstiefe a und Anpassungsfunktionen zur Ermittlung von Spannungsintensitäten	99
6.14	Potential-Last-Verläufe in Rissöffnungs- und -schließversuchen am Lasthorizont K1 ($ F_{\max} = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$)	101
6.15	Potential-Last-Verläufe in Rissöffnungs- und -schließversuchen am Lasthorizont L2 ($ F_{\max} = 4800 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$)	102
6.16	Potential-Last-Verläufe in Rissöffnungs- und -schließversuchen am Lasthorizont L1 ($ F_{\max} = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,5$)	103
6.17	Rissöffnungs- bzw. Rissschließlasten (oben) und Rissausbreitungsraten (Mitte, aus Abschnitt 6.2.2) für Lasthorizont K1 ($ F_{\max} = 5300 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (unten, aus Abschnitt 5.1.1)	104
6.18	Rissöffnungs- bzw. Rissschließlasten (oben) und Rissausbreitungsraten (Mitte, aus Abschnitt 6.2.2) für Lasthorizont L2 ($ F_{\max} = 4800 \text{ N}$; $R_{\text{nom}} = 0,01$) sowie vorliegende Randschichtzustände (unten, aus Abschnitt 5.1.1)	105
6.19	Bruchbild des unbehandelten Zustands für Lasthorizont K1 / L1 und 293 K; a) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand $400 \mu\text{m}$, b) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand $1000 \mu\text{m}$, c) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand $400 \mu\text{m}$, d) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand $1000 \mu\text{m}$, e) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand $400 \mu\text{m}$, f) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand $1000 \mu\text{m}$	107
6.20	Bruchbild des festgewalzten Zustands für Lasthorizont K1 / L1 und 293 K; a) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand $400 \mu\text{m}$, b) $R_{\text{nom}} = 0,01$; Randabstand $1000 \mu\text{m}$, c) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand $400 \mu\text{m}$, d) $R_{\text{nom}} = 0,5$; Randabstand $1000 \mu\text{m}$, e) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand $400 \mu\text{m}$, f) $R_{\text{nom}} = 0,7$; Randabstand $1000 \mu\text{m}$	108
6.21	Bruchbild für Lasthorizont K1 bei 823 K im Randabstand von $400 \mu\text{m}$; a) Unbehandelt, b) Festwalzen, c) Kugelstrahlen P1, d) Kugelstrahlen P4	109

6.22	Bruchbild für Lasthorizont L1 bei 823 K im Randabstand von 400 μm ; a) Unbehandelt, b) Festwalzen, c) Kugelstrahlen P1, d) Kugelstrahlen P4	110
6.23	Bruchbild für Lasthorizont L5; Randabstand: 400 μm ; Unbehandelter Zu- stand; a) Raumtemperatur (293 K), b) Hochtemperatur (823 K)	110
6.24	Rissausbreitungsrate für $R_{\text{nom}} = 0,2$ im kontinuierlichen Verfahren ($F_{\text{max}} = 1500$ N) und mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren; nach [209]	111
6.25	Rissausbreitungsrate für $R_{\text{nom}} = 0,5$ im einstufig-kontinuierlichen ($F_{\text{max}} = 1500$ N) und mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren; nach [209]	112
6.26	Rissausbreitungsrate für $R_{\text{nom}} = 0,7$ im einstufig-kontinuierlichen ($F_{\text{max}} = 1500$ N) und mehrstufigen Lastabsenkungsverfahren; nach [209]	113
6.27	Errechnete Übergangsrisslängen a_{tr} in Abhängigkeit der Mikrohärtigkeit nach durchgreifender Verfestigung; nach [209]	113
6.28	Einfluss durchgreifender Verfestigung und Lastverhältnis auf den Rissausbreitungsexponenten m und -koeffizienten C ; nach [209]	114
6.29	Einfluss durchgreifender Verfestigung auf die Rissöffnungslast F_{op} bei verschiedenen Risslängen; nach [209]	115
6.30	Einfluss durchgreifender Verfestigung auf die Rissöffnungsspannungsintensität K_{op} bei verschiedenen Risslängen; nach [209]	115
6.31	Entwicklung von Effektivschwellenwerten $\Delta K_{\text{th,eff}}$ nach durchgreifender Verfestigung; nach [209]	116
6.32	Bruchbild unbehaltener und durchgreifend verfestigter Zustände bei $\Delta K_{\text{nom}} \approx 26 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ und $R_{\text{nom}} = 0,2$ (links) und $\Delta K_{\text{nom}} \approx 10 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$ (rechts); a / b: $\varphi_{c,0} = 0$; c / d: $\varphi_{c,2} = 0,25$; e / f: $\varphi_{c,4} = 0,62$; Rissfortschritt von links nach rechts; nach [209]	117
6.33	Erprobung von DMS (links) und Dehnungsaufnehmer (rechts) für Rissöffnungsmessungen an „arc-shaped tension“-Proben	118
6.34	Rissöffnungsvorversuche auf mechanischer Basis; links (a): DMS-Schrieb, rechts (b): Dehnungsaufnehmer-Schrieb; Versuche bei Risslängen 1,56 mm (1), 1,87 mm (2) und 2,22 mm (3)	119
6.35	Reproduzierbarkeit von Rissausbreitungsversuchen im unbehaltener Zustand bzw. nach randnaher Verfestigung; links: L3 ($ F_{\text{max}} = 4400$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$); rechts: L4 ($ F_{\text{max}} = 4000$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$)	121
6.36	Schätzung von Fehlern infolge varianter Aspektverhältnisse $\frac{a}{c}$ bei verschiedenen Größen halb elliptischer Oberflächenrisse; links: Auswirkung auf die Spannungsintensität K_{nom} in Rissmitte ($\phi = 90^\circ$); rechts: Auswirkung auf den Potentialabfall U_e am Riss	122
6.37	Eigenstressprofile an randnah verfestigten Proben nach Rissbildung	124
6.38	Halbwertsbreitenprofile an randnah verfestigten Proben nach Rissbildung	125
6.39	Reproduzierbarkeit von Rissausbreitungsrate nach durchgreifender Verfestigung mit $\varphi_{c,2} = 0,25$ und $R_{\text{nom}} = 0,7$; links: kontinuierlicher Versuch, rechts: mehrstufiger Lastabsenkungsversuch	128
6.40	Bruchbild unbehaltener und durchgreifend verfestigter Proben bei $R_{\text{nom}} = 0,7$; links: $\Delta K_{\text{nom}} \approx 10,2 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$ (mit Detailaufnahmen der Facetten); rechts: $\Delta K_{\text{nom}} \approx 13,5 \text{ MPam}^{\frac{1}{2}}$; a / b: $\varphi_{c,0} = 0$, c / d: $\varphi_{c,2} = 0,25$, e / f: $\varphi_{c,4} = 0,62$; Vergrößerung: 1000 x, Vergrößerung Details: 10000 x	130

6.41	Einfluss durchgreifender Verfestigung auf das Rissöffnungsverhältnis U	131
6.42	Rissöffnungsverhältnis U abhängig von ΔK_{nom} ; nach [209]	132
6.43	Mittlere Bruchflächenrautiefen; links: $R_{\text{nom}} = 0,2$; rechts: $R_{\text{nom}} = 0,7$	133
6.44	Mikrostruktur für $\varphi_{c,0} = 0$ (a) und nach Rundkneten mit $\varphi_{c,4} = 0,62$ (b)	134
7.1	Nominelle Spannungsintensitäten K_{nom} in der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände (Rissmitte; $\phi = 90^\circ$)	136
7.2	Nominelle Spannungsintensitäten K_{nom} in der Probengeometrie für randnah verfestigte Zustände (Rissrand; $\phi = 0^\circ$)	137
7.3	Berechnete Spannungsintensitäten K_{nom} mit Anpassung für $\phi = 90^\circ$ (Rissmitte) und Vergleich mit Formeln von Newman & Raju [106]	138
7.4	Berechnete Spannungsintensitäten K_{nom} mit Anpassung für $\phi = 0^\circ$ (Rissrand) und Vergleich mit Formeln von Newman & Raju [106]	138
7.5	Anpassung von Eigenspannungsprofilen nach zyklisch-thermischer Relaxation zur Berechnung von Eigenspannungsintensitäten	140
7.6	Berechnete Eigenspannungsintensitäten K_{rs} mit Anpassungsfunktionen für $\phi = 90^\circ$ (Rissmitte)	141
7.7	Berechnete Eigenspannungsintensitäten K_{rs} mit Anpassungsfunktionen für $\phi = 0^\circ$ (Rissrand)	141
7.8	Schema zu wirksamen Spannungsintensitäten; a) Riss schließen ohne makroskopische Eigenspannungen (nach [43]); b) mit Eigenspannungen, aber ohne Riss schließen; c) mit Riss schließen unter Eigenspannungseinfluss	143
7.9	Schematische Vorgehensweise für die Lebensdauermodellierung auf Basis eines semi-empirischen Effektivgrößenansatzes	146
7.10	Rissausbreitung in nomineller Darstellung ($\Delta K_{\text{nom}}(90^\circ)$ bzw. $\Delta K_{\text{nom},90^\circ}$) im unbehandelten Referenzzustand sowie nach randnaher Verfestigung durch Kugelstrahlen P1, Kugelstrahlen P4 und Festwalzen; $R_{\text{nom}} = 0,01$	148
7.11	Rissausbreitung in nomineller Darstellung ($\Delta K_{\text{nom}}(90^\circ)$ bzw. $\Delta K_{\text{nom},90^\circ}$) im unbehandelten Referenzzustand sowie nach randnaher Verfestigung durch Kugelstrahlen P1, Kugelstrahlen P4 und Festwalzen; $R_{\text{nom}} = 0,5$ bzw. $0,7$	149
7.12	Zusammenhänge $\Delta K_{\text{th,eff}}(a)$ (unten) aus Mikrohärteverläufen (oben) mit aus Standardabweichungen resultierenden Streubändern	151
7.13	Rissöffnungslasten für Lasthorizont K1 ($F_{\text{max}} = 5300$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01$) in Abhängigkeit der Risslänge mit Anpassungsfunktion, $T = 823$ K	152
7.14	Effektive Beanspruchungen $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ bzw. $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ für $T = 293$ K und $T = 823$ K im unbehandelten Referenzzustand sowie nach randnaher Verfestigung durch Kugelstrahlen P1, Kugelstrahlen P4 und Festwalzen für Lasthorizont K1 / L1 ($ F_{\text{max}} = 5300$ N; $R_{\text{nom}} = 0,01 / 0,5 / 0,7$)	152
7.15	Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ abhängig von Effektivgrößen $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$; 823 K	153
7.16	Rissausbreitungsraten $\frac{da}{dN}(90^\circ)$ abhängig von Effektivgrößen $\Delta K_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$ und $R_{\text{eff}}(a, 90^\circ)$; 293 K	154
7.17	Experimentell ermittelte und mittels semi-empirischem Effektivgrößenansatz erhaltene Lebensdauern, 823 K	155

7.18	Experimentell ermittelte und mittels semi-empirischem Effektivgrößenansatz erhaltene Lebensdauern, 293 K	155
7.19	„Unigrow model“ auf Basis effektiver Kenngrößen, 823 K	156
7.20	„Unigrow model“ auf Basis effektiver Kenngrößen, 293 K	156
7.21	Rissausbreitungsexponent m und Rissausbreitungskoeffizient C abhängig von der Mikrohärtigkeit HV 0,1 mit Anpassung durch Zielfunktionen	159
7.22	Experimentell ermittelte und auf phänomenologischer Basis modellierte Zusammenhänge $\frac{da}{dN}(\Delta K_{\text{nom}})$	160
7.23	Experimentell ermittelte und modellierte Lebensdauern	161
7.24	Lineare Anpassung des Rissöffnungsverhältnisses in Abhängigkeit der Mikrohärtigkeit HV 0,1 (links) und ΔK_{nom} (rechts)	162
7.25	Auftragung von Rissausbreitungsraten nach durchgreifender Verfestigung über ΔK_{eff} bzw. ΔK_{eff}^* ; nach [209]	162
7.26	Experimentell am gesamten Riss und numerisch in Rissmitte ($\phi = 90^\circ$) ermittelte Rissöffnungslasten	164
7.27	Experimentell am gesamten Riss und numerisch am Rissrand ($\phi = 0^\circ$) ermittelte Rissöffnungslasten	165
7.28	Ergebnisse von Validierungsversuchen für den Ansatz auf Basis nomineller Beanspruchung an durchgreifend verfestigten Zuständen mit den Lastverhältnissen $R_{\text{nom}} = 0,3$ und $R_{\text{nom}} = 0,6$	169
7.29	Vergleich der Rissausbreitung an unbehandelten Proben in Dreipunktbiegung und „arc-shaped“ tension, links: $R_{\text{nom}} = 0,5$; rechts: $R_{\text{nom}} = 0,7$	170
7.30	Vergleich von Ausbreitungsraten im durchgängigen Riss sowie im halb-elliptischen Oberflächenanriss auf Basis von ΔK_{nom} (a), $\Delta K_{\text{nom}}^{\text{RMS}}$ (b) und ΔK_e (c); ausgefüllte Symbole: $\frac{da}{dN}$; leere Symbole: $\frac{dc}{dN}$ (hier: $\frac{db}{dN}$); Durchgezogene Linie mit Streuband: $\frac{da}{dN}$ am Durchriss [116]	171