

Universität Stuttgart



Materialprüfungsanstalt
Universität Stuttgart

Abschlussbericht Final Report

**Reaktorsicherheitsforschung – Vorhaben-Nr. 1501596A
Reactor Safety Research – Project No. 1501596A**

Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)

***Teilvorhaben: Bewertung und mikromechanische Simulation von Proben und
Bauteilen mit realitätsnahen Rissfeldern***

Experimental and numerical investigations on crack fields in pressurised components, Phase 2 (MeKom II)

***Subproject: Assessment and micromechanical simulations of specimens and
components with realistic crack fields***

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Umwelt, Naturschutz, nukleare Sicherheit
und Verbraucherschutz

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

31.05.2023

Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart

Hinweis:

Das diesem Bericht zu Grunde liegende Vorhaben wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Umwelt, Naturschutz, nukleare Sicherheit und Verbraucherschutz (BMUV) aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages unter dem Förderkennzeichen 1501596A gefördert. Die Verantwortung für den Inhalt dieses Berichts liegt jedoch allein beim Autor. Die Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart und der Autor übernehmen keine Haftung für Schäden, die aufgrund von weiterführenden oder fehlerhaften Anwendungen der in diesem Bericht dargestellten Ergebnisse auftreten.

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite III
---	---	--

Abschlussbericht Final Report

**Reaktorsicherheitsforschung – Vorhaben-Nr. 1501596A
Reactor Safety Research – Project No. 1501596A**

Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)

***Teilvorhaben: Bewertung und mikromechanische Simulation von Proben und
Bauteilen mit realitätsnahen Rissfeldern***

Experimental and numerical investigations on crack fields in pressurised components (MeKom II)

***Subproject: Assessment and micromechanical simulations of specimens and
components with realistic crack fields***

Projektleiter: Dr.-Ing. Ludwig Stumpfrock / Dr.-Ing. Ulrich Weber

Autoren / Authors: Dr.-Ing. Ulrich Weber

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Umwelt, Naturschutz, nukleare Sicherheit
und Verbraucherschutz

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Dienststelle / Performing Organization: Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität
Stuttgart

Berichtsdatum / Publication Date: 31/05/2024
MPA Berichts-Nr. / MPA Report-No.: 8487 000 000

Inhalt

	Seite
Kurzfassung	VI
Abstract.....	VIII
Abkürzungen	X
Formelzeichen.....	XI
1 Einleitende Bemerkungen und Zielsetzung	1
1.1 Ausgangssituation und Problemstellung	1
1.2 Zielsetzung und Aufgabenstellung im Verbundprojekt	1
1.3 Zielsetzung und Aufgabenstellung im Teilprojekt der MPA	1
2 Stand von Wissenschaft und Technik	3
2.1 Befunde in Doel 3 und Tihange 2.....	3
2.2 Angewendete Bewertungsverfahren für Komponenten mit Mehrfachrissen	3
2.3 Mikroskopische und makroskopische Brucherscheinungen	3
2.4 Schädigungsmechanik.....	3
3 Experimentelle Untersuchungen und Numerik	4
3.1 Werkstoffbeschaffung	4
3.1.1 Werkstoff 22NiMoCr3-7	4
3.1.1.1 Herstellung und Werkstoffbereitstellung.....	4
3.1.1.2 Chemische Zusammensetzung.....	5
3.1.1.3 Probenentnahme	5
3.1.2 Werkstoff KS07 mit Seigerungen	6
3.1.2.1 Werkstoffbereitstellung und Probenentnahme	6
3.1.2.2 Zerstörungsfreie Untersuchungen.....	7
3.2 Werkstoffcharakterisierung Werkstoff 22NiMoCr3-7	10
3.2.1 Untersuchung von glatten Rundzugproben.....	10
3.2.2 Untersuchung von gekerbten Rundzugproben	14
3.2.3 Untersuchung von Scherzugproben.....	16
3.2.4 Untersuchung von CTS-Proben	17
3.3 Untersuchung von Proben mit Mehrfachrissen	21
3.4 Einfluss der Fehlerlage und Mehrachsigkeit auf die Übergangstemperatur.....	29
3.5 Numerische Untersuchungen	33
3.5.1 Verformungs-und Schädigungsverhalten	33
3.5.2 Ablauf des Probenversagens	40
3.5.3 Simulation des Spaltbruchs.....	42
4 Einfluss von Seigerungen auf das Werkstoffverhalten	44
4.1 Experimentelle Untersuchungen	44

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite v
---	---	---

4.2 Numerische Untersuchungen	46
5 Zuverlässigkeit / Grenzen von zerstörungsfreien Prüfmethoden	48
5.1 Zuverlässigkeit der Fehlergrößenbestimmung	49
5.2 Schallfeldoptimierung zur Verbesserung der Fokussierung	51
6 Übertragung auf reale Bauteile und Belastungen	53
6.1 Numerische Untersuchung von rissbehafteten Bauteilen	53
6.2 Additiv gefertigte Proben.....	56
7 Validierung bestehender Bewertungsverfahren.....	61
8 Prüfung von Bauteilen mit realitätsnahen Rissfeldern	63
9 Zusammenfassung und Ausblick	65
9.1 Zusammenfassung	65
9.2 Ausblick	68
10 Liste der Veröffentlichungen innerhalb des Forschungsprojektes	69
11 Literaturverzeichnis.....	70
12 Anhang	73
12.1 Anhang zu Kapitel 1	73
12.2 Anhang zu Kapitel 2	73
12.3 Anhang zu Kapitel 3	73
12.4 Anhang zu Kapitel 4	113
12.5 Anhang zu Kapitel 5	115
12.6 Anhang zu Kapitel 6	116
12.7 Anhang zu Kapitel 7	117
12.8 Anhang zu Kapitel 8	118

Abschlussbericht Seite VI	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	
----------------------------------	---	---

Kurzfassung

Im Jahr 2012 wurden bei routinemäßigen Ultraschalluntersuchungen in den belgischen Kernkraftwerken Doel und Tihange eine große Anzahl von Anzeigen in den Reaktordruckbehältern Doel 3 und Tihange 2 festgestellt. Eine Ursachenanalyse des Betreibers Electrabel kam zum Schluss, dass es sich bei den Ultraschallanzeigen um Wasserstofflocken handelt, welche bei der Herstellung der Reaktordruckbehälter entstanden sind. Die Wasserstofflocken haben eine Neigung von 0 bis 16° (laminar bzw. quasi-laminar) zur druckführenden Wandung und sind über die gesamte Wandstärke verteilt.

Im BMWi-Teilvorhaben 1501513A (MeKom Phase 1) der MPA Universität Stuttgart [1] wurden für die experimentellen Untersuchungen zwei ferritische Stähle ausgewählt. Diese sind der ferritische Druckbehälterstahl 22NiMoCr3-7 und der als Sonderschmelze hergestellte ferritische Werkstoff KS07C. Für beide Werkstoffe wurden Werkstoffcharakterisierungen in der Hochlage (KS07C bei $T = 150\text{ °C}$, 22NiMoCr3-7 bei RT) und in der Tieflage der Werkstoffzähigkeit bzw. bei $T = -100\text{ °C}$ (22NiMoCr3-7) durchgeführt mit dem Ziel das Werkstoffverhalten bei unterschiedlichen Spannungszuständen zu untersuchen.

Im Rahmen des BMUV-Verbundvorhabens 1501596A (MeKom Phase 2 (MeKom II)) der MPA Universität Stuttgart und des Instituts für Eisenhüttenkunde der RWTH Aachen wurden die Werkstoffcharakterisierungen für den ferritischen Druckbehälterstahl 22NiMoCr3-7 und die experimentellen Untersuchungen zur Entstehung von Mehrfachrissen und deren Interaktionsverhalten auf ein weites Temperaturspektrum bis $T = -196\text{ °C}$ erweitert. Ebenso wurde der Einfluss von Mehrfachrissen auf die Tragfähigkeit von bauteilähnlichen Komponenten untersucht.

Es hat sich wiederum gezeigt, dass der Werkstoff 22NiMoCr3-7 sehr homogen ist und kaum Streuungen aufzeigt. Insgesamt wird bestätigt, dass die Übergangstemperatur maßgebend von der Mehrachsigkeit der Belastung abhängt: Je höher diese ist, desto höher ist auch die Übergangstemperatur.

In Bezug auf die numerischen Untersuchungen zeigt sich, dass mit dem hier angewendeten nicht lokalen Rousselier-Modell das Verformungs- und Schädigungsverhalten der Experimente gut abgebildet werden konnte. Auch der Ablauf der Interaktion der Risse konnte damit numerisch gut wiedergegeben werden. Mit dem Schädigungsmodell wurde des Weiteren ein betriebsnaher und auslegungsüberschreitender Lastfall eines RDBs unter Vorgabe von zwei quasi-laminaren Rissfeldern simuliert. Die untersuchten Rissfelder können unter beiden Lastfällen als unkritisch eingestuft werden.

An dem als Sonderschmelze hergestellte ferritische Werkstoff KS07C wurde der Einfluss von Seigerungen auf das schädigungsmechanische Verhalten des Werkstoffs u.a. bei $T = 150\text{ °C}$ untersucht. Dabei hat sich gezeigt, dass sich bei einer 90°-Orientierung der Seigerung zu Rissausbreitung sich der Risswiderstand einer C(T)-Probe gegenüber den Orientierungen 0° und 20° erhöht.

Des Weiteren stand ein weiterer Materialblock aus dem Werkstoff KS07C mit einem realistischen Rissfeld zur Verfügung. Dieser wurde umfassend zerstörungsfrei untersucht und die bereits im Vorgängerprojekt angelegte statistische Datenbasis für die Ultraschall-POD-Berechnung wurde vergrößert. Es hat sich gezeigt, dass insbesondere für dickwandige Bauteile die Längen kleiner Risse bei der Vermessung mit Ultraschall überschätzt werden können.

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrisen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite VII
---	--	--

Mittels selektivem Laserschweißen (SLM) wurden Laborproben hergestellt. Dazu wurde der Werkstoff 22NiMoCr3-7 in einer externen Verdüsungsanlage zu Pulver zerstäubt. Aus dem Pulver wurden anschließend mit einer an der MPA Universität Stuttgart zur Verfügung stehenden additiven Fertigungsanlage Proben für eine Materialcharakterisierung gedruckt. Diese Normzugproben wurden unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen, um näherungsweise einen Werkstoffzustand entsprechend dem Ausgangsmaterial einzustellen. Anhand von insgesamt 3 Variationen der Wärmebehandlung wurde diese dahingehend optimiert, um vergleichbare mechanisch-technologische Werkstoffeigenschaften des additiv gefertigten Werkstoffs mit dem geschmiedeten Werkstoff (Grundmaterial) zu erzielen. Die Ergebnisse zeigen, dass man mittels SLM komplexe Geometrien wie Scherzugproben und Rissfeldproben herstellen und über eine optimierte Wärmebehandlung damit das Veformungs- und Schädigungsverhalten des Grundmaterials erzielen kann. Zur Übertragung/Validierung der Bewertungsverfahren von Laborproben auf reale druckführende Komponenten wurden abschließend Versuchskörper mit bauteilnaher Geometrie aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 ebenfalls mittels selektivem Laserschweißen (SLM) hergestellt und geprüft.

Über die in diesem Vorhaben über einen weiten Temperaturbereich durchgeführten Versuche konnte der Bereich der Anwendbarkeit der in der Dissertation von Herrn Gauder gegenüber Code Case N848 und Code Case N848-1 erweiterten Interaktionsgrenzkurven auf das Übergangsgebiet festgelegt werden. So liegen nun für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 sowohl für die Hochlage als auch für das Übergangsgebiet für wanddurchdringende Fehler Interaktionsgrenzkurven vor. Die Spaltbruchwahrscheinlichkeit in der Tieflage des Werkstoffs kann über das hier angewendete erweiterte Beremin-Modell tendenziell vorhergesagt werden.

Die Vorhabensziele wurden erreicht.

Abstract

In 2012, a large number of indications were detected in the Doel 3 and Tihange 2 reactor pressure vessels during routine ultrasound inspections at the Belgian nuclear power plants Doel and Tihange. A root cause analysis by the operator Electrabel concluded that the ultrasonic indications are hydrogen flakes that were produced during the manufacture of the reactor pressure vessels. The hydrogen flakes have an inclination of 0 to 16° (laminar or quasi-laminar) to the pressurized wall and are distributed over the entire wall thickness.

In the BMWi sub-project 1501513A (MeKom Phase 1) of the MPA University of Stuttgart [1], two ferritic steels were selected for the experimental investigations. These are the ferritic pressure vessel steel 22NiMoCr3-7 and the ferritic material KS07C produced as a special melt. For both materials, material characterizations were carried out in the upper shelf (KS07C at $T = 150\text{ °C}$, 22NiMoCr3-7 at RT) and in the lower shelf of the material toughness at $T = -100\text{ °C}$ (22NiMoCr3-7) with the aim of investigating the material behaviour at different stress states

As part of the BMUV joint project 1501596A (MeKom Phase 2 (MeKom II)) of the MPA University of Stuttgart and the Institute of Ferrous Metallurgy at RWTH Aachen University, the material characterizations for the ferritic pressure vessel steel 22NiMoCr3-7 and the experimental investigations into the formation of multiple cracks and their interaction behaviour were extended to a wide temperature range down to $T = -196\text{ °C}$. The influence of multiple cracks on the load rating of components similar to structural parts was also investigated.

It was again shown that the material 22NiMoCr3-7 is very homogeneous and exhibits hardly any scattering. Overall, it is confirmed that the transition temperature depends significantly on the multiaxiality of the load: The higher this is, the higher the transition temperature.

With regard to the numerical investigations, it can be seen that the deformation and damage behavior of the experiments could be reproduced well with the non-local Rousselier model used here. The interaction sequence of the cracks could also be reproduced well numerically. The damage model was also used to simulate a near-operational and beyond-design load case of an RPV under the specification of two quasi-laminar crack fields. The investigated crack fields can be classified as non-critical under both load cases.

The influence of segregations on the damage-mechanical behavior of the material was investigated on the ferritic material KS07C produced as a special melt among other things at $T = 150\text{ °C}$. It was shown that the crack resistance of a C(T) sample increases with a 90° orientation of the segregation for crack propagation compared to the 0° and 20° orientations

In addition, another material block made of KS07C with a realistic crack field was available. This was extensively examined non-destructively and the statistical database for the ultrasonic POD calculation, which had already been created in the previous project, was expanded. It has been shown that the lengths of small cracks can be overestimated when measuring with ultrasound, particularly for thick-walled components.

Laboratory samples were produced using selective laser melting (SLM). For this purpose, the material 22NiMoCr3-7 was atomized into powder in an external atomization system. Samples for material characterization were then printed from the powder using an additive manufacturing system available at the MPA University of Stuttgart. These standard tensile samples were subjected to different heat treatments in order to approximate a material state corre-

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrisen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite IX
---	--	--

sponding to the base material. Using a total of 3 variations of the heat treatment, this was optimized to achieve comparable mechanical-technological material properties of the additively manufactured material with the forged material (base material). The results show that complex geometries such as tensile shear specimens and crack field specimens can be produced using SLM and that the deformation and damage behaviour of the base material can be achieved by means of optimized heat treatment. Finally, in order to transfer/validate the evaluation procedures from laboratory samples to real pressurised components, test specimens with geometry close to the component were also produced and tested from the material 22NiMoCr3-7 using selective laser melting (SLM).

The tests carried out in this project over a wide temperature range made it possible to determine the range of applicability of the interaction limit curves extended to the transition region in Mr. Gauder's dissertation compared to Code Case N848 and Code Case N848-1. Thus, interaction limit curves are now available for the material 22NiMoCr3-7 both for the upper shelf and for the transition region for wall-penetrating defects. The probability of cleavage fracture in the lower shelf of the material can be predicted using the extended Beremin model applied here.

The project objectives were achieved.

Abkürzungen

ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
BMWi	Bundesministerium für Wirtschaft und Energie
C(T)	Compact Tension (Kompakt-Zugprobe)
COD	Crack Opening Displacement
CTS	Compact Tension and Shear
DMS	Dehnungsmessstreifen
FE	Finite Elemente
FKS	Forschungsvorhabens Komponentensicherheit
GRS	Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit
HV	Härte nach Vickers
IEHK	Institut für Eisenhüttenkunde
KKW	Kernkraftwerk
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
KZP	Gekerbte Rundzugprobe
MPA	Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart
MT	Magnetpulverprüfung
RDB	Reaktordruckbehälter
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Durchstrahlungsprüfung
RT	Raumtemperatur
RZP	Rundzugprobe
SLM	Selective Laser Melting
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfung

Formelzeichen

Arabische Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bedeutung
a	mm	Risslänge bei Bruchmechanik-Proben
A_{gt}	%	Gleichmaßdehnung
C_{length}	-	Nicht-lokaler Modellparameter des Rousselier-Modells
C_{ϵ}	-	Modellparameter des erweiterten Beremin-Modells
C_{ω}	-	Modellparameter des erweiterten Beremin-Modells
d	mm	Durchmesser Kerbgrund bei gekerbten Proben
D	mm	Durchmesser Schulter bei gekerbten Proben
D	-	Konstante im Rousselier-Modell
D	mm	Halbe Risslänge (Definition Code Case N-848)
E	MPa	E-Modul
F	kN	Kraft
f	-	Aktueller bezogener Hohlraumvolumenanteil
f_0	-	Initialer bezogener Hohlraumvolumenanteil
f_c	-	Kritischer bezogener Hohlraumvolumenanteil
f_f	-	Bezogener Hohlraumvolumenanteil bei Werkstoffversagen
F_{max}	kN	Maximale Kraft
F_{min}	kN	Minimale Kraft
f_u	-	Effektiver bezogener Hohlraumvolumenanteil
h	-	Spannungsmehrachsigkeit
H	mm	Abstand zweier Risse in radialer Richtung
J	N/mm	J-Integral
J_3	MPa	Dritte Invariante des Spannungsdeviators
J_i	N/mm	Rissinitiierungskennwert
m	-	Weibullmodul
N	-	Anzahl der geprüften Proben
P_R	-	Spaltbruchwahrscheinlichkeit

r	mm	Kerbradius
R _{eH}	MPa	Obere Streckgrenze
R _{eL}	MPa	Untere Streckgrenze
R _m	MPa	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	MPa	0,2%-Dehngrenze
S ₁	mm	Abstand zweier Rissen in tangentialer / Umfangsrichtung
t	s	Zeit
Z	%	Brucheinschnürung

Griechische Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bedeutung
σ_{hyd}	MPa	Hydrostatische Spannung
σ_k	MPa	Modellparameter des Rousselier-Modells
σ_u	MPa	Modellparameter des Beremin-Modells
σ_{VM}	MPa	Von-Mises Vergleichsspannung
σ_w	MPa	Weibullspannung
ω	-	Lodewinkel-Parameter

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite 1
---	---	--

1 Einleitende Bemerkungen und Zielsetzung

1.1 Ausgangssituation und Problemstellung

Im Jahr 2012 wurden bei routinemäßigen Revisionen der belgischen Kernkraftwerke (KKW) Doel und Tihange Ultraschalluntersuchungen an den Reaktordruckbehältern (RDB) Doel 3 und Tihange 2 durchgeführt. Bei diesen Untersuchungen wurde eine große Anzahl an Anzeigen in den jeweiligen oberen und unteren geschmiedeten Behälterwänden festgestellt. Die sich daraus ergebende Problemstellung ist in [1] ausführlich dargestellt.

1.2 Zielsetzung und Aufgabenstellung im Verbundprojekt

Das BMUV-Verbundvorhaben 1501596 wird von zwei Forschungseinrichtungen bearbeitet:

Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart (MPA) – Teilprojekt 1501596A

Institut für Eisenhüttenkunde, RWTH Aachen (IEHK) – Teilprojekt 1501596B

Das Gesamtziel des Vorhabens ist die Weiterentwicklung und Validierung von Konzepten zur sicherheitstechnischen Bewertung von rissfeldbehafteten druckführenden Komponenten. Dabei liegt der Schwerpunkt des Vorhabens auf der experimentellen und numerischen Validierung der Konzepte über ein weit definiertes Temperaturfeld von RT bis -196 °C. Die einzelnen experimentellen und numerischen Untersuchungen wurden von den Verbundpartnern separat durchgeführt und für das Gesamtziel zusammengeführt. Weitere im Verbundvorhaben institutsübergreifende Aufgabenstellungen sind der Austausch von Literatur, die Charakterisierung der im Zuge des Vorhabens hergestellten Versuchsschmelzen und die Validierung der schädigungsmechanischen Modelle auf Grundlage der experimentellen Untersuchungen. Dabei kommt bei der MPA eine Kombination aus dem Rousselier- und Beremin-Modell zum Einsatz und beim IEHK das modifizierte Bai-Wierzbicki-Modell.

1.3 Zielsetzung und Aufgabenstellung im Teilprojekt der MPA

Im Teilprojekt der MPA wurden folgende Einzelzielsetzungen definiert:

- Sicherheiten, die sich aus dem Plastifizierungsvermögen ergeben, in Abhängigkeit vom Spannungszustand zu quantifizieren und für eine Sicherheitsbewertung nutzbar zu machen
- Den Einfluss von Seigerungen experimentell und numerisch auf das Versagensverhalten zu untersuchen
- Mit Hilfe von realen und künstlichen Rissfeldern in Testkörpern die Zuverlässigkeit der Ultraschalltechnik zu untersuchen, zu bewerten und Grenzen aufzuzeigen
- Zu prüfen inwieweit es möglich ist, die Übertragbarkeit der Bewertungskonzepte auf reale Bauteile und reale/postulierte Belastungsszenarien sowie auf additiv gefertigten rissfeldbehafteten und bauteilähnlichen Proben zu übertragen

Aus den Einzelzielsetzungen ergeben sich die folgenden Aufgabenstellungen:

Der Fokus der Literaturrecherche liegt dabei auf der Entstehung der Risse und ihres Aufbaus (Anzahl, Größe, Orientierung, etc.). Des Weiteren soll die Bewertung der Mehrfachrisse in den Komponenten untersucht werden. Die Literaturrecherche soll verschiedene Regelwerke, in welchen die Thematik der Mehrfachrisse beschrieben wird, aufzeigen.

Zur systematischen Charakterisierung der Interaktion von Rissen an dem hochzählen Stahl 22NiMoCr3-7 wurden durch ein Erodiervverfahren Risse in Flachzugproben eingebracht. Die folgenden Einflussfaktoren auf das Rissinteraktionsverhalten wurden untersucht:

- Spannungszustand zwischen den Rissen,
- Verformungsverhalten zwischen den Rissen,
- Anordnung der Risse,
- Anzahl der benachbarten Risse,
- Inklinatation der Risse zur Belastungsrichtung,
- Einfluss der Werkstoffzähigkeit (Temperatur),
- Überprüfung von Regelwerken

Bei den Untersuchungen sind die Risse in einem Neigungswinkel von 0° bis 20° zur Belastungsrichtung geneigt, wodurch es zu einer schubdominierten Beanspruchung und niedriger Spannungsmehrachsigkeit kommt. Um das Werkstoffverhalten bei niedriger Spannungsmehrachsigkeit zu untersuchen, wurden integrale und angerissene Proben geprüft. Die Untersuchungen wurden in einem weiten Temperaturspektrum von RT bis -196 °C durchgeführt.

Für die numerischen Untersuchungen kommen schädigungsmechanische Modelle zum Einsatz. Zur Beschreibung des Versagensverhaltens in der Hochlage wird das Rousselier-Modell eingesetzt, für die Tieflage das Beremin-Modell. Im Vorgängerprojekt (MeKom Phase 1) wurden beide Modelle anhand von experimentellen Ergebnissen kalibriert und weiterentwickelt, um für einen großen Bereich der Spannungsmehrachsigkeit die Schädigung korrekt vorhersagen zu können. Die dort ermittelten Modellparameter konnten für den in diesem Vorhaben erweiterten Temperaturbereich übernommen werden. Zur numerischen Berechnung des Versagensverhaltens im Übergangsgebiet der Werkstoffzähigkeit wurde ein gekoppeltes Modell verwendet.

Die Ergebnisse der experimentellen und numerischen Untersuchungen dienen zur Bewertung bestehender Bewertungsverfahren. Die zu validierenden Bewertungsverfahren stammen aus Regelwerken und werden in der Industrie angewendet.

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrisen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite 3
---	--	--

2 Stand von Wissenschaft und Technik

Der Stand der Wissenschaft hat sich gegenüber dem Vorgängerprojekt MeKom Phase 1 nicht wesentlich verändert und ist in [1] ausführlich beschrieben.

2.1 Befunde in Doel 3 und Tihange 2

Die Befunde bezüglich der beiden Kernkraftwerke Doel 3 und Tihange 2 sind in [1] ausführlich dargestellt.

2.2 Angewendete Bewertungsverfahren für Komponenten mit Mehrfachrisen

Im Zuge der Erkenntnisse aus den Befunden in Doel 3 und Tihange 2 wurde das Regelwerk um den ASME Code Case N-848 bzw. N-848-1 erweitert [5][6] und in diesem Vorhaben angewendet. Eine ausführliche Beschreibung findet sich in [1].

2.3 Mikroskopische und makroskopische Brucherscheinungen

In diesem Vorhaben wird ein weites Temperaturspektrum vom RT bis -196 °C untersucht. Der hier untersuchte ferritische Werkstoff 22NiMoCr3-7 durchläuft dabei das gesamte Verhaltensspektrum von der Hochlage, über das Übergangsgebiet bis hin zur Tieflage. Dabei wird zwischen mikroskopischen und makroskopischen Brucherscheinungen unterschieden.

Neben der lokalen Gefügezusammensetzung und den lokalen Belastungen sind die mikro-mechanischen Bruchvorgänge stark abhängig von den Umgebungseinflüssen (Temperatur, etc.). Auf mikroskopischer Ebene kann bei einer quasi-statischen Beanspruchung zum einen der Spaltbruch entstehen, bei dem die atomaren Anziehungskräfte durch Normalspannung überwunden werden und zum anderen der Waben- bzw. Gleitbruch, bei dem die atomaren Ebenen durch große plastische Verformungen aneinander abgleiten können. Beide Brucherscheinungen können nebeneinander entstehen (Mischbruch), aber auch sequentiell aufeinanderfolgen [7].

Auf makroskopischer Ebene wird zwischen dem Spröd- und dem Zähbruch unterschieden, welche sich durch den Grad der plastischen Verformung unterscheiden. Eine ausführliche Zusammenstellung der Bruchmechanismen ist in [1] zusammengestellt.

2.4 Schädigungsmechanik

Mit Hilfe der Schädigungsmechanik ist es möglich Versagensprozesse, die auf mikroskopischer Ebene ablaufen, mit kontinuumsmechanischen Werkstoffmodellen zu beschreiben. Im Gegensatz zur Bruchmechanik ist die Schädigungsmechanik nicht durch die makro- sondern durch die Versagensprozesse auf der mikroskopischen Ebene motiviert. Des Weiteren muss die zu untersuchende Struktur keinen postulierten Anriss besitzen.

Zur Beschreibung des Spaltbruchs kommt in diesem Vorhaben das von der Forschergruppe Beremin entwickelt Beremin-Modell zum Einsatz [8]. Zur Simulation des Wabenbruchs wird das nicht-lokale Rousselier-Modell herangezogen [9].

Im Übergangsgebiet der Werkstoffzähigkeit von ferritischen Stählen treten oft duktile Risinitiation und Risswachstum vor dem eigentlichen Spaltbruch auf. Mit einer Kopplung zwischen dem Beremin-Modell und dem Rousselier-Modell soll dieses Werkstoff- und Versagensverhalten beschrieben werden [10][11][12].

3 Experimentelle Untersuchungen und Numerik

Für die experimentellen Untersuchungen im Verbundvorhaben MeKom II wurden von Seiten der MPA (entsprechend MeKom Phase 1) der ferritische Stahl 22NiMoCr3-7 ausgewählt. An diesem Werkstoff wurde eine umfangreiche Werkstoffcharakterisierung durchgeführt. Des Weiteren wurden Proben mit künstlich eingebrachten Mehrfachrissen untersucht.

Zur Übertragung/Validierung der Bewertungsverfahren von Laborproben auf reale druckführende Komponenten wurden Versuchskörper mit bauteilnaher Geometrie aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 mittels selektivem Laserschweißen hergestellt: Im ersten Schritt wurde der Werkstoff 22NiMoCr3-7, welcher in Form eines Schmiedeblocks vorhanden ist, in einer externen Verdüsungsanlage zu Pulver zerstäubt. Aus dem Pulver wurden anschließend mit einer an der MPA Universität Stuttgart zur Verfügung stehenden additiven Fertigungsanlage zunächst Laborproben für eine Materialcharakterisierung gedruckt und unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen, um näherungsweise einen Werkstoffzustand entsprechend dem Ausgangsmaterial einzustellen.

3.1 Werkstoffbeschaffung

3.1.1 Werkstoff 22NiMoCr3-7

3.1.1.1 Herstellung und Werkstoffbereitstellung

Der im Vorhaben MeKom Phase 1 verwendete Werkstoffblock 22NiMoCr3-7 stammt aus dem oberen geschmiedeten Kernring des Reaktordruckbehälters der ursprünglich geplanten kerntechnischen Anlage Biblis-C (Bild 3.1, links). Der gesamte Kernring besitzt eine Höhe von 2950 mm, eine Wandstärke des ferritischen Stahls von 251 mm und eine austenitische Plattierung von 7 mm.

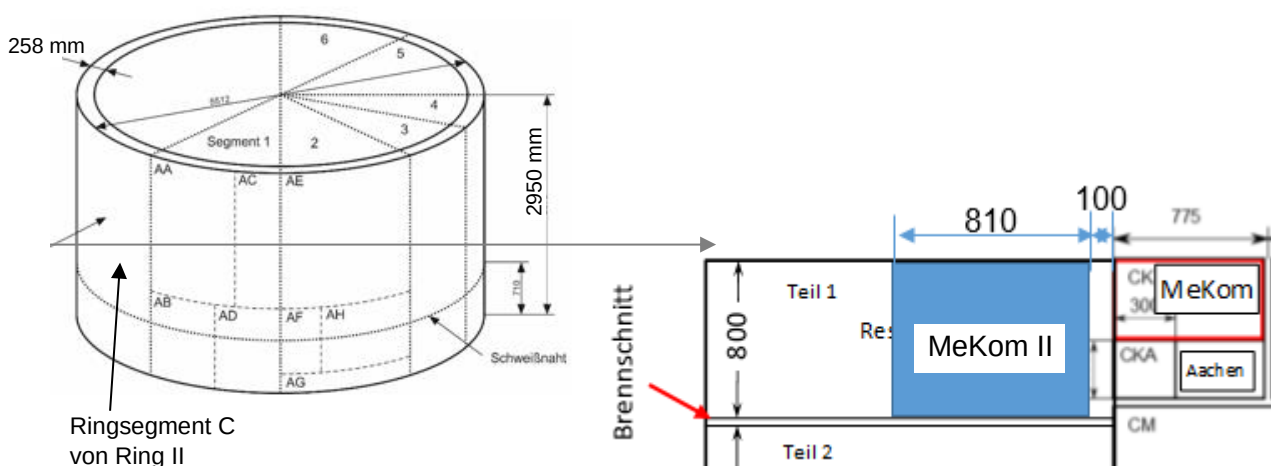


Bild 3.1: Links: Schematischer Schnittplan des zylindrisch geschmiedeten RDB Kernrings Biblis-C. Rechts: Entnahmeposition des Blocks für das Verbundvorhaben MeKom II

Der für dieses Projekt entnommene Block MeKom II besitzt die äußeren Abmaße von 800 mm in axialer, 810 mm in tangentialer und 257 mm in radialer Richtung (Bild 3.1, rechts). Dieser Block liegt in unmittelbarer Nachbarschaft zu dem Block, aus welchem die Proben für das Vorgängerprojekt (MeKom Phase 1) entnommen wurden. Von diesem Block wurde zur Brennschnittseite hin ein Streifen der Höhe 100 mm abgetrennt. Der Block wurde dann in drei gleichgroße Stücke zerlegt und eine für jeden Block identische Probenentnahme durchgeführt.

3.1.1.2 Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 ist in Tabelle 3.1 aufgelistet. In Klammern sind die Werte angegeben, welche im Vorgängerprojekt (MeKom Phase 1) ermittelt wurden. In den Hauptbestandteilen C, Mn, Cr und Mo ergeben sich nahezu identische Werte. Nur der Ni-Anteil liegt mit 0,90% etwas über dem alten Wert von 0,83%.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 22NiMoCr3-7, Angaben in Prozent (Werte in Klammer sind aus dem Vorgängerprojekt)

Chem. Element	C	Si	Mn	P	S	Cu		Sn	Al
Vorgabe, Min.	0,17	0,10	0,50	-	-	-		-	-
Vorgabe, Max.	0,25	0,35	1,00	0,012	0,015	0,10		-	0,05
Stückanalyse	(0,21) 0,21	(0,20) 0,24	(0,88) 0,88	(0,006) 0,005	(0,002) 0,003	(0,039) 0,046		(0,007) 0,006	(0,016) 0,015
Chem. Element	Cr	Mo	Ni	V	Ta	Co		As	Sb
Vorgabe, Min.	0,25	0,50	0,60	-	-	-		-	-
Vorgabe, Max.	0,50	0,75	1,00	0,05	0,03	0,03		-	-
Stückanalyse	(0,40) 0,42	(0,53) 0,55	(0,83) 0,90	(0,007) 0,006	(<0,003) 0,004	(0,011) 0,012		(0,005) 0,006	(<0,002) <0,002

3.1.1.3 Probenentnahme

Der für das Vorhaben MeKom II verwendete Block aus 22NiMoCr3-7 wurde in drei gleichgroße Teile zerschnitten (T11 bis T13, siehe Bild AK3.2 (links) in Kapitel 12.3) und in jedem Bereich eine identische Probenentnahme durchgeführt. Dadurch können etwaige Gradienten in den Werkstoffkennwerten über den Umfang festgestellt werden. In jedem Block wurden Proben von jedem Probentyp entnommen. Alle Proben wurden in T-Richtung (Axialrichtung) entnommen. Bei den bruchmechanischen Proben wurde die Lage des Anfangsrisses in S-Richtung (Radialrichtung) definiert. In Bild AK3.1 bis Bild AK3.8 ist der Zerlegung, die Aufteilung des Block T11 und die Entnahme der Proben zusammengestellt. Diese Zerlegung und Probenentnahme wurde auch auf Blöcke T12 und T13 übertragen. In Bild AK3.9 bis Bild AK3.11 sind die entnommenen Proben der einzelnen Blöcke T11, T12 und T13 zusammengestellt. Die jeweils 2. Zahl der Probenbezeichnung gibt Hinweis auf den Block, aus dem die Probe entnommen wurde. So stammt die Zugprobeprobe M2-1-8 aus dem Block T11, wogegen die CTS-Probe M2-2-10 aus dem Block T12 entnommen wurde. Die Kerbzugprobe M2-3-60 stammt dem entsprechend aus Block T13.

3.1.2 Werkstoff KS07 mit Seigerungen

3.1.2.1 Werkstoffbereitstellung und Probenentnahme

Im Arbeitspaket 4 soll der Einfluss von Seigerungen auf das Werkstoffverhalten untersucht werden. Dazu wurden C(T)-Proben derart entnommen werden, dass ihre Rissausbreitungsrichtung unterschiedliche Winkel zu Seigerungslinein einnehmen. Insgesamt sind mit 0°, 20° und 90° 3 Winkel festgelegt (Bild 3.2).

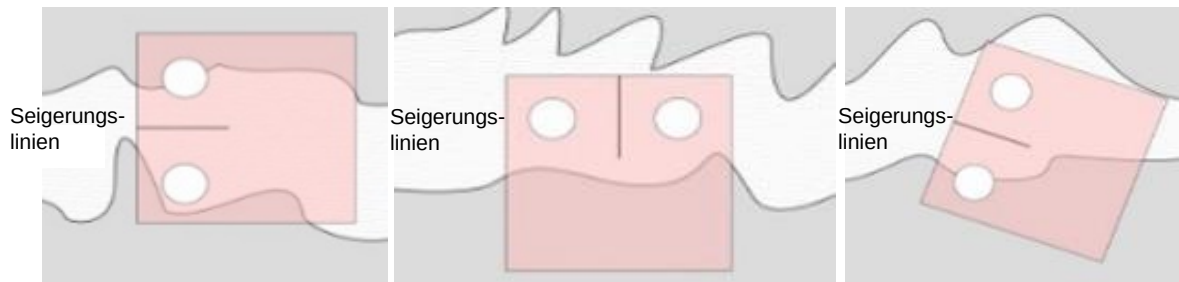


Bild 3.2: Orientierung der C(T)-Proben in Bezug auf die Seigerungslinein (weiß); Links: 0°, Mitte: 90°; Rechts: 20°

Ursprünglich sollte der Abguss, aus dem die C(T)-Proben hätten entnehmen werden sollen, vom Projektpartner IEHK (Institut für Eisenhüttenkunde, RWTH Aachen) bereitgestellt werden. Metallographische Untersuchungen haben jedoch ergeben, dass die Ausprägung der Seigerungszone in dem Abguss für die geplanten Untersuchungen zu gering war. Aus diesem Grund wurde auf die ursprünglich gefertigte KS07C Bramme zurückgegriffen. Die Sonderschmelze KS07C wurde im Rahmen des Forschungsvorhabens Komponentensicherheit (FKS) in den 1980er Jahren hergestellt. Ziel war es eine untere Grenzschmelze in Bezug auf niedrige Zähigkeit in Verbindung mit Rissbildung im Makro- und Mikrobereich zu erzeugen. Um den qualitätsmindernden Zustand zu erreichen, wurde eine spezielle chemische Zusammensetzung und abgewandelte Herstellungsbedingungen gewählt. Durch Weglassen der exothermen Haubenabdeckung wurde ein frühes Schließen des Blockkopfes erzwungen. Dadurch kam es zu einer Behinderung der Durchmischung der Restschmelze, welche zu

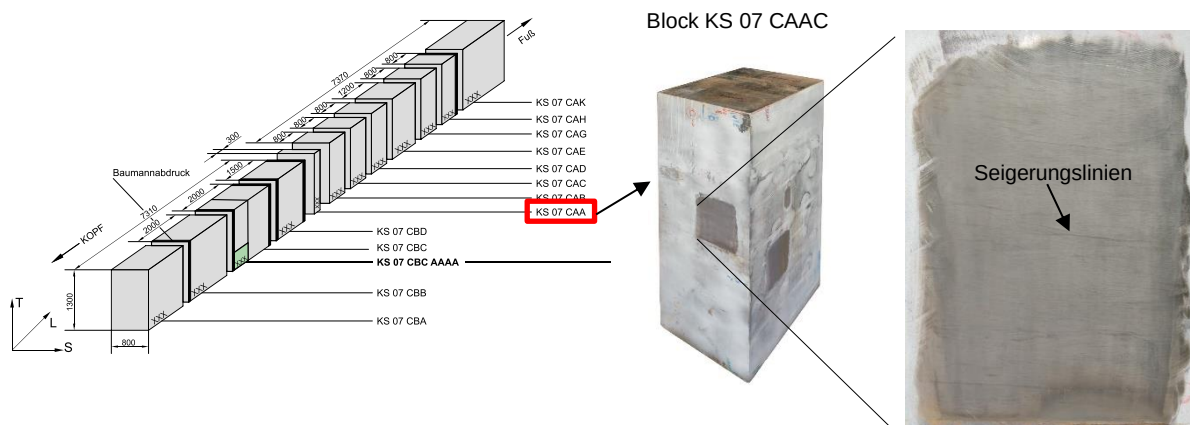


Bild 3.3: Links: Gesamtübersicht der Bramme KS07C mit Brennschnitten sowie der einzelnen Bezeichnungen der Blöcke. Mitte: Materialblock KS 07 CAAC. Rechts: Orientierung und Ausprägung der Seigerungen im Block KS 07 CAAC

einer starken Seigerungsbildung führte. Ebenso entstanden durch die behinderte Werkstoff-schrumpfung während der Erstarrung hohe Eigenspannungen. Der Abguss wurde bei $T = 1220\text{ °C}$ aufgewärmt, geschmiedet und anschließend nochmal auf 1220 °C aufgewärmt und fertig geschmiedet. Nach dem Schmieden wurde der mittlere Teil der Bramme entnommen und mit einer Hammerwerksglühung wärmebehandelt, welche aus einer zweimaligen Teilau-stenitisierung bis 870 °C mit anschließender Luftabkühlung bestand. Diese Bramme hat eine Höhe von 1,3 m, eine Breite von 0,8 m und eine Tiefe von 14 m. Eine detaillierte Charakteri-sierung des Werkstoffs KS07C ist in [1] ausführlich dargestellt. Bild 3.3 links zeigt die Ge-samtübersicht der Bramme. Aus Block KS 07 CAA wurde der Unterblock KS 07 CAAC ent-nommen (Bild 3.3 Mitte). Bild 3.3 rechts zeigt die Ausprägung und Orientierung der im Werk-stoff befindlichen Seigerungen.

In Bild AK3.12 bis Bild AK3.15 (Kapitel 12.3) ist die Zerlegung des Blocks KS 07 CAAC in Untersegmente und die daraus entnommenen C(T)-Proben dargestellt. Insgesamt wurden 29 C(T)-Proben entnommen. Die Probenabmessungen der verwendeten C(T)-Proben kön-nen dem Bild AK3.16 entnommen werden.

3.1.2.2 Zerstörungsfreie Untersuchungen

Am Block KS07 CBC AAAA und KS07 CAAC (siehe Bild 3.3) wurden mit zerstörungsfreien Prüfmethoden (ZfP) Untersuchungen durchgeführt. Ziel der Untersuchungen war das Sicht-barmachen der Rissfelder in drei Dimensionen.

An den Oberflächen der Testblöcke kamen Oberflächenrissprüfungen mit dem Magnetpul-ververfahren zum Einsatz [13]. Hiermit können die Risse, die bis an die Oberfläche reichen, sichtbar gemacht werden.

Die Lage der Risse im Inneren der Blöcke wurde mittels mechanisierter Ultraschallprüfung ermittelt, ebenso wie schon im vorangegangenen Vorhaben. In Bild 3.4 sind die Ergebnisse der Ultraschallprüfungen an beiden Testblöcken dargestellt. Die Prüfungen wurden im We-sentlichen mit Ultraschallsenkrechtprüfköpfen mit 2 MHz bzw. 4 MHz Mittenfrequenz durch-geführt. Vereinzelt kamen außerdem Phased Array Prüfköpfe zum Einsatz. Die verwendeten Prüfköpfe sind in Tabelle 3.2 gelistet.

Tabelle 3.2: Im Vorhaben verwendete Ultraschallprüfköpfe

Bezeichnung	Frequenz (MHz)	Verwendet an CBC AAAA	Verwendet an CAAC	Typ
B2SN	2	-	+	Single element
B4SN	4	+	-	Single element
DMA	2,25	-	+	Matrix array
3L64	3,5	-	+	Linear array
5L64	5	+	-	Linear array

Das Prinzip der Ultraschallprüfung basiert auf dem Verhalten von elastischen Wellen an Grenzflächen. An den Rissen, die eine Grenzfläche darstellen, wird die Ultraschallwelle reflektiert und ein Signal wird entsprechend der Tiefenlage des Reflektors registriert. Je tiefer ein Riss im Rissfeld liegt, umso schwieriger wird es, den Riss zu finden, da die darüberliegenden Risse die Ultraschallausbreitung behindern. In [Bild 3.4](#) sind jeweils lediglich die Ergebnisse der Prüfungen von der Oberseite der Testblöcke dargestellt. Die Testblöcke wurden jedoch von beiden Seiten geprüft und die Auswertung kombiniert.

Im Block KS07 CBC AAAA ist das Rissfeld mittig in der vorderen Hälfte des Testblocks zu sehen. Im Block KS07 CAAC liegt das Rissfeld in einer der Ecken. Zusätzlich ist in der unteren Hälfte ein sehr großer Riss über die halbe Testkörperbreite zu erkennen.

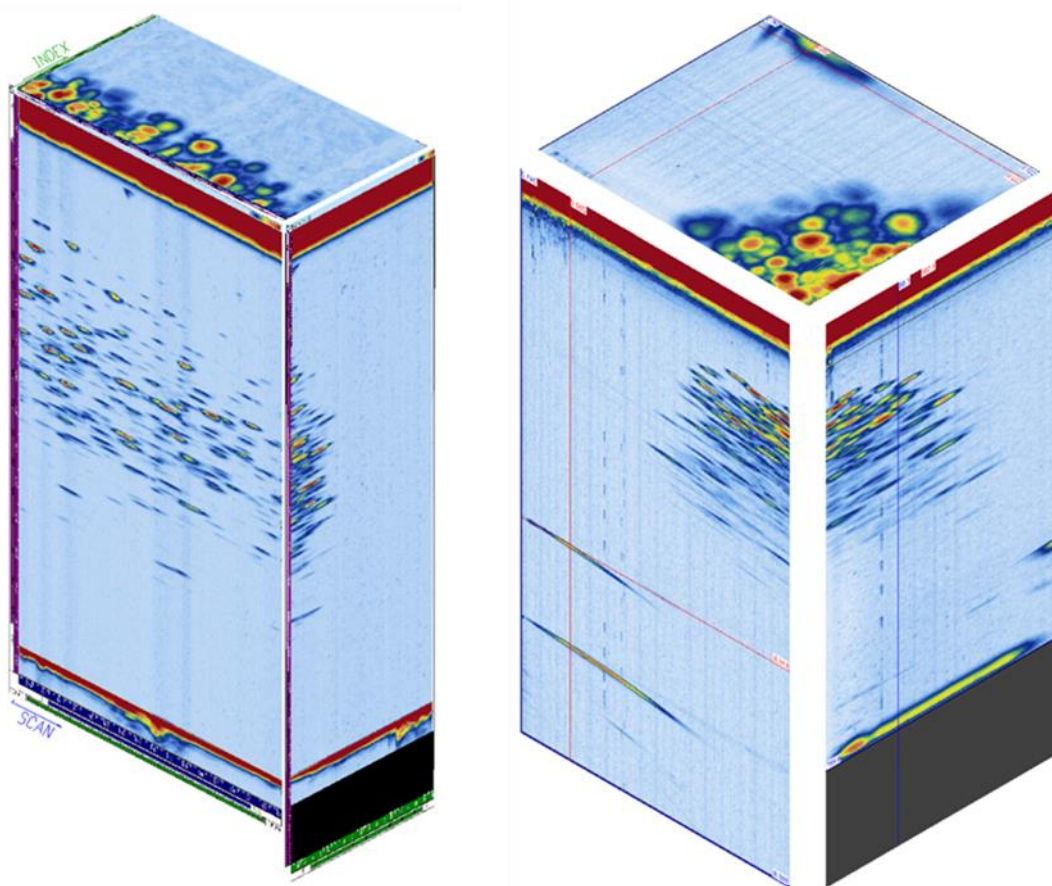


Bild 3.4: Links: Ergebnisse der Ultraschallprüfungen an Block KS07 CBC AAAA. Rechts: KS07 CAAC. Die Ultraschallanzeigen sind jeweils auf die dargestellte Fläche projiziert, die Amplituden sind farbkodiert

Der Testblock KS07 CBC AAAA wurde bereits im Vorgängerprojekt zerlegt und zur Probenherstellung verwendet. An den Schnittstücken wurden erneut zerstörungsfreie Prüfungen durchgeführt. Hierbei kamen neben den bereits erwähnten Magnetpulverprüfungen außerdem auch Durchstrahlungsprüfungen (RT) zum Einsatz. Die Ergebnisse aus diesen Prüfungen sind beispielhaft für die Platte CBC AAAA ABC in [Bild 3.5](#) zusammengestellt. Die Detektion der Risse ist in manchen Fällen mit beiden Prüfverfahren möglich (z.B. Anzeige Nr. 49). Wenn der Riss für die Durchstrahlungsprüfung ungünstig liegt, sind die Anzeigen nur mit der

Magnetpulverprüfung detektierbar (z.B. Anzeige Nr. 24). Erreicht der Riss keine der Schnittflächen, so ist er lediglich mit der Durchstrahlungsprüfung zu erkennen (z.B. Anzeige Nr. 68).

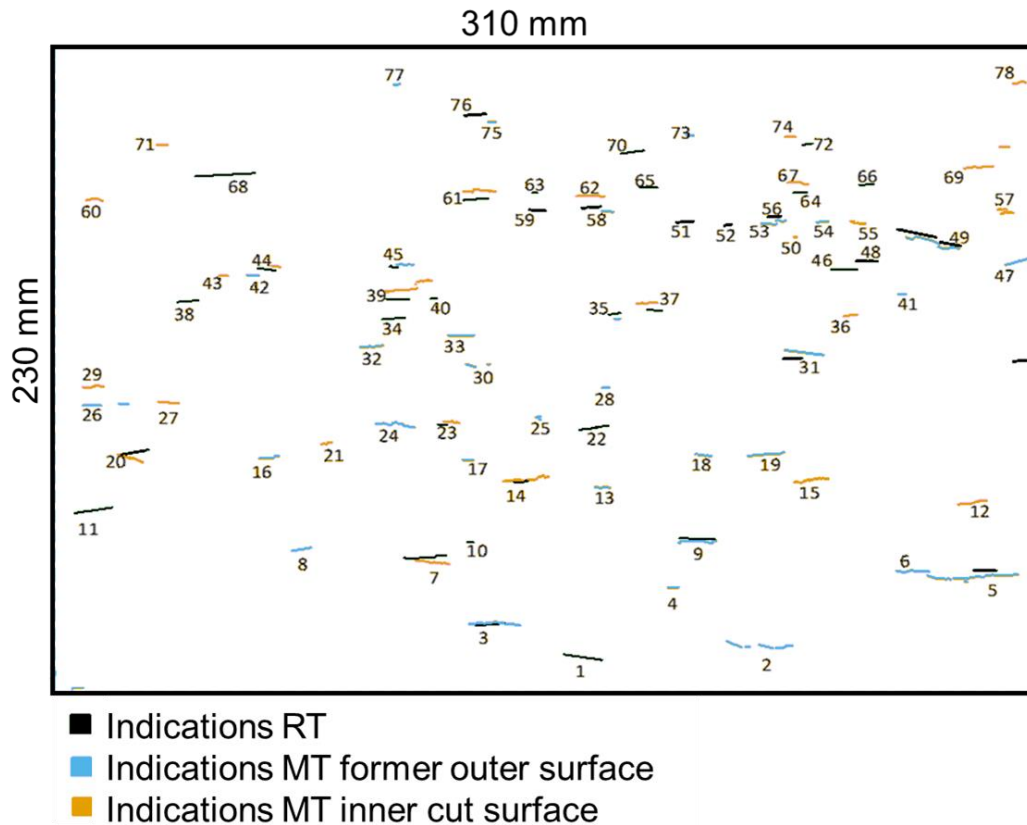


Bild 3.5: Darstellung der Anzeigen, detektiert mit Magnetpulverprüfung (MT) und Durchstrahlungsprüfung (RT) an der Schnittplatte CBC AAAA ABC

3.2 Werkstoffcharakterisierung Werkstoff 22NiMoCr3-7

Mit der Werkstoffcharakterisierung werden die Festigkeits- und Zähigkeitskennwerte des Materials 22NiMoCr3-7 bestimmt. Des Weiteren werden über metallographische und fraktographische Untersuchungen die Versagensmechanismen bei hoher und niedriger Spannungsmehrachsigkeit von integren und angerissenen Proben über einen Temperaturbereich von RT bis -196 °C bestimmt. Die Spannungsmehrachsigkeit h ist dabei wie folgt definiert:

$$h = \frac{\sigma_{\text{hyd}}}{\sigma_{\text{vM}}} \quad \begin{array}{l} \sigma_{\text{hyd}} = \text{hydrostatische Spannung} \\ \sigma_{\text{vM}} = \text{von-Mises Vergleichsspannung} \end{array} \quad (3.1)$$

In Bild 3.6 ist eine Übersicht über die verwendeten Probenformen für die Werkstoffcharakterisierung der Werkstoffe 22NiMoCr3-7 dargestellt. Die Proben sind (von links nach rechts) nach aufsteigender Spannungsmehrachsigkeit sortiert.



Bild 3.6: Verwendete Probenformen für die Werkstoffcharakterisierung und Angabe der Spannungsmehrachsigkeit h

3.2.1 Untersuchung von glatten Rundzugproben

Zur Bestimmung von Werkstoffkennwerten, der Fließkurve und der Isotropie im Werkstoffblock wurden Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1 auf einer MTS Sintech 65/G Zugprüfmaschine durchgeführt. Verwendet wurden dafür glatte B10x50 Rundzugproben nach DIN 50125 (siehe Bild AK3.17 in Kapitel 12.3). Die Proben werden in Gewindestangen eingedreht, welche wiederum mit hydraulischen Spannbacken mit der Zugprüfmaschine verbunden werden. Um den ungewollten Einfluss von Biegung zu minimieren ist die obere Gewindestange mit einer Kegelkalotte ausgeführt.

Die Zugversuche wurden bei Raumtemperatur bis zur einer Temperatur von $T = -196$ °C durchgeführt. Die Proben wurden bei einer Dehnrates von 0,00013 /s bis R_e und anschließend mit 0,00025 /s bis zum Bruch geprüft. Diese Dehnraten entsprechen den unteren Grenzwerten der DIN EN ISO 6892-1.

Bei allen Zugversuchen wurde die Verlängerung in Belastungsrichtung mit einem Extensometer mit 50 mm Ausgangsmesslänge gemessen. Für alle Proben wurde vor der Zugprüfung der Durchmesser an mehreren Positionen der Probenlänge gemessen, um einen möglichen Einfluss der Probengeometrie auf die Kennwerte festzustellen. Die Untersuchung zeigte, dass bei keiner Probe eine signifikante prozentuale Abweichung vom mittleren Durchmesser vorlag und somit der Einfluss der Geometrie auf die Werkstoffkennwerte vernachlässigbar klein ist. In Bild 3.7 sind die Spannungs-Dehnungs-Verläufe der glatten Rundzugproben bei Raumtemperatur bis $T = -196\text{ °C}$ dargestellt. Es zeigt sich, dass das Material über den gesamten Werkstoffblock (Werkstoffverhalten bei identischer Temperatur) sehr homogen ist und keine signifikanten Schwankungen der Werkstoffkennwerte vorliegen.

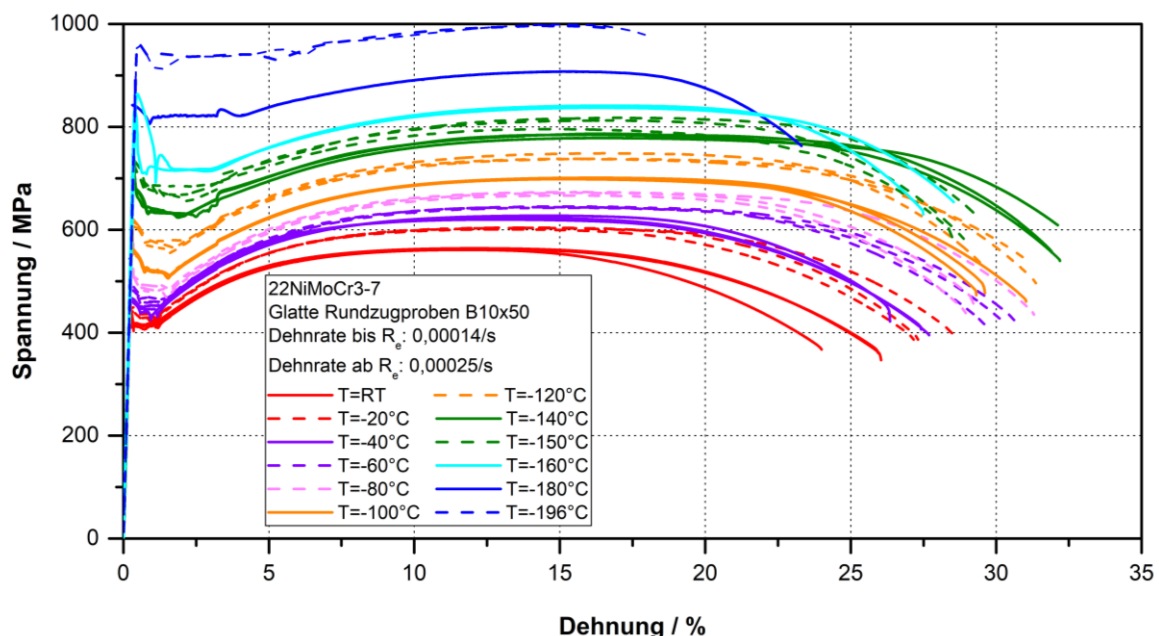


Bild 3.7: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Zugversuche bei Raumtemperatur bis $T = -196\text{ °C}$ (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

Bild AK3.21 und Bild AK3.22 zeigen den Vergleich der in MeKom Phase 1 und in diesem Forschungsvorhaben ermittelten Spannungs-Dehnungs-Diagramme bei $T = \text{RT}$ und $T = -100\text{ °C}$. Wie man erkennt, reihen sich die Proben aus dem Vorgängerprojekt gut in die gemessenen Kurven ein bzw. bestätigen die bei $T = \text{RT}$ und $T = -100\text{ °C}$ gemessenen Kurven.

Wie zu erwarten, erhöht sich die Festigkeit des Werkstoffs mit abnehmender Temperatur. Dies ist auch in Bild 3.8 erkennbar. Sowohl die untere als auch die obere Streckgrenze R_{eL} bzw. R_{eH} steigen mit abnehmender Temperatur stetig an. Die Werte des E-Moduls hingegen bleiben über den gesamten Temperaturbereich nahezu konstant.

Entgegen der Festigkeit steigt die Duktilität (Bruchdehnung A in Bild 3.9) bis zu einer Temperatur von $T = -140\text{ °C}$ an und fällt danach nahezu auf den Wert bei Raumtemperatur ab. Die Brucheinschnürung Z in Bild 3.9 steigt dagegen bis zu einer Temperatur von $T = -140\text{ °C}$ nur leicht an und danach mit abnehmender Temperatur stark ab. In Kapitel 12.3 sind in Tabelle AK3.1 die Festigkeits- und Verformungskennwerte zusammengestellt. In Tabelle 3.3 sind deren Mittelwerte zusammengefasst.

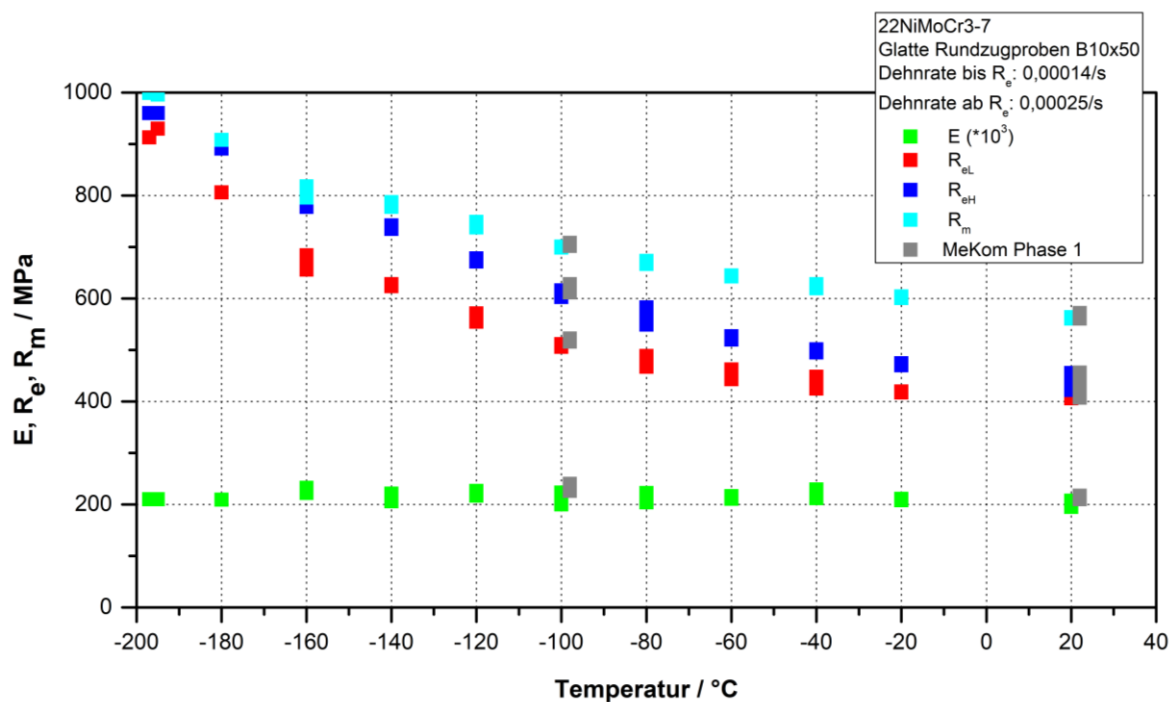


Bild 3.8: E-Modul E, obere (R_{eH}) und untere (R_{eL}) Streckgrenze sowie Zugfestigkeit R_m aus Zugversuchen bei Raumtemperatur bis $T = -196^\circ\text{C}$ (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

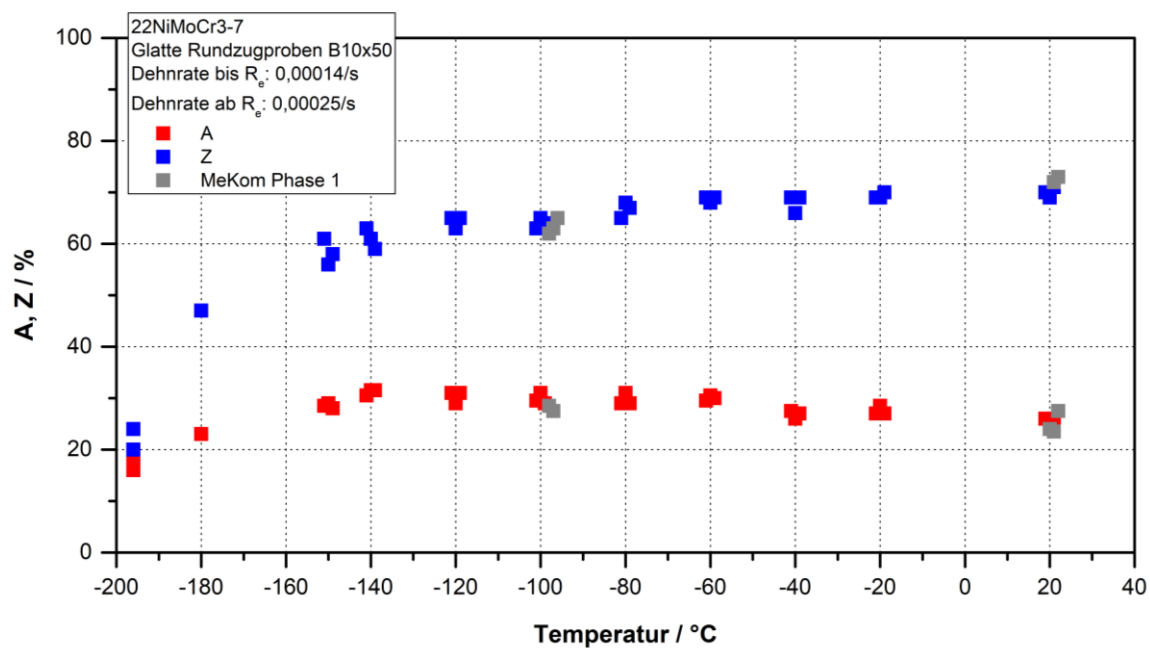


Bild 3.9: Bruchdehnung A und Brucheinschnürung Z aus Zugversuchen bei Raumtemperatur bis $T = -196^\circ\text{C}$ (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

Tabelle 3.3: Ergebnisse der glatten Rundzugproben (B10x50) aus 22NiMoCr3-7
(Mittelwerte)

Temperatur (°C)	E (GPa)	R _{eH} (MPa)	R _{eL} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	Z (%)
RT	203	437	409	563	25	70
-20	209	471	418	603	28	69
-40	219	498	435	624	27	68
-60	213	524	454	644	30	69
-80	214	566	476	671	30	67
-100	214	609	509	700	30	64
-120	222	674	564	742	31	64
-140	214	739	626	783	32	61
-150	227	785	668	809	29	58
-180	209	891	806	908	23	47
-196	211	960	922	998	17	22

Das Spröd- und Zähbruchgebiet sind bei ferritischen Stählen durch das Übergangsgebiet getrennt. Die Übergangstemperatur wird beispielsweise durch den Werkstoff, die Dehnrage und vor allem vom Spannungszustand beeinflusst. Im Übergangsgebiet kommt es zu einem Mischbruch, wo zähes und sprödes Versagen je nach Temperatur in einem bestimmten Verhältnis auftreten. Mit abnehmender Temperatur nimmt auch die Zähigkeit des Werkstoffs weiter ab, wodurch die Probe zum Sprödbruch neigt. Bild 3.10 zeigt für verschiedene Temperaturen Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahmen der Bruchflächen von Rundzugproben. Wie man erkennt, nimmt der Anteil der duktilen Bruchfläche (Wabenbruch) von T = -40 °C (Bild 3.10, oben links) bis zu T = -196 °C (Bild 3.10, unten rechts) deutlich ab, ist aber auch bei T = -196 °C nicht vollständig verschwunden, was bedeutet, dass die Rundzugprobe auch bei dieser Temperatur noch nicht die Tieflage erreicht hat.

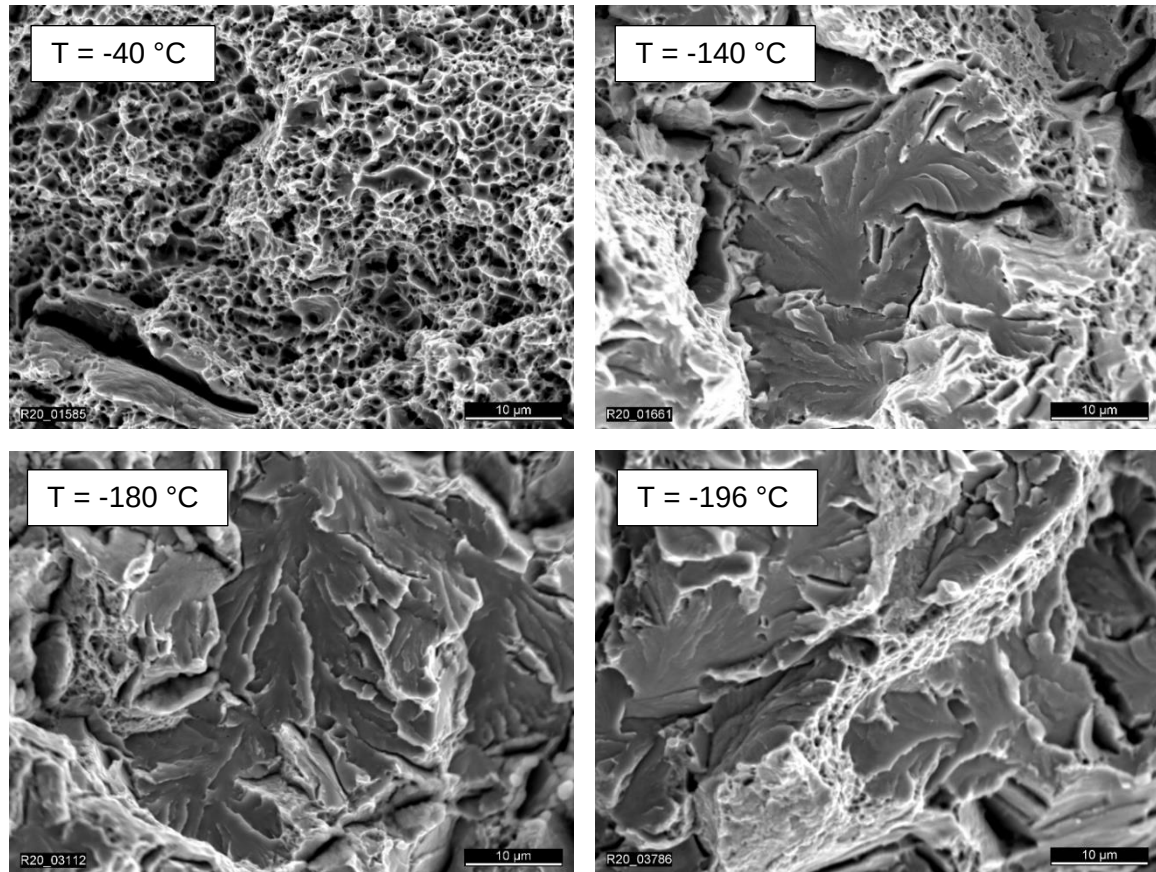


Bild 3.10: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von Rundzugproben bei unterschiedlichen Temperaturen. Links oben: Probe M2.3.43 bei T = -40 °C. Rechts oben: Probe M2.2.2 bei T = -140 °C. Links unten: Probe M2.1.42 bei T = -180 °C. Rechts unten: Probe M2.2.6 bei T = -196 °C (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

3.2.2 Untersuchung von gekerbten Rundzugproben

Als nächste Probenform mit einer zum Vergleich zur Rundzugprobe höheren Mehrachsigkeit wurden gekerbte Rundzugproben geprüft. Die Probengeometrie ohne Kerbe entspricht einer glatten B18x90 Probe nach DIN 50125. Die eingebrachten Kerben wurden alle nach dem Drehen poliert, um Oberflächeneinflüsse zu minimieren. Die Prüfgeschwindigkeit wurde auf 0,1 mm/min (bezogen auf das Querhaupt) festgelegt. Es wurde eine Probe mit einer U-Kerbe mit Kerbradius $r = 2$ mm und $r = 8$ mm ebenfalls (entsprechend den ungekerbten Rundzugproben) über einen weiten Temperaturbereich bis T = -180 °C bzw. T = -196 °C geprüft. Für die Prüfung wurde ein Extensometer in Längsrichtung mit einer Ausgangsmesslänge von 20 mm verwendet. Aus [Bild AK3.18](#) (Kapitel 12.3) können die Abmessungen der verwendeten Proben entnommen werden.

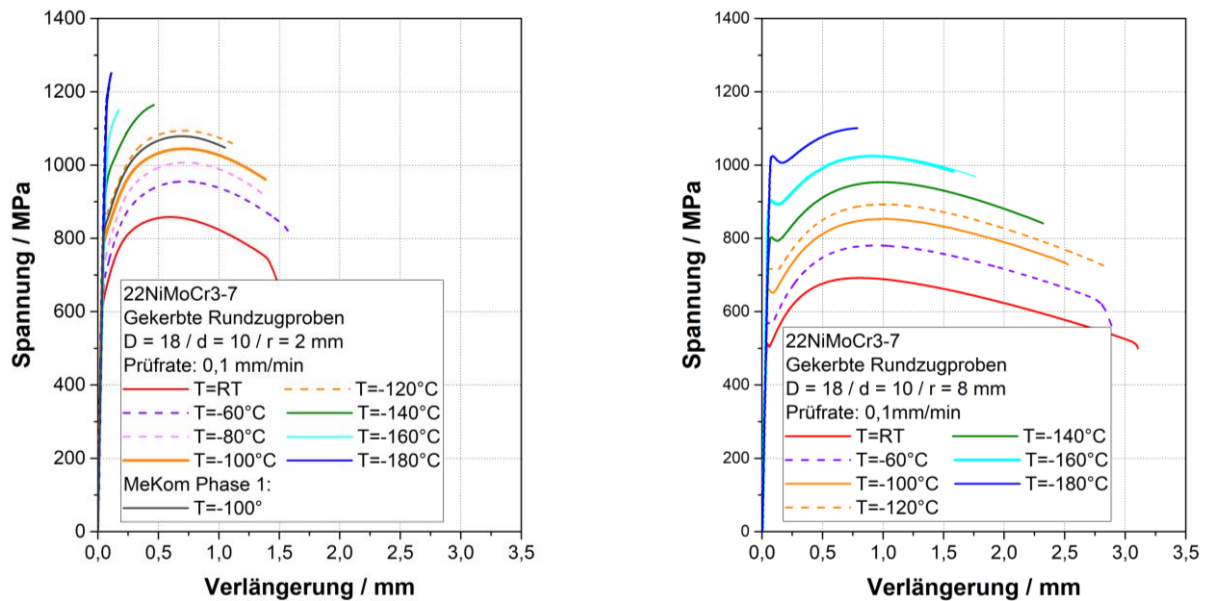


Bild 3.11: Spannungs-Verschiebungs-Verlauf der einfach gekerbten Rundzugproben. Links: Kerbradius $r = 2 \text{ mm}$; Rechts: Kerbradius $r = 8 \text{ mm}$ (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

Bild 3.11 zeigt das Spannungs-Verlängerungs-Diagramm für die gekerbten Rundzugproben mit Kerbradius $r = 2 \text{ mm}$ (links) und $r = 8 \text{ mm}$ (rechts). Erwartungsgemäß zeigt die Kербzugprobe mit $r = 2 \text{ mm}$ gegenüber der Probe mit $r = 8 \text{ mm}$ die höhere Festigkeit bei geringerer Verformungsfähigkeit (Duktilität). Mit abnehmender Temperatur nimmt bei beiden Kerbradien die Festigkeit zu und die Verformungsfähigkeit ab. Die Probe aus dem Vorgängerprojekt (MeKom Phase 1) reiht sich gut in die dargestellten Kurvenverläufe ein.

Bild 3.12 zeigt für die Temperatur $T = -180 \text{ °C}$ Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahmen der Bruchflächen von einfach gekerbten Rundzugproben. Wie man erkennt, sind die Bruchflächen nahezu frei von duktilen Bruchanteilen, was darauf hindeutet, dass sich der Werkstoff für beide Kerbspannungszustand-Intensitäten ($r = 2 \text{ mm} \rightarrow$ hoch und $r = 8 \text{ mm} \rightarrow$ abgeschwächt) in der Tieflage befindet.

In den Tabellen **AK3.2** und **AK3.3** in Kapitel 12.3 sind die Ergebnisse der gekerbten Rundzugproben zusammengestellt.

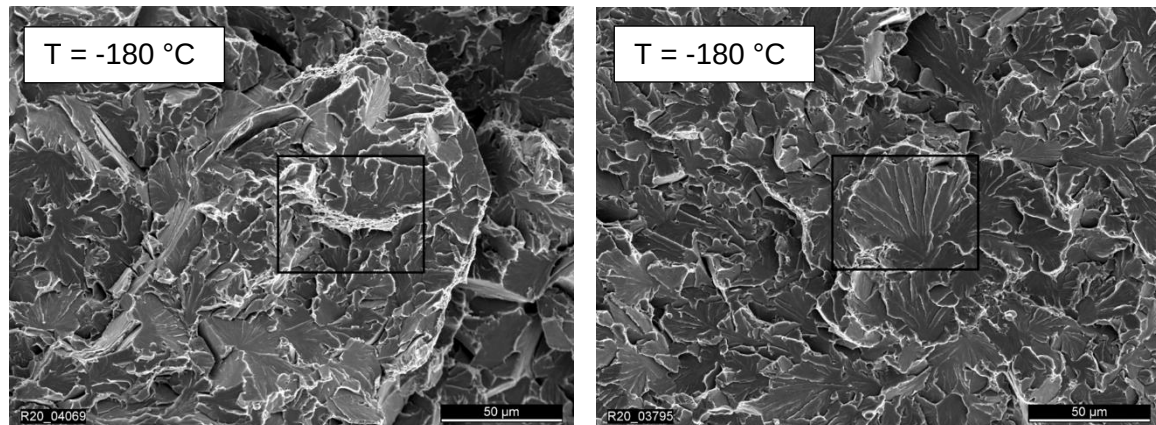


Bild 3.12: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von Kerbzugproben bei $T = -180\text{ °C}$. Links: Probe M2.2.20 mit Kerbradius $r = 2\text{ mm}$. Rechts: Probe M2.2.64 mit Kerbradius $r = 8\text{ mm}$ (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

3.2.3 Untersuchung von Scherzugproben

Zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens bei niedriger Spannungsmehrachsigkeit wurden Scherzugproben geprüft. Die Proben wurden über Bolzen-Gabel-Einspannungen in die Zugprüfmaschine eingebaut. Die Probengeometrie können dem [Bild AK3.19](#) (Kapitel 12.3) entnommen werden. Es wurde für alle Versuche ein Extensometer mit 20 mm Ausgangsmesslänge verwendet. Das Extensometer wurde in Lastrichtung an eine eigens dafür konstruierte Halterung befestigt ($\Delta l = 90\text{ mm}$). Die Proben wurden bei einer Querrahpgeschwindigkeit von $0,1\text{ mm/min}$ geprüft.

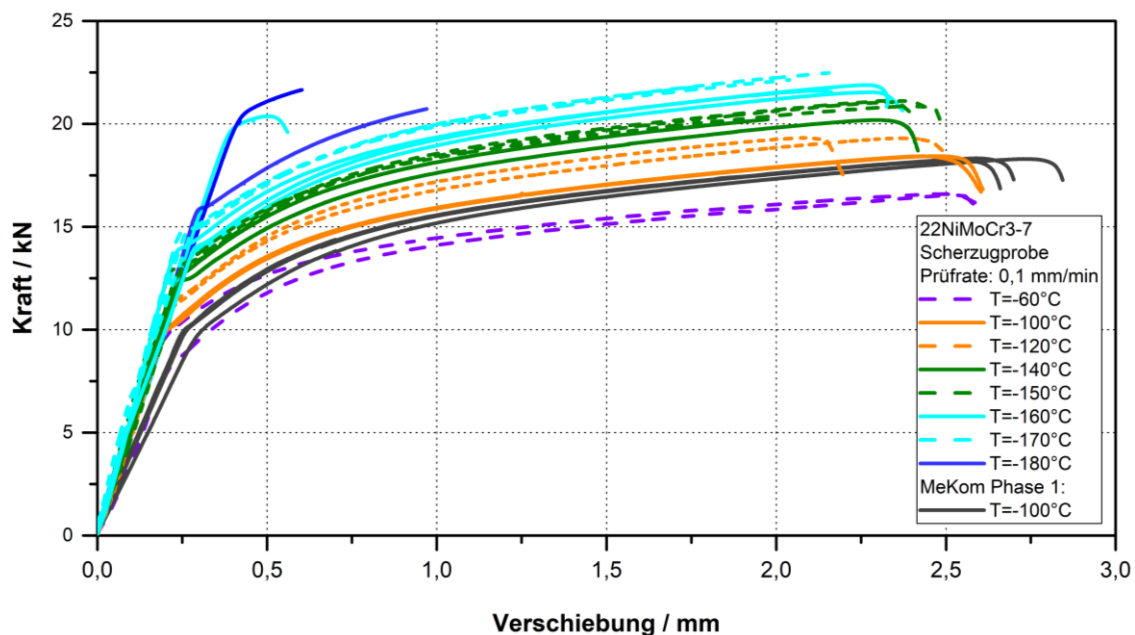
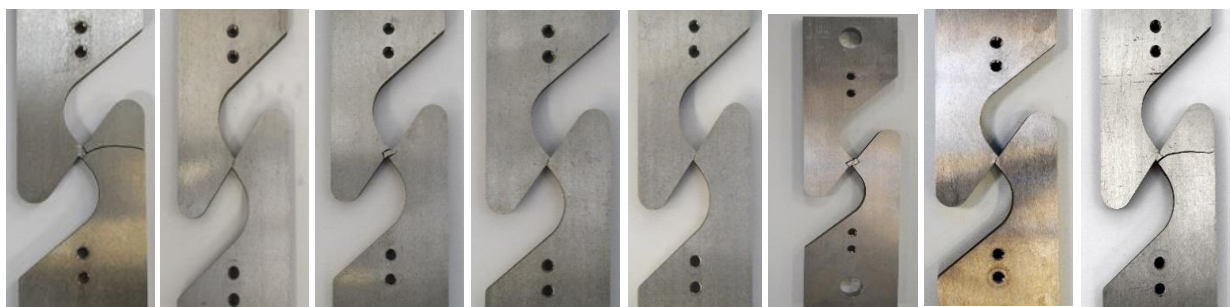


Bild 3.13: Kraft-Verschiebungs-Verlauf von Scherzugproben bei $T = -60\text{ °C}$ bis $T = -180\text{ °C}$ (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

In Bild 3.13 sind die Kraft-Verschiebungs-Verläufe dargestellt. Die Proben zeigen große plastische Verformungen und einen Kraftabfall kurz vor dem Bruch. Auch bei den Scherzugproben bewirkt eine Absenkung der Temperatur eine Erhöhung der Festigkeit bei gleichzeitiger Abnahme der Verformungsfähigkeit. Die Proben aus dem Vorgängerprojekt reihen sich wieder gut in die gemessenen Kurven ein bzw. bestätigen die bei $T = -100\text{ °C}$ gemessene Kurve.

Zwischen $T = -140\text{ °C}$ und $T = -160\text{ °C}$ zeigen die Scherzugproben neben dem zu erwartenden Versagen im Steg einen Bruch über den gesamten Flankenquerschnitt auf: So bricht bei $T = -140\text{ °C}$ eine Probe in der Flanke, eine andere Probe bricht bei $T = -160\text{ °C}$ im Steg und



M2.1.78	M2.2.40	M2.1.39	M2.2.276	M2.3.38	M2.1.80	M2.2.37	M2.3.80
$T = -140\text{ °C}$	$T = -140\text{ °C}$	$T = -150\text{ °C}$	$T = -150\text{ °C}$	$T = -150\text{ °C}$	$T = -160\text{ °C}$	$T = -160\text{ °C}$	$T = -160\text{ °C}$

Bild 3.14: Bruch der Scherzugproben bei $T = -140\text{ °C}$ bis $T = -160\text{ °C}$
(Werkstoff 22NiMoCr3-7)

in der der Flanke und bei $T = -150\text{ °C}$ weist keine Probe ein Versagen in der Flanke auf (Bild 3.14). Der Bruch in der Flanke weist darauf hin, dass die Scherzugprobe zum Sprödbbruch neigt und daher senkrecht zur größten Hauptspannung versagt.

3.2.4 Untersuchung von CTS-Proben

Für die Untersuchung von angerissenen Proben für verschiedene Belastungs-Moden wurden die „Compact Tension and Shear“ (CTS)-Proben verwendet, welche von Richard et. al entwickelt wurden [14]. Wie in Bild 3.15 dargestellt, ist die CTS-Probe eine modifizierte C(T)15-Probe mit einer speziellen Halterung, um verschiedene Lastwinkel zu ermöglichen. Die Proben wurden bis zu einem Risstiefenverhältnis von $a/W \approx 0,5$ angeschwungen. Es wurden keine Seitenkerben eingebracht, um die Richtung und den Winkel des Rissfortschritts nicht zu beeinflussen. Die Probengeometrie der CTS-Probe ist in Bild AK3.20 in Kapitel 12.3 dargestellt. Bei einem Winkel von 0° ergibt sich eine reine Zugbeanspruchung der Rissflanken (Mode I). Bei 30° und 60° Belastungswinkel kommt es zu einer überlagerten Zug- und Schubbeanspruchung am Riss (Mode I und Mode II) und bei einem 90° Belastungswinkel scheren die Rissflanken eben ab (Mode II). In diesem Vorhaben wurde der 60° Belastungswinkel nicht untersucht. Für die Experimente wurden zwei Messclips verwendet. Zum einen wurde ein COD-Messclip für die Rissöffnungsverschiebung (COD) verwendet. Da dieser aber bei zunehmendem Belastungswinkel geometriebedingt keine aussagekräftigen Informationen mehr liefert wurde für jede Messung ein zweiter Messclip seitlich an die Probe befestigt. Dafür wurden spezielle Schneidehalterungen entwickelt mit denen es möglich war, den

Messclip immer in Belastungsrichtung auszurichten. Bild 3.16 zeigt die Anordnung der beiden Messaufnehmer für eine Mode 30° CTS-Probe. Alle Versuche wurden bei einer Prüfgeschwindigkeit von 0,15 mm/min (Maschinenweg) durchgeführt.

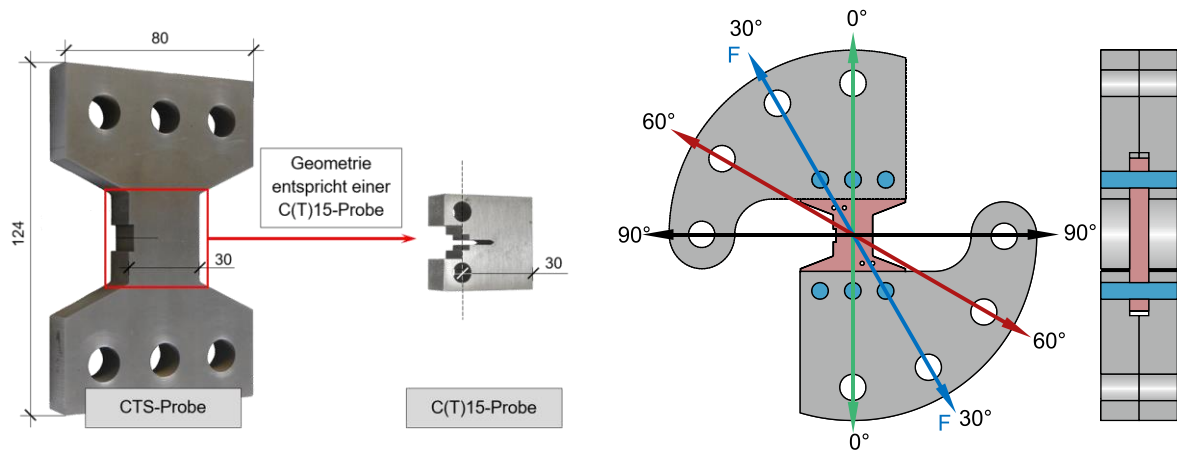


Bild 3.15: Links: Vergleich einer CTS-Probe und einer C(T)15-Probe. Rechts: Schematische Darstellung der vier Winkelstellung der CTS-Probe

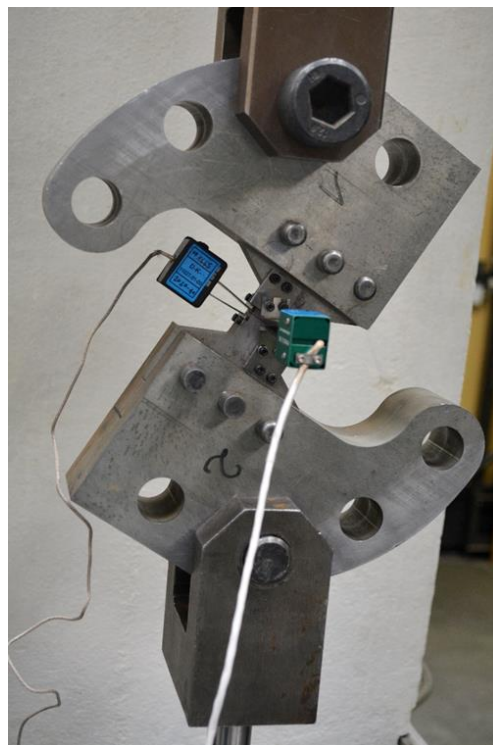


Bild 3.16: Anordnung der Messclips bei der CTS-Probe (hier Mode 30°)

In Bild 3.17 bis Bild 3.19 sind die Kraft-Verschiebungsverläufe und für ausgewählte Temperaturen die REM-Aufnahmen der Bruchflächen dargestellt. Anhand dieser Probengeometrie

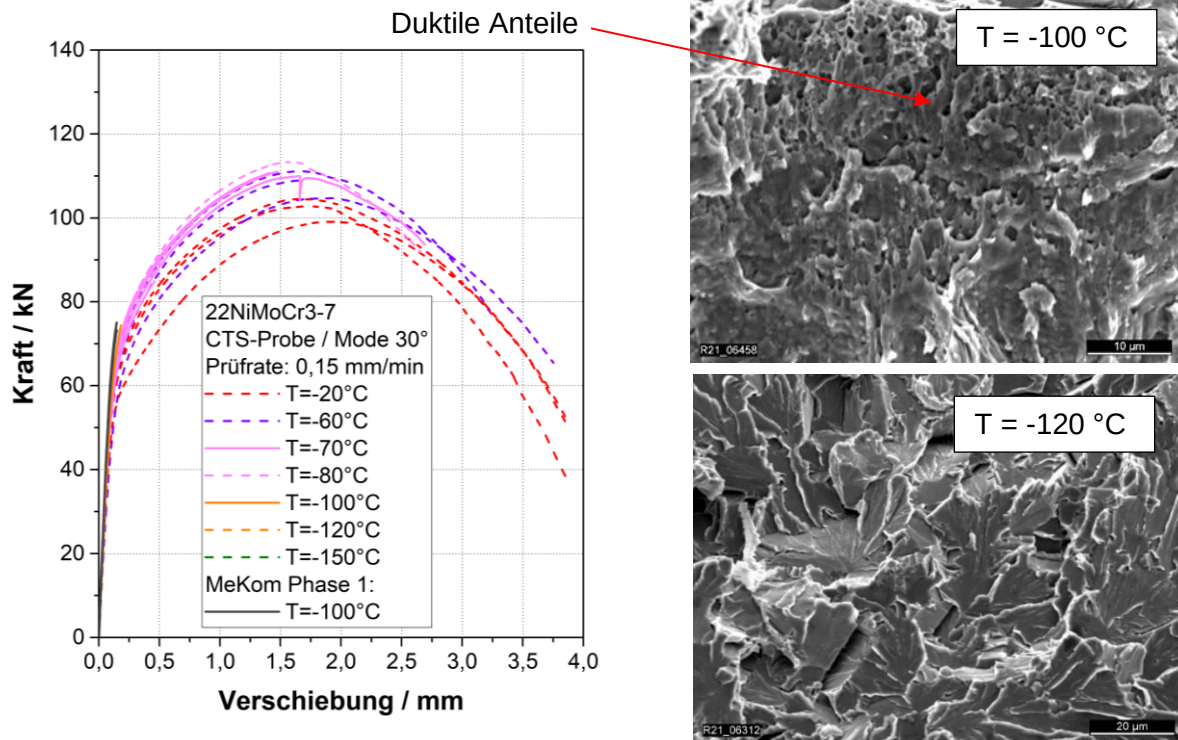


Bild 3.17: Links: Kraft-Verschiebungs-Verlauf von CTS-Proben (Mode 30°) von T = -20 °C bis T = -150 °C. Rechts: REM-Aufnahmen der Bruchfläche bei T = -100 °C (oben) und bei T = -120 °C (unten) (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

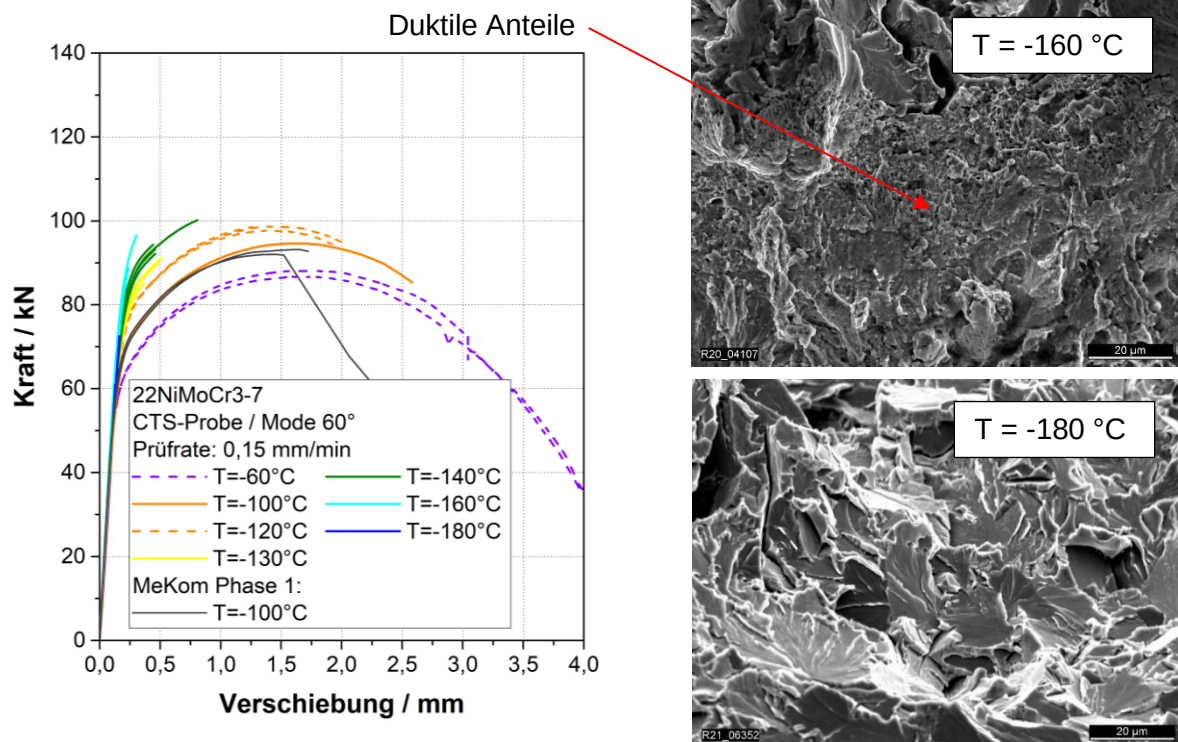


Bild 3.18: Links: Kraft-Verschiebungs-Verlauf von CTS-Proben (Mode 60°) von T = -60 °C bis T = -180 °C. Rechts: REM-Aufnahmen der Bruchfläche bei T = -160 °C (oben) und bei T = -180 °C (unten) (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

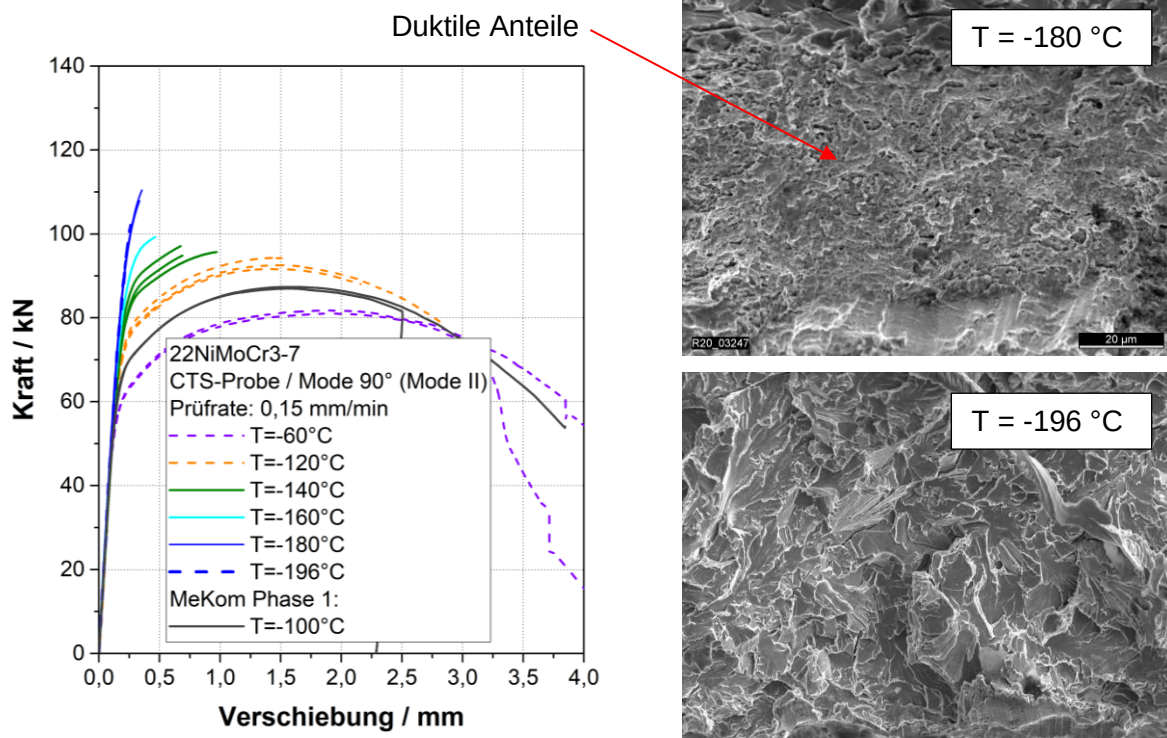


Bild 3.19: Links: Kraft-Verschiebungs-Verlauf von CTS-Proben (Mode 90°/Mode II) von T = -60 °C bis T = -196 °C. Rechts: REM-Aufnahmen der Bruchfläche bei T = -180 °C (oben) und bei T = -196 °C (unten) (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

wird deutlich, welchen Einfluss die Mehrachsigkeit auf das Versagensverhalten des Werkstoffs ausübt: Zeigt die CTS-Probe im Mode 30° (Probe mit größter Mehrachsigkeit) bereits bei Temperaturen unter T = -100 °C ein nahezu sprödes Verhalten und bei T = -120 °C eine ausgeprägte Spaltbruchfläche ohne duktile Anteile ([Bild 3.17](#)), so weist die CTS-Probe im Mode 90° (Probe mit geringster Mehrachsigkeit) noch bis T = -160 °C ein duktiler Werkstoffverhalten und erst bei T = -196 °C eine reine Spaltbruchfläche auf ([Bild 3.19](#)). Die CTS-Probe im Mode 60° reiht sich zwischen diesen beiden Proben ein und zeigt bei T = -180 °C ein rein sprödes Werkstoffverhalten, was anhand der Spaltbruchfläche bei dieser Temperatur bestätigt wird ([Bild 3.18](#)).

3.3 Untersuchung von Proben mit Mehrfachrissen

In diesem Abschnitt werden die Vorgehensweise und Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen von Proben mit Mehrfachrissen vorgestellt. Aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 wurden Proben mit künstlichen Rissen zur systematischen Untersuchung von Mehrfachrissen hergestellt und geprüft. Ziel war es die Interaktion und den Schädigungsmechanismus bei laminaren und quasi-laminaren Mehrfachrissformationen in Abhängigkeit der Temperatur zu untersuchen. Bei denen als Risse bezeichneten Fehlstellen handelt es sich um sehr schmale Schlitzte mit einer Länge von 7,5 mm, welche die gesamte Probendicke durchdringen und eine Neigung von 10° bzw. 20° besitzen (siehe Bild 3.20, links). Die künstlichen Risse wurden mit einem Drahterodierverfahren in die Proben eingebracht. Dafür wurde zuvor für jeden Riss ein Startloch mit einem Durchmesser von $d \approx 0,8$ mm senkerodiert. Anschließend wurde der Erodierdraht durch das Startloch geführt und die Schlitzte erodiert. Der Draht besitzt eine Dicke von 0,25 mm, wodurch sich ein Kerbradius von $r \approx 0,125$ mm für die Schlitzte ergibt. Vorteil dieser Methode ist, dass die Schlitzte effizient und lagegenau in beliebiger Anordnung, Position und Neigungswinkel erstellt werden können. Ein Nachteil des Verfahrens ist, dass durch das Verdampfen des Materials eine geringe Schicht an wärmebehandeltem Werkstoff den Schlitz umrandet. Diese Schicht besitzt eine Breite von ca. 0,5 bis 1 μm (s. Bild 3.20, rechts). Ein weiterer Nachteil ist die nicht ideal scharfe Risspitze.

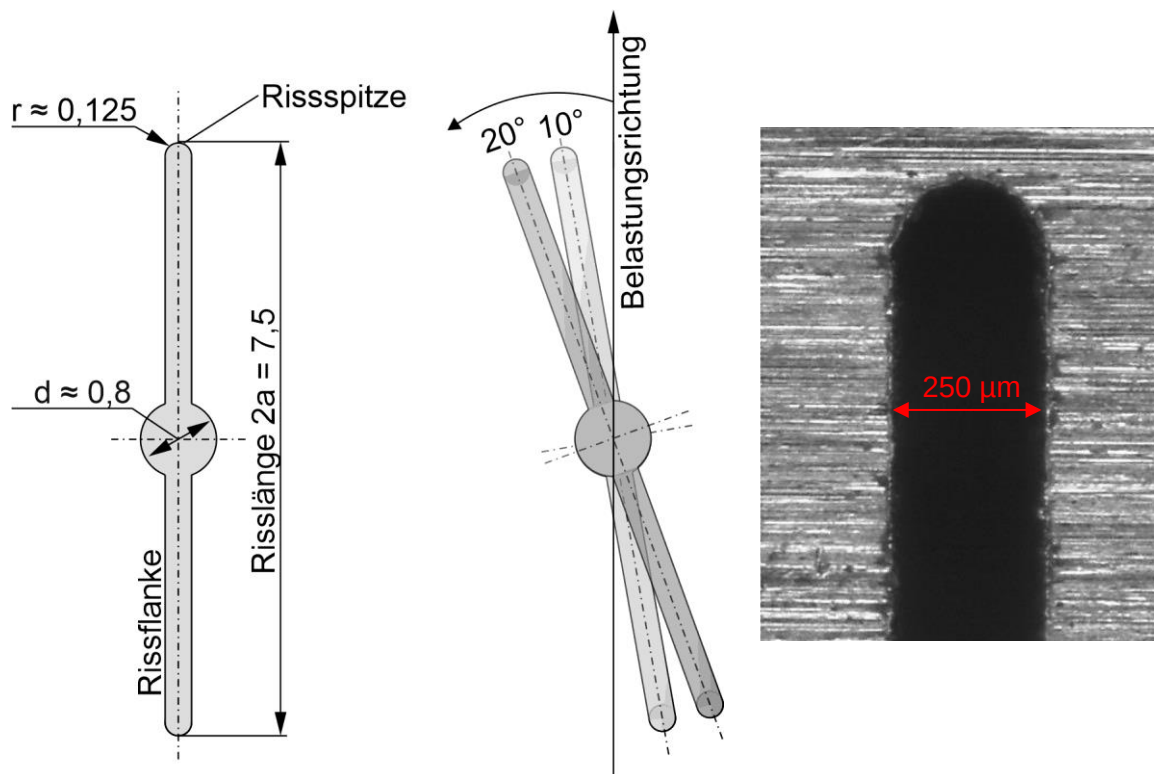


Bild 3.20: Links: Schematische Darstellung der erodierten Schlitzte (nicht maßstäblich). Rechts: Mikroskopische Aufnahme eines erodierten Schlitzes

Für die Versuche mit Flachzugproben mit künstlichen Mehrfachrissen wurden die bereits in MeKom Phase 1 bei $T = -100\text{ °C}$ entwickelte Probenform verwendet. Die Zugprobe besteht aus Gewindeköpfen und einem Flachprofil in der Mitte (siehe [Bild 3.21](#), links). Der Übergang zwischen den M30 Gewindeköpfen und dem 8 mm dicken Flachprofil wurde mit großen Radien ($R = 25\text{ mm}$) ausgeführt, um einen Kerbeinfluss auf die Risse zu minimieren. Die für die Mehrfachrisse genutzte Probenfläche hat eine Länge von 50 mm eine Breite von $\approx 29\text{ mm}$ (siehe [Bild AK3.23](#) in Kapitel 12.3).

Die Mehrfachrissproben haben eine jeweils einzigartige Anordnung der künstlichen Risse. Insgesamt wurden 6 verschiedene Anordnungen untersucht. [Bild AK3.24](#) bis [Bild AK3.29](#) (Kapitel 12.3) zeigen die Position der Risse im jeweiligen Rissfeld. Aufgrund des breiten Versuchsspektrums war es nicht möglich Versuche mehrfach durchzuführen. Dadurch ist eine statistische Absicherung nicht möglich, welche vor allem bei Proben, welche durch Spaltbruch versagen, notwendig wäre. Für die Prüfung der Mehrfachrissproben wurde ein Extensometer in Längsrichtung angebracht mit einer Ausgangsmesslänge von 50 mm. Die Schneiden wurden an punktgeschweißten Gewindestäben befestigt (siehe [Bild 3.21](#), rechts). Für die Temperaturmessung wurden drei Thermolemente auf der Probe platziert. Jede Probe wurde zuerst auf die jeweilige Solltemperatur abgekühlt und dann die Temperatur 30 min. lang gehalten. Die Prüfgeschwindigkeit wurde für alle Mehrfachrissproben auf 0,3 mm/min (Querhaupt) festgelegt.



Bild 3.21: Links: Mehrfachrissprobe mit Gewindeköpfen und Flachprofil.
 Rechts: Anbringung des Messclips

Folgende Einflüsse auf die Interaktion der Einzelrisse werden im weiteren Abschnitt dargestellt:

- Einfluss des Neigungswinkels
- Einfluss des Rissspitzenabstandes
- Einfluss der Rissanordnung auf schuborientierte Rissbildung
- Gegenüberstellung Rissfeld - Einzelriss
- Bewertung der Interaktionsgrenzen von Regelwerken

Einfluss des Neigungswinkels

Zur Untersuchung des Einflusses des Neigungswinkels auf die Tragfähigkeit und der Rissinteraktion in Abhängigkeit der Temperatur wurde eine Mehrfachrissprobe mit Neigungswinkel 10° (s. [Bild AK3.24](#) in Kapitel 12.3) und mit Neigungswinkel 20° (s. [Bild AK3.25](#) in Kapitel 12.3) bei Temperaturen von $T = RT$ bis $T = -180^\circ C$ geprüft. Die Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° versagt gegenüber der Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 10° vor allem bei Temperaturen ab $T = -140^\circ C$ bei deutlich geringeren Verschiebungen und Belastungen ([Bild 3.22](#)). Bei Temperaturen oberhalb $T = -140^\circ C$ ist diese Abweichung deutlich geringer. Dieser Unterschied zeigt sich auch anhand des Versages der Proben. In [Bild 3.23](#) sind die Proben nach dem Versagen bei $T = -20^\circ C$ und $T = -180^\circ C$ gegenübergestellt und man erkennt, dass bei $T = -20^\circ C$ die Rissfeldproben ein hinsichtlich der Interaktion der Risse ähnliches Versagen aufweisen. Bei $T = -180^\circ C$ dagegen ist die Interaktion der Risse deutlich intensiver und auch unterschiedlicher: Hier interagieren nicht nur die oberen 3 Risse, sondern auch zusätzliche Risse tragen zum Versagen der Proben bei. Insbesondere bei der Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° findet bei $T = -180^\circ C$ auch eine Interaktion der unteren Risse statt. Dies äußert sich auch in der in [Bild 3.22](#) (rechts) dargestellten geringen Verschiebung der Probe bei $T = -180^\circ C$. Die Kurven bei $T = -100^\circ C$, welche aus dem Vorgängerprojekt MeKom Phase 1 stammen, reihen sich in die ermittelten Kurven ein.

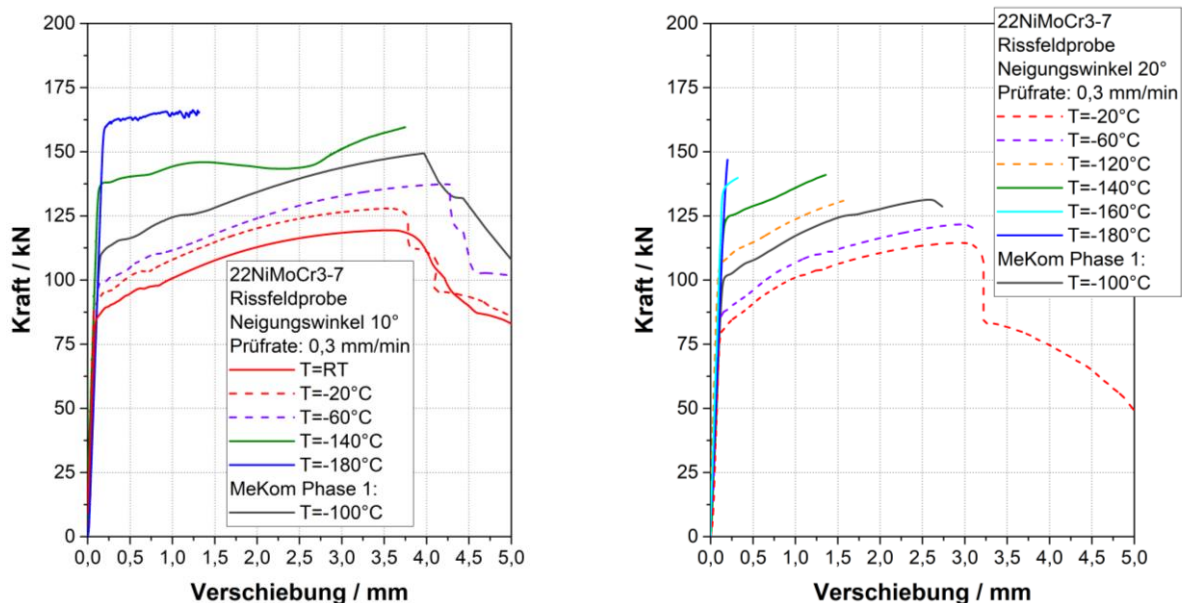


Bild 3.22: Einfluss des Neigungswinkels: Kraft-Verschiebungskurven für ausgewählte Temperaturen von Rissfeldproben. Links: Mit Neigungswinkel 10° . Rechts: Mit Neigungswinkel 20° (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

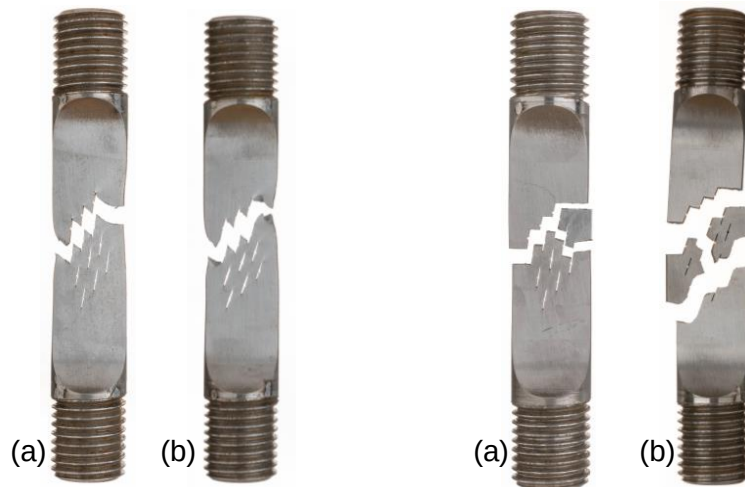


Bild 3.23: Einfluss des Neigungswinkels: Links: Gebrochene Proben bei $T = -20\text{ °C}$. Rechts: Bei $T = -180\text{ °C}$. (a) Probe mit Neigungswinkel 10° , (b) Probe mit Neigungswinkel 20°

Einfluss des Rissspitzenabstandes

Zur Untersuchung des Einflusses des Rissabstandes auf die Tragfähigkeit und der Rissinteraktion in Abhängigkeit der Temperatur wurde zusätzlich zur Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° (s. [Bild AK3.25](#) (Kapitel 12.3)) eine Rissfeldprobe mit gleichem Neigungswinkel (20°) aber mit verringertem Rissabstand geprüft (siehe [Bild AK3.28](#) in Kapitel 12.3). Auch diese Proben wurden bis $T = -180\text{ °C}$ geprüft. Im Gegensatz zu den Proben mit unterschiedlichem Neigungswinkel übt der Rissabstand keinen wesentlichen Einfluss auf das Probenverhalten aus. Wie man anhand [Bild 3.24](#) erkennt, sind sich die Kraft-Verschiebungskurven beider Proben bei entsprechenden Temperaturen ähnlich. Auch hier reihen sich die Kurven bei $T = -100\text{ °C}$, welche aus dem Vorgängerprojekt stammen, gut in die ermittelten Kurven ein.

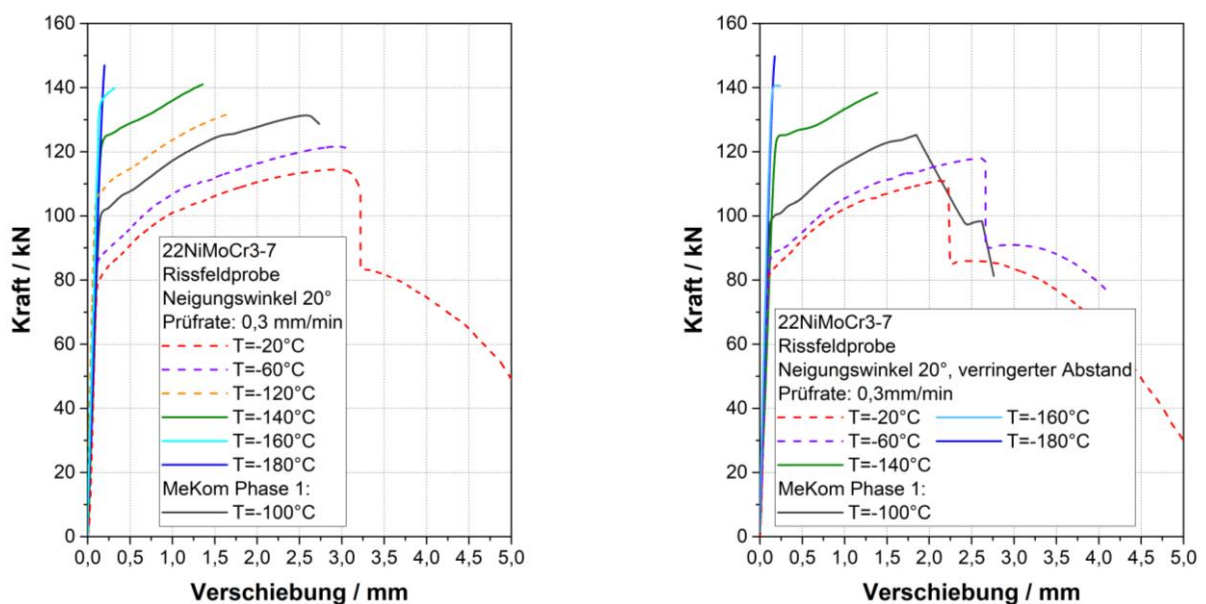


Bild 3.24: Einfluss des Rissabstandes: Kraft-Verschiebungskurven für ausgewählte Temperaturen von Rissfeldproben. Links: Probe mit Neigungswinkel 20° . Rechts: Probe mit verringertem Rissabstand (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

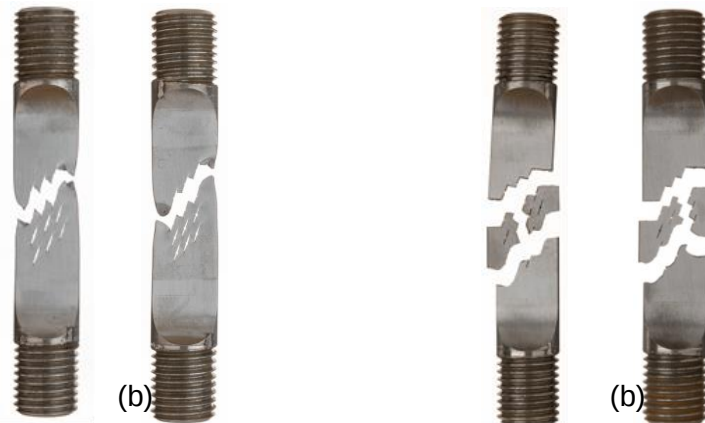


Bild 3.25: Einfluss des Rissabstandes: Links: Gebrochene Proben bei $T = -20\text{ °C}$. Rechts: Bei $T = -180\text{ °C}$. (b) Probe mit verringertem Rissabstand

Diese nahezu Übereinstimmung in den Kurvenverläufen ergibt sich aus dem nahezu identischen Versagen der Proben sowohl bei $T = -20\text{ °C}$ als auch bei $T = -180\text{ °C}$. In Bezug auf die Temperatur übt der Rissabstand nur einen sehr geringen Einfluss auf das Interaktionsverhalten der Risse aus.

Einfluss der Rissanordnung auf schuborientierte Rissbildung

Bei der Rissfeldprobe mit Schubeinfluss 1 (siehe [Bild AK3.26](#) in Kapitel 12.3) wurde untersucht, ob der Riss senkrecht oder unter 45° zur Belastungsrichtung wächst. In die Rissfeldprobe mit Schubeinfluss 2 (siehe [Bild AK3.27](#) (Kapitel 12.3)) wurden ebenfalls drei Risse eingebracht. Der obere Riss erfüllt zusammen mit dem mittleren Riss die Interaktionskriterien nach Code Case N-848-1. Der untere Riss und der mittlere Riss erfüllen die Interaktionskriterien nicht. [Bild 3.26](#) zeigt die Kraft-Verschiebungsdiagramme beider Rissfeldproben für aus-

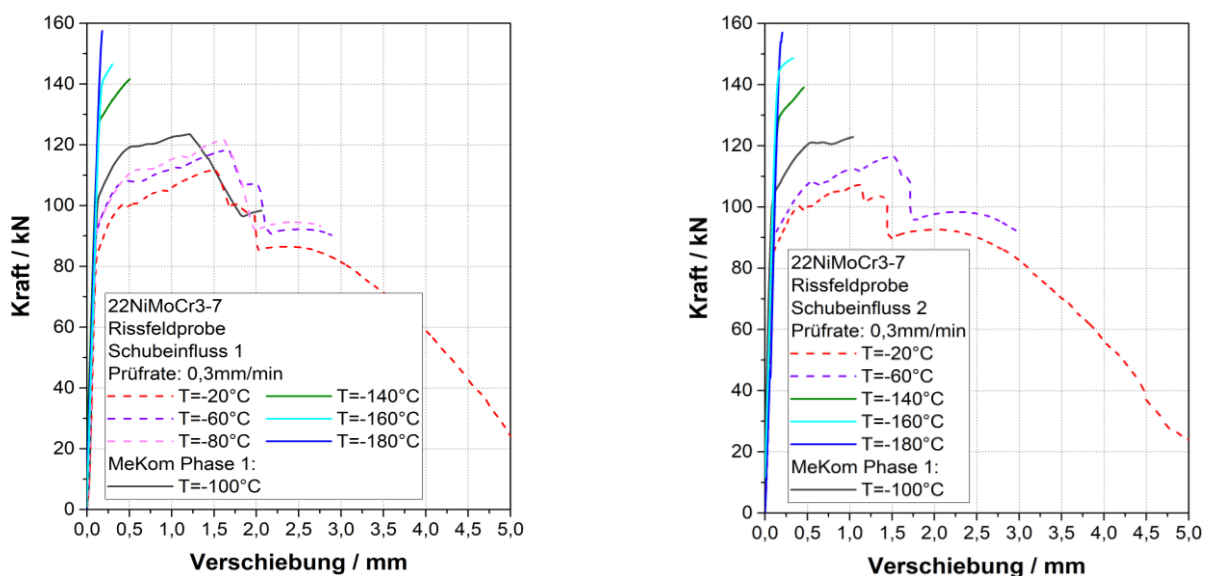


Bild 3.26: Einfluss des Rissanordnungs auf schuborientierte Rissbildung: Kraft-Verschiebungskurven für ausgewählte Temperaturen. Links: Schubeinfluss 1. Rechts: Schubeinfluss 2 (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

gewählte Temperaturen. Vergleicht man die Kurvenverläufe untereinander, so stellt man fest, dass die beiden Rissfeldanordnungen kaum Unterschiede auf das Kraft-Verlängerungsverhalten ausüben. Auch hier reihen sich die Ergebnisse aus dem Vorgängerprojekt (MeKom Phase 1) wieder gut in die ermittelten Kurven ein. In [Bild 3.27](#) sind die Rissfeldproben nach dem Bruch gegenübergestellt. Bei $T = -20^\circ\text{C}$ ergibt sich ein identisches Interaktionsverhalten. Bei Schubeeinfluss 2 interagieren der mittlere und der untere Riss bei $T = -20^\circ\text{C}$. Bei der Temperatur von $T = -180^\circ\text{C}$ findet keine Interaktion dieser beiden Risse statt.

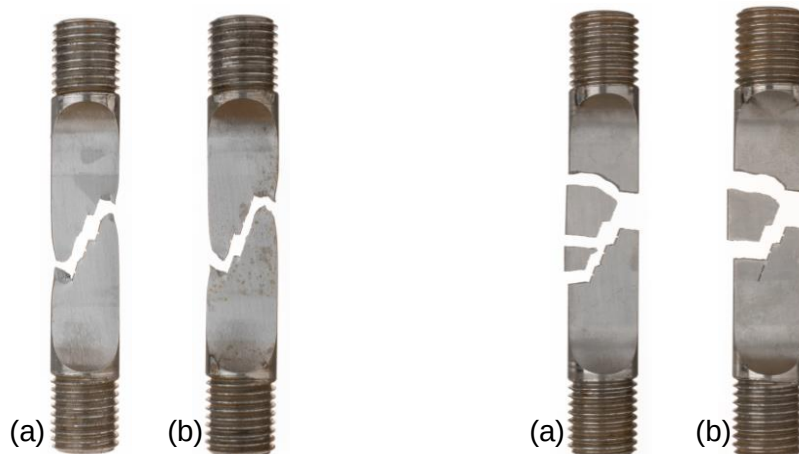


Bild 3.27: Einfluss des Rissanordnungs auf schuborientierte Rissbildung. Links: Gebrochene Proben bei $T = -20^\circ\text{C}$. Rechts: Bei $T = -180^\circ\text{C}$. (a) Probe mit Schubeeinfluss 1, (b) Probe mit Schubeeinfluss 2

Gegenüberstellung Mehrfachrissfeldprobe - Probe mit Einzerriss

Abschließend wird eine Probe mit Einzerriss 10° (siehe [Bild AK3.29](#) (Kapitel 12.3)) der Mehrfachrissfeldprobe mit dem Neigungswinkel 10° gegenübergestellt.

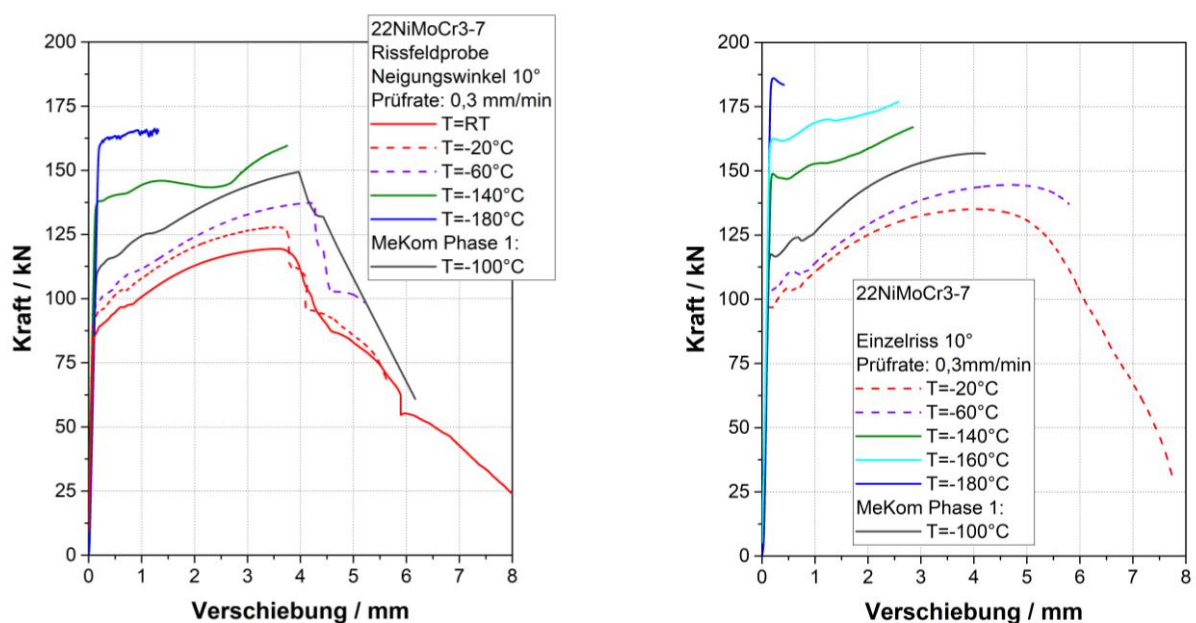


Bild 3.28: Verschiebungskurven für ausgewählte Temperaturen. Links: Mehrfachrissfeldprobe. Rechts: Probe mit Einzerriss (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

In [Bild 3.28](#) sind die Kraft-Verschiebungskurven gegenübergestellt. Der Vergleich zeigt, dass die Probe mit Einzelriss sich bei tiefen Temperaturen etwas spröder als der Mehrfachrissfeldprobe verhält. Sie erreicht bei $T = -180\text{ °C}$ eine höhere Last bei geringerer Verformung als die Mehrfachrissfeldprobe. Insgesamt sind die Unterschiede im Probenverhalten eher gering. Auch hier reihen sich die Kurven bei $T = -100\text{ °C}$, welche aus dem Vorgängerprojekt MeKom Phase 1 stammen, gut in die ermittelten Kurven ein. [Bild 3.29](#) zeigt geprüfte Proben nach dem Versagen. Bei $T = -20\text{ °C}$ zeigen beide Proben ein vergleichbares Versagensverhalten. Die oberen drei Risse der Mehrfachrissfeldprobe interagieren und bilden einen vergleichbaren Einzelriss, womit sich der ähnliche Kraft-Verschiebungsverlauf bei dieser Temperatur ergibt. Bei $T = -180\text{ °C}$ lassen sich bei beiden Proben deutlich normalspannungsdominierte Brüche erkennen, die bei der Probe mit Einzelriss ausgeprägter sind und daher das sehr spröde Verhalten, wie es sich in [Bild 3.28](#) (rechts) darstellt, erklären.

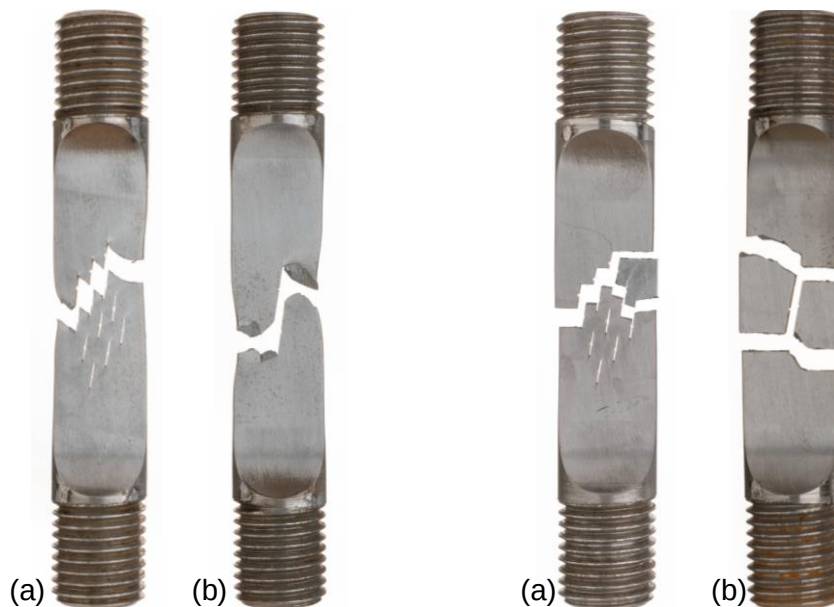


Bild 3.29: Links: Gebrochene Proben bei $T = -20\text{ °C}$. Rechts: Bei $T = -180\text{ °C}$.
(a) Mehrfachrissfeldprobe, (b) Probe mit Einzelriss

Bewertung der Interaktionsgrenzen von Regelwerken

Die folgenden Mehrfachrissproben dienen als Beispiele für die Untersuchung der Interaktionskriterien nach Code Case N-848 und den Code Case N-848-1 [15][16]. Dabei werden die Abstände der einzelnen Risse zueinander untersucht. Liegen diese unter bestimmten Grenzen, die als Interaktionskriterien definiert sind, müssen die Risse gruppiert werden. Für die Interaktion von laminaren und quasi-laminaren Rissen wurde das ASME Regelwerk Sektion XI erweitert [15][16]. Nach der Gruppierung der Risse werden diese durch einen Ersatzfehler substituiert. Dieser Ersatzfehler soll konservativ die Mehrfachrisse beschreiben und wird mit bruchmechanischen Methoden bewertet [17][18].

Die Grundlage für die geometrischen Interaktionskriterien beruhen auf experimentellen Untersuchungen mit linear-elastischen Materialverhalten von geschlitzten Flachzugproben unter Mode I Beanspruchung [19]. Mit numerischen Simulationen basierend auf linear-elastischer Bruchmechanik wurden dann die Interaktionskriterien in Verbindung mit dem experimentell

gefundenen Versagenskriterium erstellt [20][21]. Die erstellten Interaktionskriterien berücksichtigen weder plastisches Werkstoffverhalten, noch den Einfluss durch die Schädigung des Materials, sowie deren Versagensmechanismen.

Die Ergebnisse der zwei- und dreidimensionalen bruchmechanischen XFEM Simulationen führten zu den Grenzkurven, welche in Bild 3.30 (links) dargestellt sind [21]. Eine detaillierte Beschreibung zur Anwendung dieses Bewertungsverfahrens ist in [1] dargestellt.

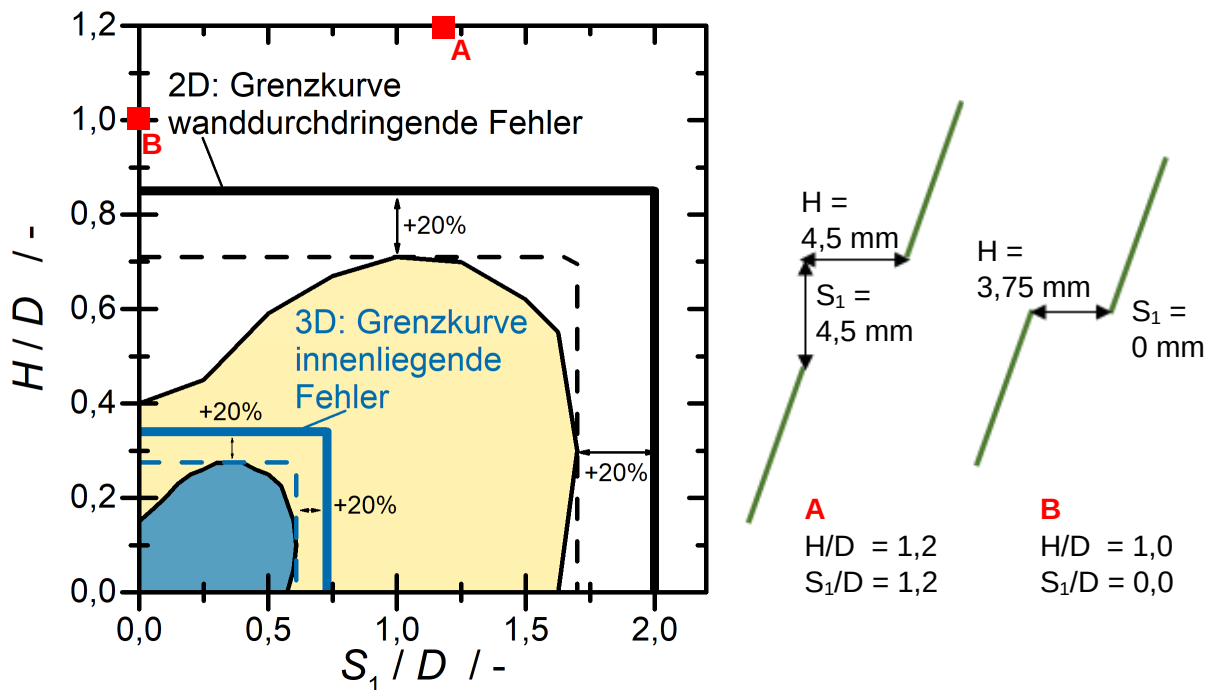


Bild 3.30: Interaktionsgrenzkurven für 2D und 3D. S_1 = vertikaler Abstand der Risspitzen, H = horizontaler Abstand der Risspitzen, D = halbe Risslänge [21]

In diesem Vorhaben wurden zwei Risskonfigurationen A und B mit einem Neigungswinkel von 20° untersucht: In Konfiguration A haben die Risspitzen einen identischen horizontalen und vertikalen Abstand von H bzw. $S_1 = 4,5$ mm, was bei einer halben Risslänge von $D = 3,75$ mm ein identisches Verhältnis H/D bzw. $S_1/D = 1,2$ ergibt. In Konfiguration B liegen die Risspitzen auf gleicher Höhe ($S_1 = 0$) und haben einen horizontalen Abstand $H = 3,75$ mm was den Verhältnissen $H/D=1,0$ und $S_1/D = 0$ entspricht. Bild AK3.30 und Bild AK3.31 (Kapitel 12.3) zeigen die Erodierpläne dieser beiden Rissfeldproben. In Bild 3.30 ist die Lage der beiden Konfigurationen A und B eingetragen. Wie man erkennt liegen beide Konfigurationen außerhalb der 2D-Grenzkurve für wanddurchdringende Fehler. In Bild 3.31 sind die Rissfeldproben der beiden Konfiguration nach Versuchsende für unterschiedliche Temperaturen gegenübergestellt. Wie zu erkennen ist, findet bei Risskonfiguration A sowohl bei $T = -100$ °C als auch bei $T = -60$ °C keine Interaktion der beiden Risse statt, wie es durch Lage dieser Konfiguration außerhalb der Grenzkurve (Bild 3.30) vorhergesagt wird. Im Gegensatz dazu weisen die Rissfeldproben der Konfiguration B für alle geprüften Temperaturen eine Interaktion der beiden Risse auf (Bild 3.31), so dass die Grenzkurve (Bild 3.30) nicht bestätigt wird. Auch Untersuchungen in [1] haben bestätigt, dass die Grenzkurve nicht immer konservativ ist und die Interaktion von Rissen teilweise unterschätzt. In [22] wird eine Modifikation der

Grenzkurven (2D und 3D) vorgestellt, welche auf der Grundlage von umfangreichen experimentellen und numerischen Untersuchungen beruht.

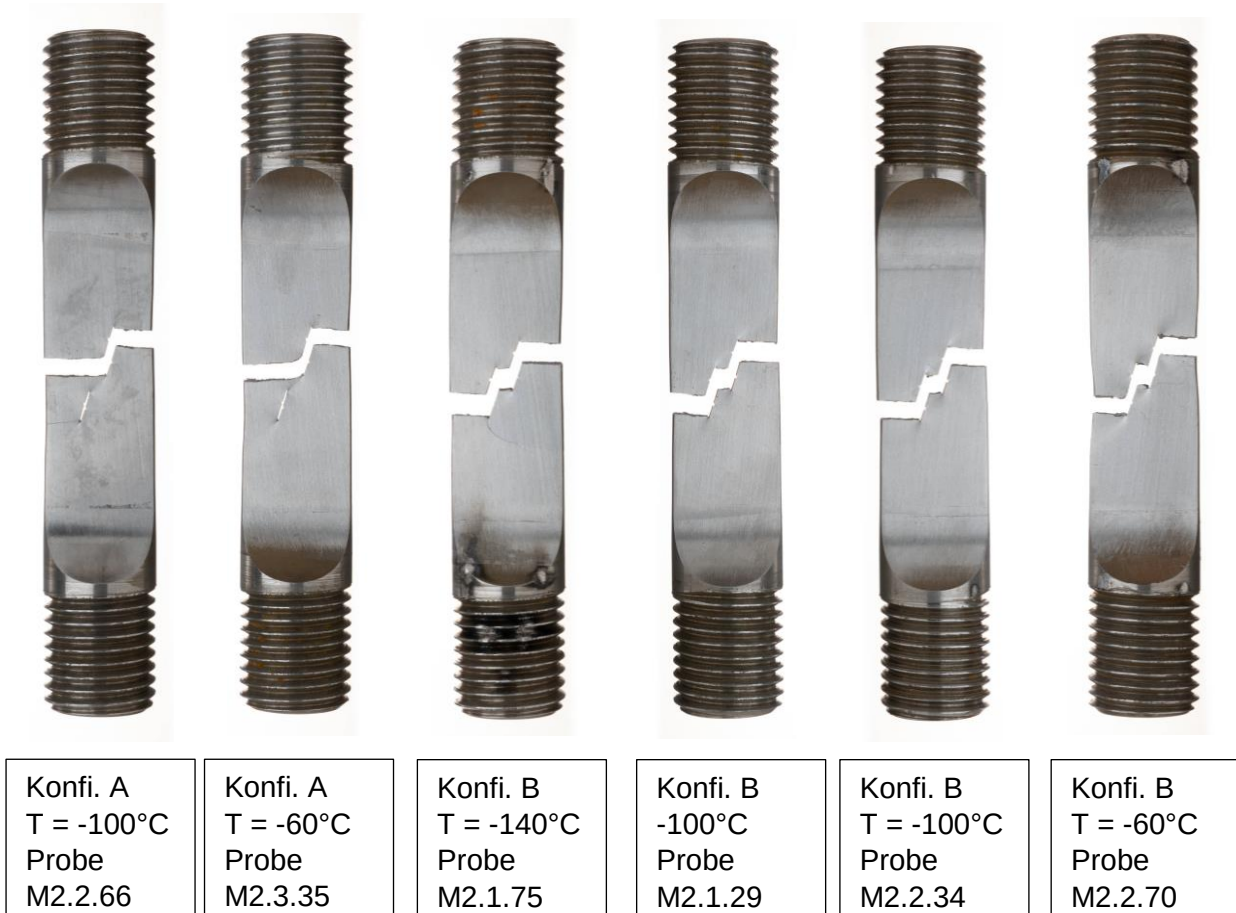


Bild 3.31: Interaktion von Rissen. Bruch der Rissfeldproben mit Risskonfiguration A und Risskonfiguration B bei unterschiedlichen Temperaturen

3.4 Einfluss der Fehlerlage und Mehrachsigkeit auf die Übergangstemperatur

Zunächst wird der Einfluss der Fehlerlage auf die Übergangstemperatur anhand von Rissfeldproben untersucht. Dabei wird die jeweils im Experiment aufgetretene Maximallast bzw. die Last bei Bruch ermittelt und über der Temperatur aufgetragen. Als Übergangstemperatur wird diejenige Temperatur festgelegt, bei der die jeweilige Probe 50% ihrer Hochlage erreicht. Wie man anhand [Bild 3.32](#) erkennt, ergeben sich für die Rissfeldproben mit Schubeinfluss und mit verringertem Rissabstand mit T = -120 °C identische Übergangstemperaturen. Die Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 10° und mit Einzelriss erreichen ihre Übergangstemperatur dagegen erst bei T = -170 °C bzw. T = -160 °C und sind gegenüber den zuvor dargestellten Rissfeldproben hinsichtlich Spröbruchversagen deutlich unkritischer. Zudem weisen die beiden letzten Rissfeldproben eine deutlich höhere Hochlage auf. Die Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° liegt bei einer Übergangstemperatur von T = -125 °C.

Zur Untersuchung des Einflusses der Mehrachsigkeit auf die Übergangstemperatur werden im Folgenden Zugproben, Kerbzugproben, Scherzugproben und CTS-Proben herangezogen.

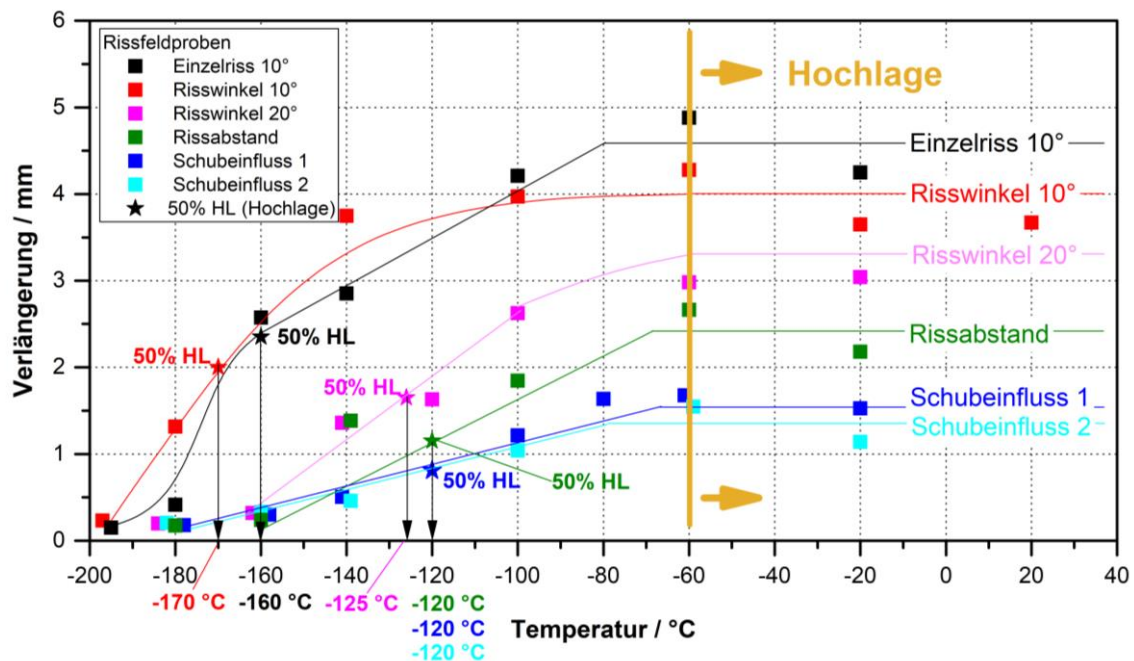


Bild 3.32: Vergrößerung der Rissfeldproben bei Erreichen der Maximallast in Abhängigkeit der Temperatur

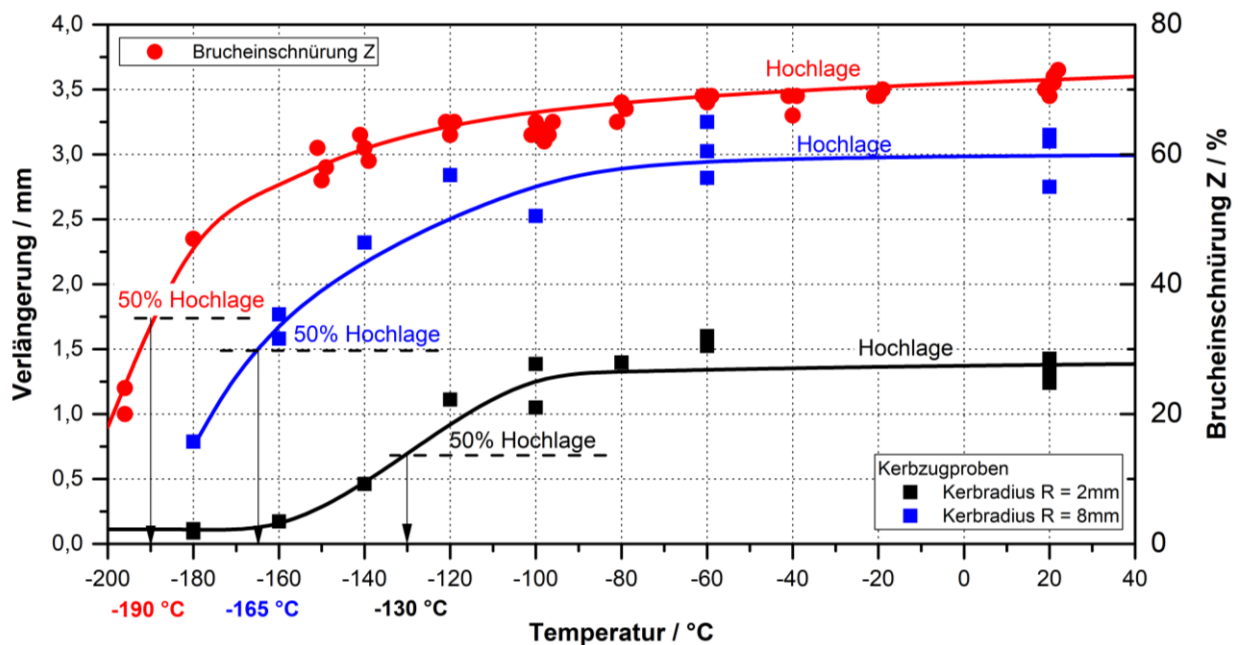


Bild 3.33: Brucheinschnürung bzw. Vergrößerung der Zugproben und der Kerbzugproben bei Erreichen der Maximallast bzw. Bruch in Abhängigkeit der Temperatur

In Bild 3.33 ist die Brucheinschnürung (Zugproben) bzw. die Verlängerung bei Maximallast bzw. Bruch (Kerbzugproben) über der Temperatur aufgetragen. Diese Gegenüberstellung zeigt, dass mit zunehmender Mehrachsigkeit von der Zugprobe hin zur Kerbzugprobe mit Kerbradius $R = 8 \text{ mm}$ und Kerbradius $R = 2 \text{ mm}$ auch die Übergangstemperatur von $T = -190 \text{ °C}$ auf $T = -165 \text{ °C}$ bis auf $T = -130 \text{ °C}$ ansteigt. In Bild 3.34 ist die Verlängerung der Scherzugproben über der Temperatur aufgetragen. Die Scherzugprobe ist die Probe mit der geringsten Mehrachsigkeit (siehe Bild 3.6). Die ermittelte Übergangstemperatur liegt bei $T = -175 \text{ °C}$ und liegt über der Temperatur der Zugprobe. Da bei Temperaturen unterhalb $T = -160 \text{ °C}$ die Scherzugproben nicht im Steg gebrochen sind (hier als Ausreißer bezeichnet), muss die in Bild 3.34 dargestellte Kurve und somit die Ermittlung dieser Übergangstemperatur in Frage gestellt werden.

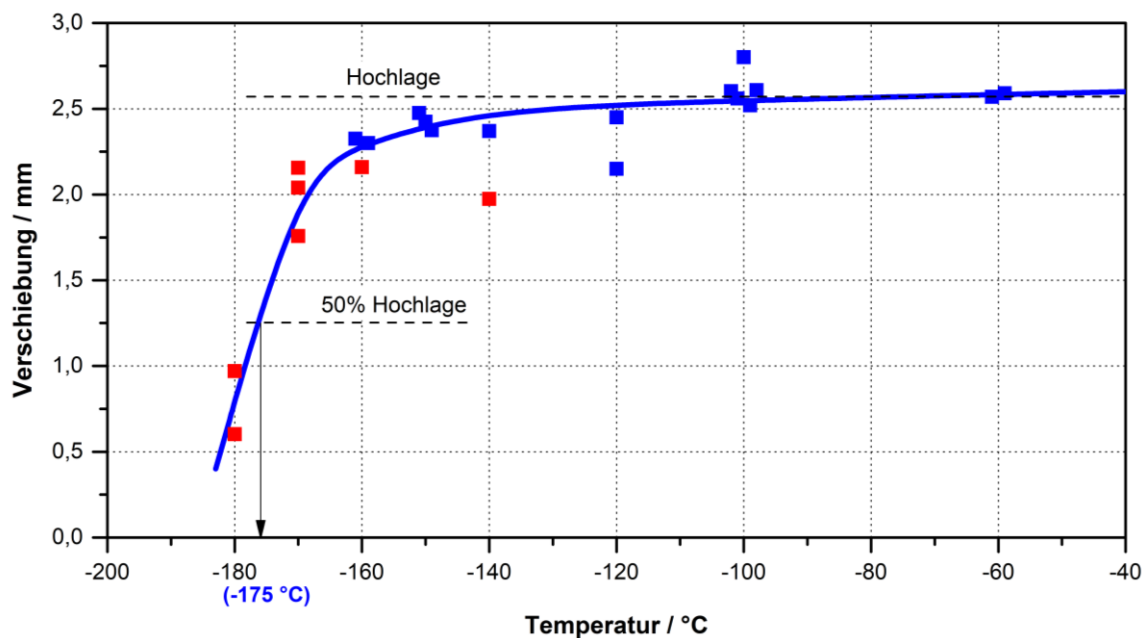


Bild 3.34: Verlängerung der Scherzugproben bei Erreichen der Maximallast bzw. Bruch in Abhängigkeit der Temperatur

Abschließend wird in Bild 3.35 anhand von CTS-Proben den Einfluss der Mehrachsigkeit auf die Lage der Übergangstemperatur dargestellt. Mit steigendem Mode-Winkel (von Mode 90° (Mode II) über Mode 60° bis hin zu Mode 30° , was einer Zunahme der Mehrachsigkeit entspricht, nimmt auch hier die Übergangstemperatur von $T = -135 \text{ °C}$ über $T = -125 \text{ °C}$ auf $T = -75 \text{ °C}$ mit steigender Mehrachsigkeit zu. In Tabelle 3.4 sind die ermittelten Übergangstemperaturen aller Proben nochmals zusammengestellt.

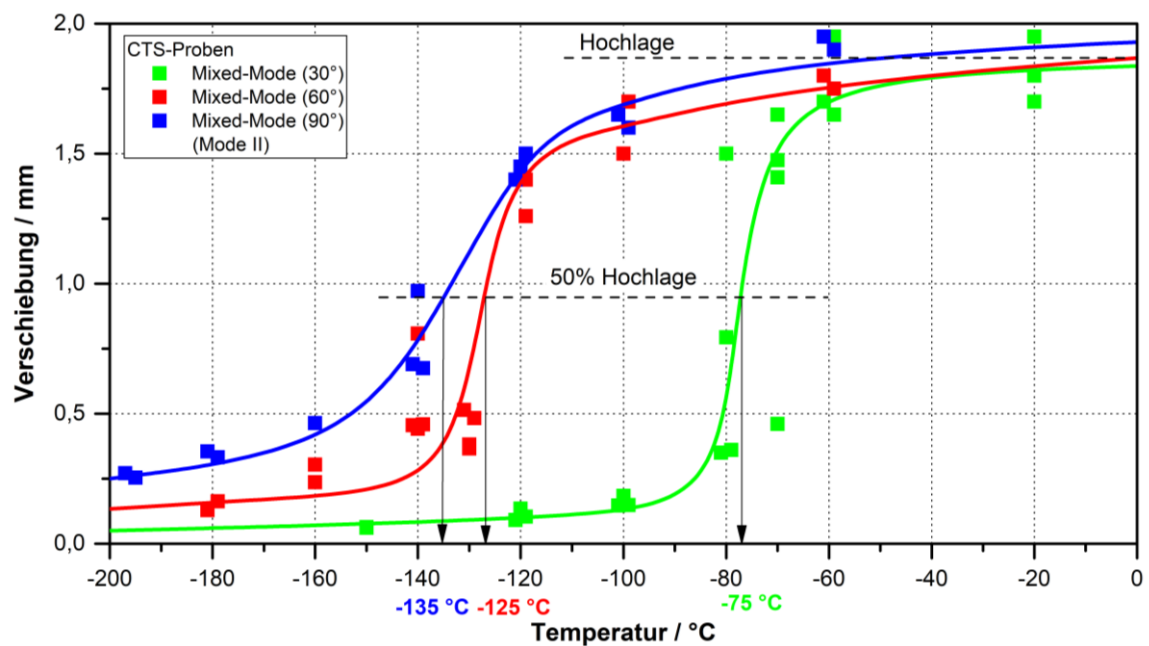


Bild 3.35: Verlängerung der CTC-Probe bei Erreichen der Maximallast in Abhängigkeit der Temperatur

Tabelle 3.4: Übergangstemperaturen der einzelnen Proben in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit

Probe	Mehrachsigkeit h	Übergangstemperatur (°C)
Scherzugprobe	sehr gering (≈ 0)	(-175) *
Zugprobe	gering	-190
Kerbzugprobe mit Kerbradius R = 8 mm	mittel	-165
Kerbzugprobe mit Kerbradius R = 2 mm	hoch	-130
CTS-Probe Mode 90° (Mode II)	gering	-135
CTS-Probe Mode 60°	mittel	-125
CTS-Probe Mode 30°	hoch	-75

(*) Aufgrund von Ausreißern bei Bruch nur bedingt gültig

3.5 Numerische Untersuchungen

3.5.1 Verformungs-und Schädigungsverhalten

Im Folgenden werden die Ergebnisse zahlreicher numerischer Berechnungen vorgestellt. Der Schwerpunkt lag dabei auf der Anwendung von mikromechanisch-motivierten schädigungsmechanischen Modellen. Ziel der numerischen Untersuchungen ist es, das Verformungs- und das Versagensverhalten von Scherzugproben, CTS-Proben und Proben mit Mehrfachrissen in der Hochlage, Tieflage und dem Übergangsgebiet der Werkstoffzähigkeit zu beschreiben. In der Hochlage wurde das erweiterte nicht-lokale Rousselier-Modell verwendet. Das Modell wurde um einen Schädigungsterm zur Berücksichtigung von Beanspruchungen mit niedriger Spannungsmehrachsigkeit erweitert. In der Tieflage wurde das Beremin-Modell in einer modifizierten Form verwendet. Das erweiterte nicht-lokale Rousselier-Modell als auch das modifizierte Beremin-Modell sind in [1] ausführlich beschrieben.

Bei allen Berechnungen mit dem erweiterten nicht-lokalen Rousselier-Modell wurde ein benutzerdefiniertes Element (USER300) mit der Software ANSYS APDL verwendet [23][24][25]. Die schädigungsmechanischen Berechnungen wurden mit Elementen mit quadratischem Verschiebungsansatz und mit vollem Integrationsschema durchgeführt. Somit ergeben sich im zweidimensionalen, axialsymmetrischen Fall 8-knotige Rechteckelemente mit 9 Integrationspunkten und im dreidimensionalen Fall 20-knotige Quaderelemente mit 27 Integrationspunkten.

Die für die Berechnungen mit dem erweiterten nicht-lokalen Rousselier-Modell erforderlichen Schädigungsparameter wurden aus dem Vorgängerprojekt MeKom Phase 1 übernommen und sind in Tabelle 3.5 nochmals zusammengestellt.

Tabelle 3.5: Modellparameter für das erweiterte nicht-lokale Rousselier-Modell [22]

Parameter	Bedeutung	Wert
f_0	Anfangsporenvolumen	0,0009
D	Werkstoffkonstante	2
σ_k	Werkstoffkonstante	445 MPa
f_c	Kritischer bezogener Hohlraumvolumenanteil	0,01
f_f	Bezogener Hohlraumvolumenanteil bei Werkstoffversagen	0,49925
f_u	Effektiver bezogener Hohlraumvolumenanteil	0,5
C_{length}	Innere Werkstoffkonstante	0,01 mm ²
k_0	Lode-Parameter-Faktor	2,5

Für die Berechnungen mit elastisch-plastischem Materialverhalten ohne Schädigung wurde die Software ABAQUS eingesetzt. Dafür wurden ebenfalls axialsymmetrische bzw. dreidimensionale Elemente mit quadratischem Verschiebungsansatz und mit vollem Integrationschema verwendet.

Schädigungsmechanische Simulation der Scherzugprobe

Im Folgenden wird die Scherzugprobe mit dem erweiterten nicht-lokalen Rousselier-Modell numerisch untersucht. In [Bild 3.36](#) sind die berechneten Kraft-Verschiebungs-Kurven dem Experiment für $T = -60\text{ °C}$ (links) und $T = -180\text{ °C}$ (rechts) gegenübergestellt. Bei der Temperatur von $T = -60\text{ °C}$ (die Probe befindet sich in der Hochlage, siehe [Bild 3.34](#)) wird des Verformungs- und Schädigungsverhalten der Scherzugprobe durch das Schädigungsmodell etwas unterschätzt. Bis zum Eintritt der Schädigung (Abfall der Kurve) wird das Experiment von beiden Berechnungen (ohne und mit Schädigung) sehr gut wiedergegeben. Bei $T = -180\text{ °C}$ ([Bild 3.36](#) rechts) weist die Scherzugprobe global keine duktile Schädigung auf, so dass beide Berechnungen identische Verläufe zeigen. Auch hier wird das Verformungsverhalten numerisch gut beschrieben.

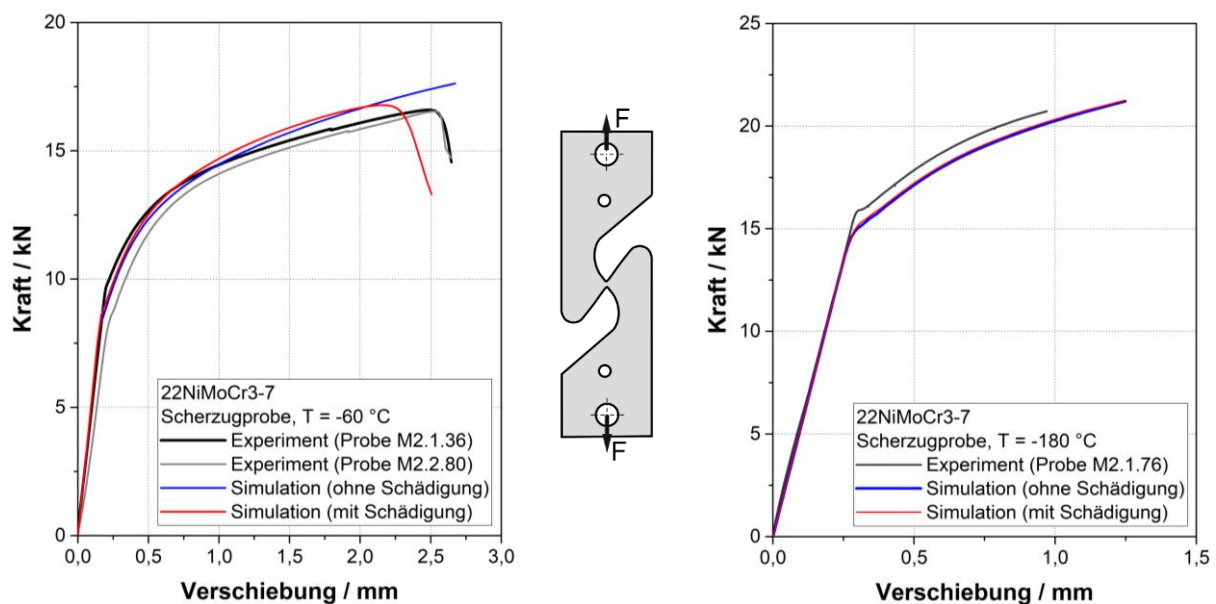


Bild 3.36: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment.
 Links: Scherzugprobe bei $T = -60\text{ °C}$. Rechts: Bei $T = -180\text{ °C}$

Schädigungsmechanische Simulation der CTS Probe (Mode 30°)

Die Berechnung der CTS Probe (Mode 30°) zeigt in der Hochlage bei $T = -20\text{ °C}$ (vergl. [Bild 3.35](#)), dass mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell das Experiment besser beschrieben wird als mit der Berechnung ohne Schädigung ([Bild 3.37](#), links). Insgesamt wird das Verformungsverhalten durch die Simulation nur bedingt wiedergegeben. Bei einer Temperatur von $T = -80\text{ °C}$ (die Probe befindet sich im Übergangsgebiet (vergl. [Bild 3.35](#)) zeigt die Berechnung ohne Schädigung eine bessere Übereinstimmung mit dem Experiment ([Bild 3.37](#), rechts). Das Schädigungsverhalten der Probe wird durch das nicht-lokalen Rousselier-Modell überschätzt.

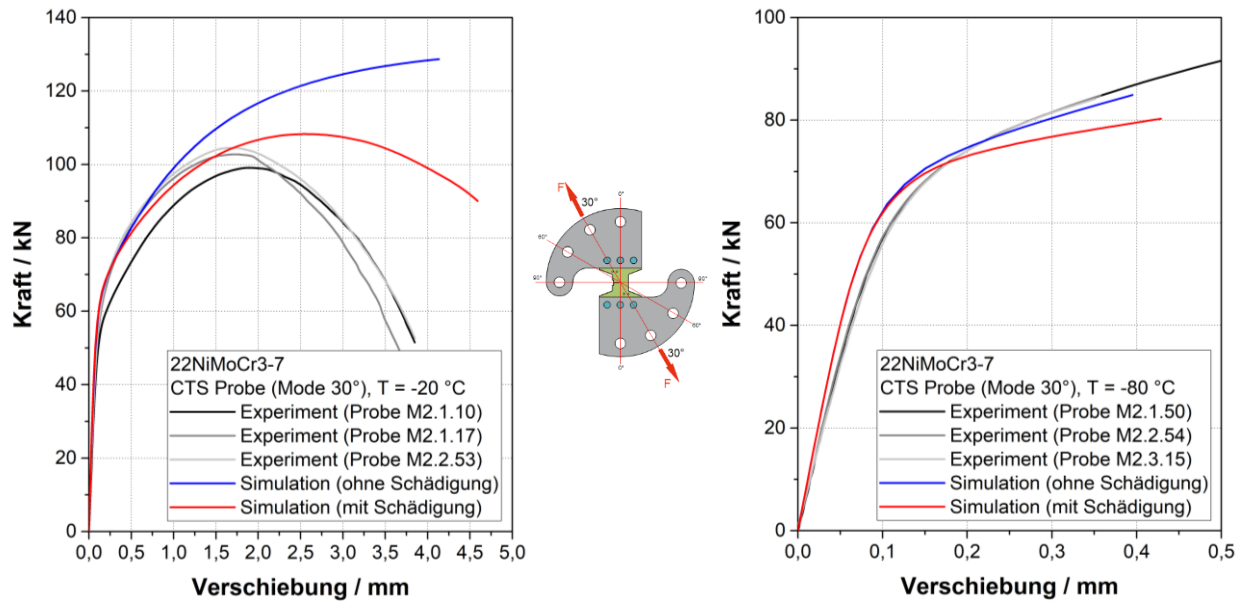


Bild 3.37: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: CTS Probe (Mode 30°). Links: Bei T = -20 °C. Rechts: Bei T = -80 °C

Schädigungsmechanische Simulation der CTS Probe (Mode 60°)

Auch die Berechnung der CTS Probe im Mode 60° zeigt in der Hochlage bei T = -60 °C (vergl. [Bild 3.35](#)), dass mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell das Experiment besser beschrieben wird als mit der Berechnung ohne Schädigung ([Bild 3.38](#), links). Das Verformungsverhalten nach Eintreten der Schädigung wird jedoch auch hier nur bedingt wiedergegeben. Im Übergangsgebiet der Probe bei T = -120 °C (vergl. [Bild 3.35](#)) wird das Verformungs-

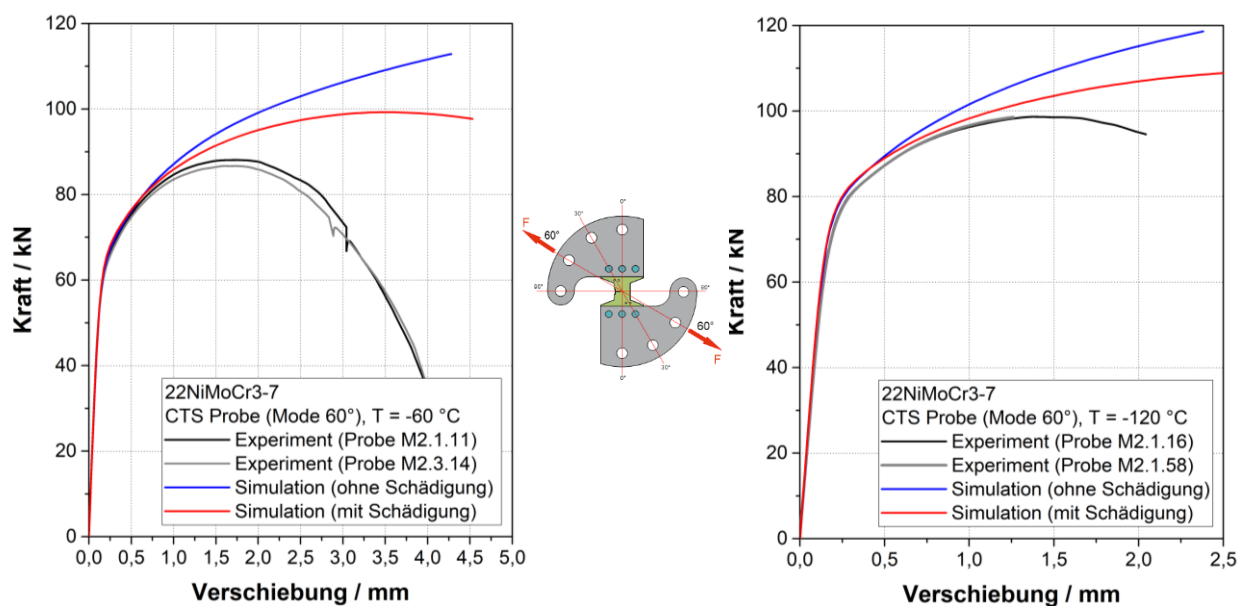


Bild 3.38: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: CTS Probe (Mode 60°). Links: Bei T = -60 °C. Rechts: Bei T = -120 °C

verhalten durch Anwendung des Schädigungsmodells im Gegensatz zur Berechnung ohne Schädigung tendenziell besser beschrieben (Bild 3.38, rechts).

Schädigungsmechanische Simulation der CTS Probe (Mode 90° (Mode II))

In der Hochlage der Probe bei $T = -60\text{ °C}$ (siehe Bild 3.35) tritt auch bei der CTS Probe im Mode 90° (Mode II) nach anfänglicher Übereinstimmung bei Überschreiten der Maximallast eine Abweichung zwischen Simulation und Experiment auf, wobei die Berechnung mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell das Experiment tendenziell besser beschreibt als die Berechnung ohne Schädigung (Bild 3.39, links). Im Übergangsgebiet dieser Probe bei $T = -140\text{ °C}$ wird das Experiment durch die Simulation wiederum gut beschrieben, wobei nur ein sehr geringer Unterschied zwischen dem nicht-lokalen Rousselier-Modell (Simulation mit Schädigung) und der Simulation ohne Schädigung auftritt (Bild 3.39 rechts).

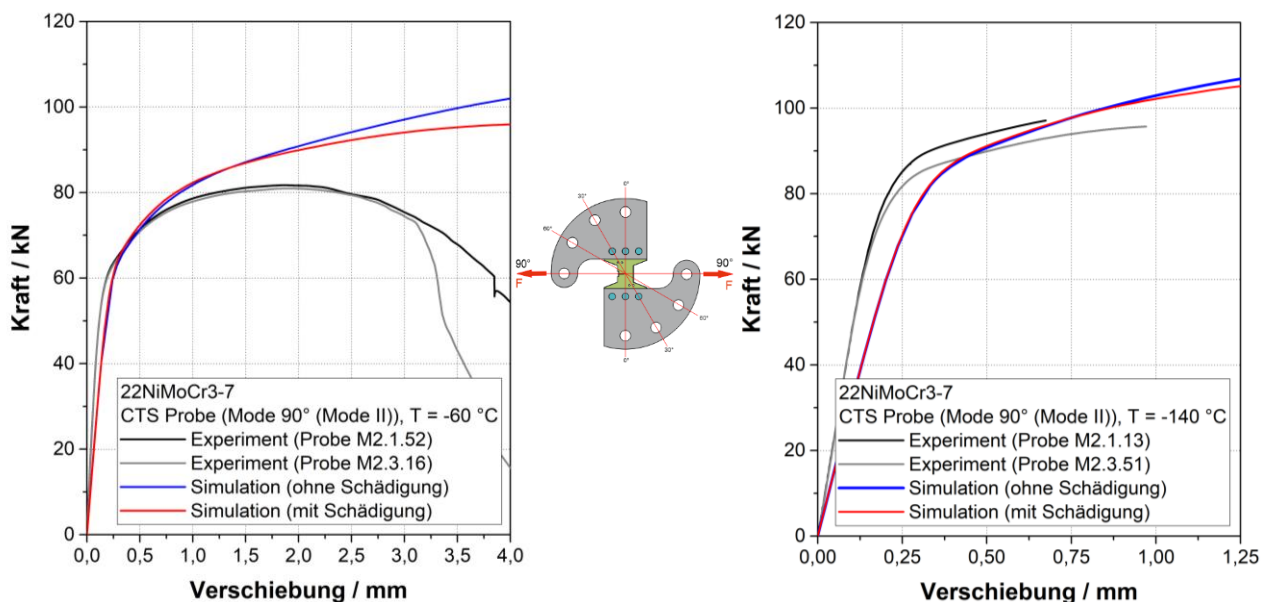


Bild 3.39: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: CTS Probe (Mode 90° (Mode II)). Links: Bei $T = -60\text{ °C}$. Rechts: Bei $T = -140\text{ °C}$

Schädigungsmechanische Simulation der Rissfeldproben

Zunächst werden unter Anwendung des nicht-lokalen Rousselier-Modells die beiden Rissfeldproben, welche zur Bewertung der Interaktionsgrenzen von Regelwerken herangezogen wurden, numerisch untersucht und mit dem Experiment verglichen. In Bild 3.40 zeigt der Vergleich, dass die Simulation mit Schädigung das Experiment bei $T = -60\text{ °C}$ gut wiedergibt, wobei für Konfiguration A (links) die Numerik den Beginn der Schädigung früher vorhersagt als für Konfiguration B (rechts). Aufgrund der Interaktion der beiden Rissspitzen (siehe Bild 3.31) ist für Konfiguration B ein ausgeprägterer Schädigungsverlauf (größere Verformung beim Versagen) als bei Konfiguration A erkennbar.

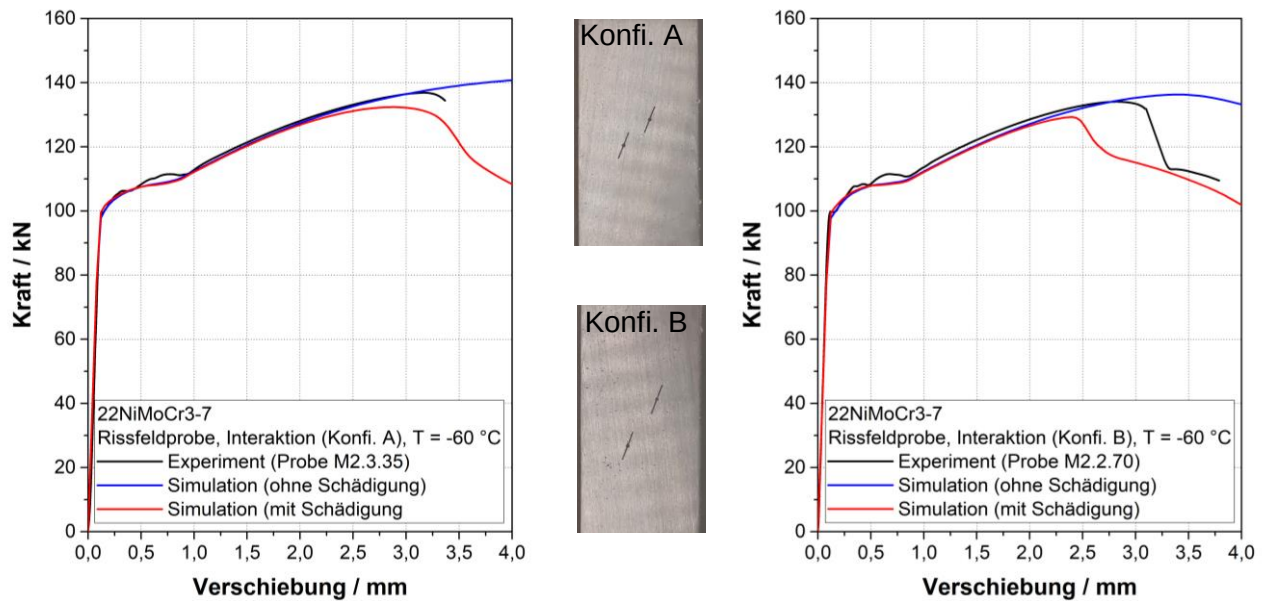


Bild 3.40: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment bei T = -60 °C. Links: Rissfeldprobe, Interaktion: Konfiguration A. Rechts: Konfiguration B

In den folgenden Bildern ([Bild 3.41](#) bis [Bild 3.46](#)) ist für die übrigen im Vorhaben untersuchten Rissfeldproben der Vergleich zwischen dem Experiment und der Simulation zusammengestellt. Die Simulation wurde wieder ohne Schädigung (ABAQUS) und unter Anwendung des nicht-lokalen Rousselier-Modells (mit Schädigung, ANSYS) durchgeführt. Für alle Proben ist der Vergleich für die Hochlage bei T = -20 °C (vergl. [Bild 3.32](#)) und im jeweiligen Übergangsgebiet der Probe dargestellt. In der Hochlage wird das Verformungs- und Schädigungs-

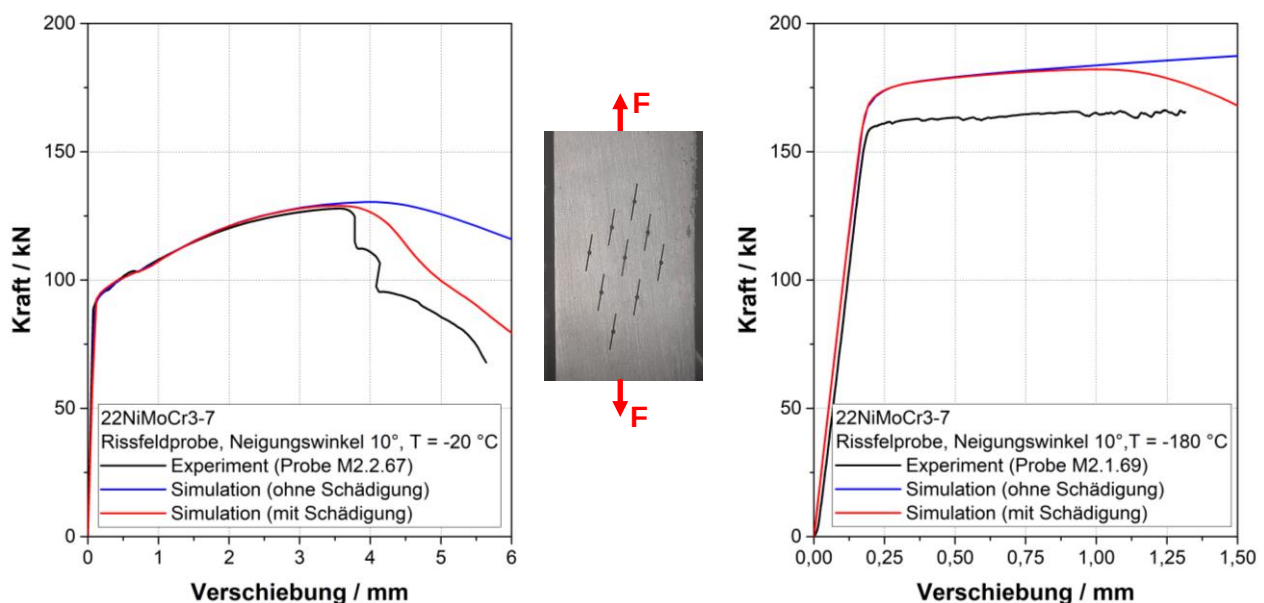


Bild 3.41: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: Rissfeldprobe (Neigungswinkel 10°). Links: Bei T = -20 °C. Rechts: Bei T = -180 °C

gungsverhalten für alle Rissfeldproben unter Anwendung des nicht-lokalen Rousselier-Modells sehr gut beschrieben. Weist die Probe einen deutlichen Abfall der Last auf wie z.B. bei Schubeinfluss1 in [Bild 3.43](#) oder Neigungswinkel 20°/verringertem Abstand in [Bild 3.45](#), dann wird auch in diesem Fall das Verformungs- und schädigungsverhalten der Probe durch die Simulation mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell gut wiedergegeben. Bei den übrigen Proben zeigt das Experiment vor dem Bruch der Rissfeldprobe keinen oder nur einen sehr ge-

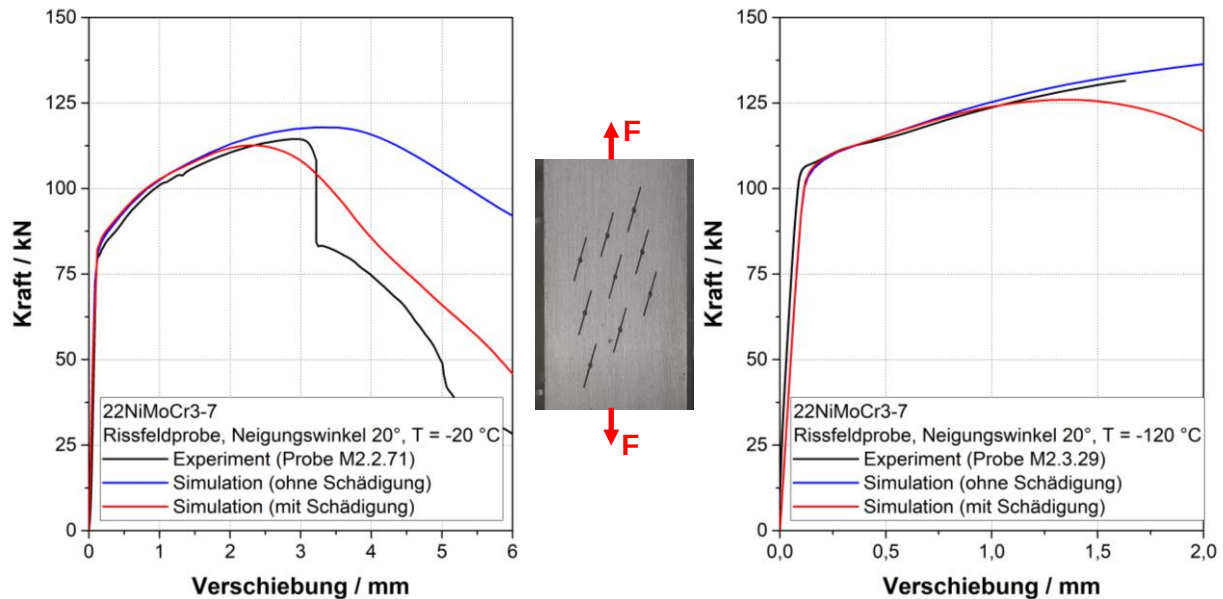


Bild 3.42: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: Rissfeldprobe (Neigungswinkel 20°). Links: Bei T = -20 °C. Rechts: Bei T = -120 °C

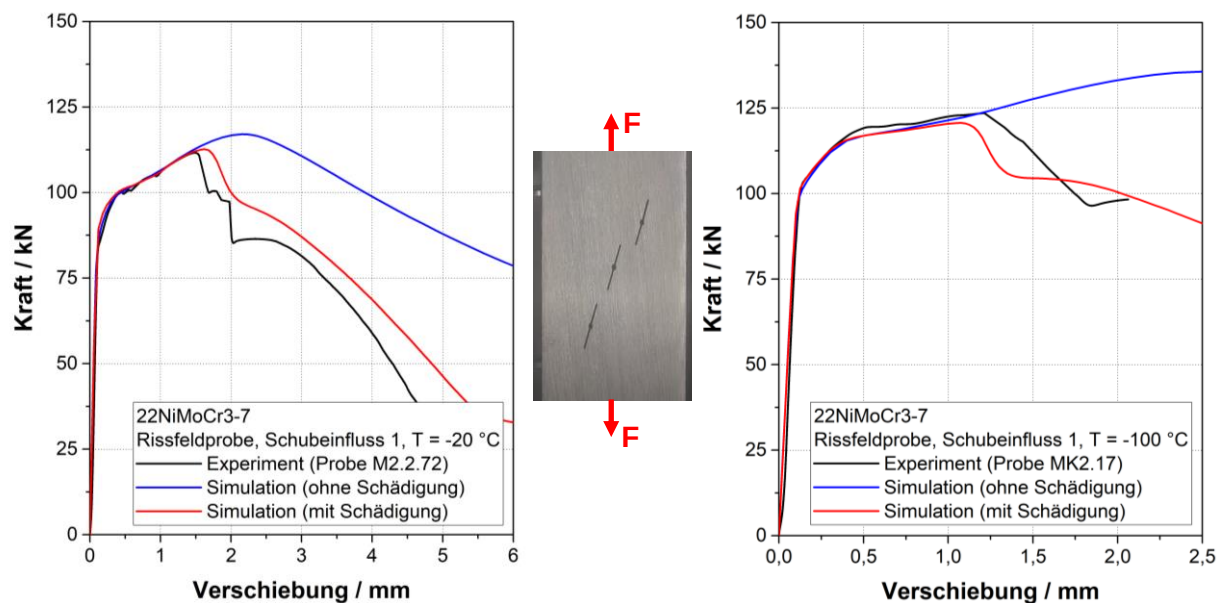


Bild 3.43: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: Rissfeldprobe (Schubeinfluss 1). Links: Bei T = -20 °C. Rechts: Bei T = -100 °C

ringen Lastabfall auf. Die Simulation mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell zeigt ebenfalls eine duktile Schädigung auf (siehe [Bild 3.44](#) und [Bild 3.46](#)).

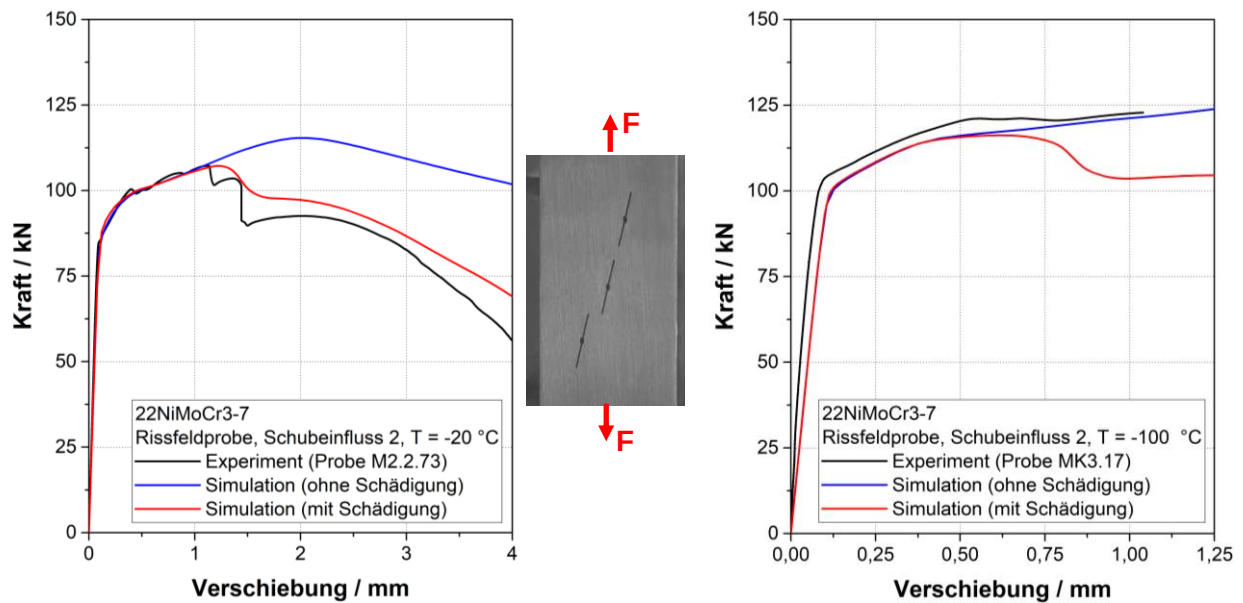


Bild 3.44: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: Rissfeldprobe (Schubeinfluss 2). Links: Bei T = -20 °C. Rechts: Bei T = -100 °C

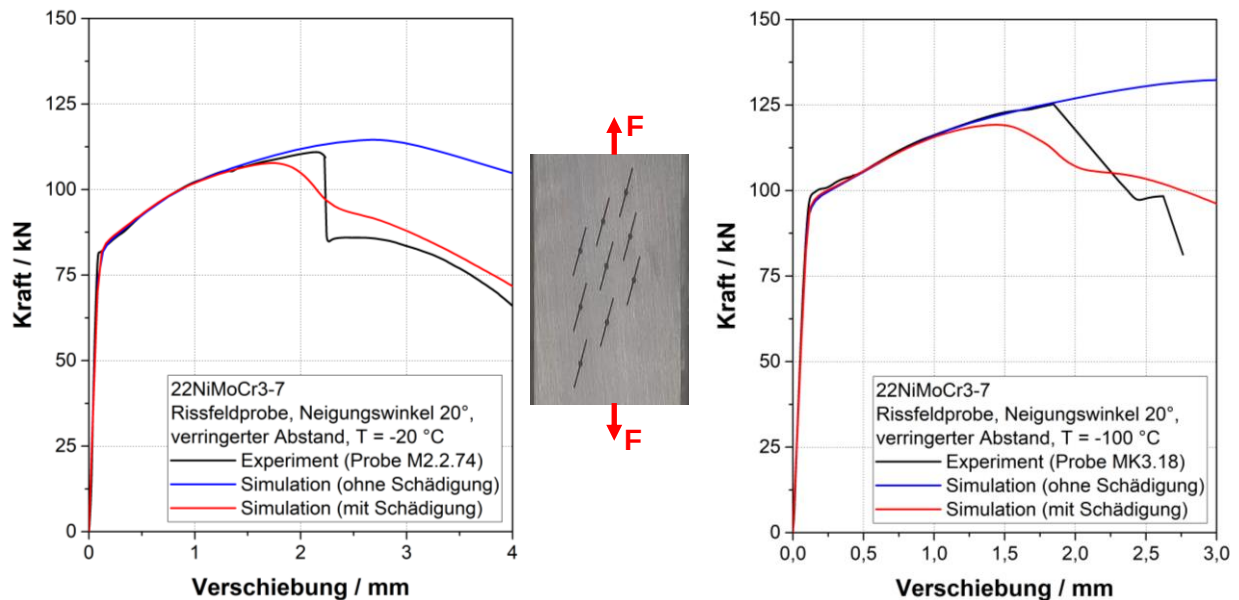


Bild 3.45: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: Rissfeldprobe (Neigungswinkel 20°, verringerter Abstand). Links: Bei T = -20 °C. Rechts: Bei T = -100 °C

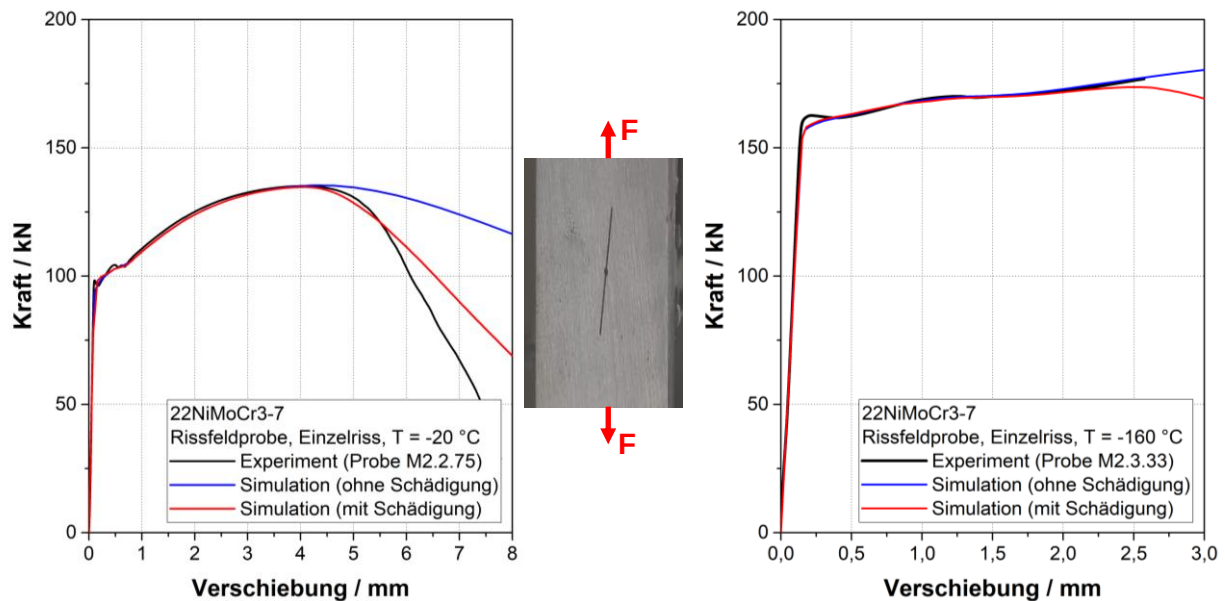


Bild 3.46: Vergleich Simulation (ohne und mit Schädigung) mit Experiment: Rissfeldprobe (Einzelriss). Links: Bei T = -20 °C. Rechts: Bei T = -160 °C

Insgesamt kann festgestellt werden, dass die Simulation mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell (mit Ausnahme der CTS-Probe) eine gute Übereinstimmung mit dem Experiment zeigt.

3.5.2 Ablauf des Probenversagens

Zunächst wird untersucht, ob die schädigungsmechanische Simulation mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell die Interaktion der Einzelrisse in der Konfiguration A und Konfiguration B bei T = -60 °C beschreiben kann: Wie in [Bild 3.31](#) dargestellt, interagieren die beiden Risse

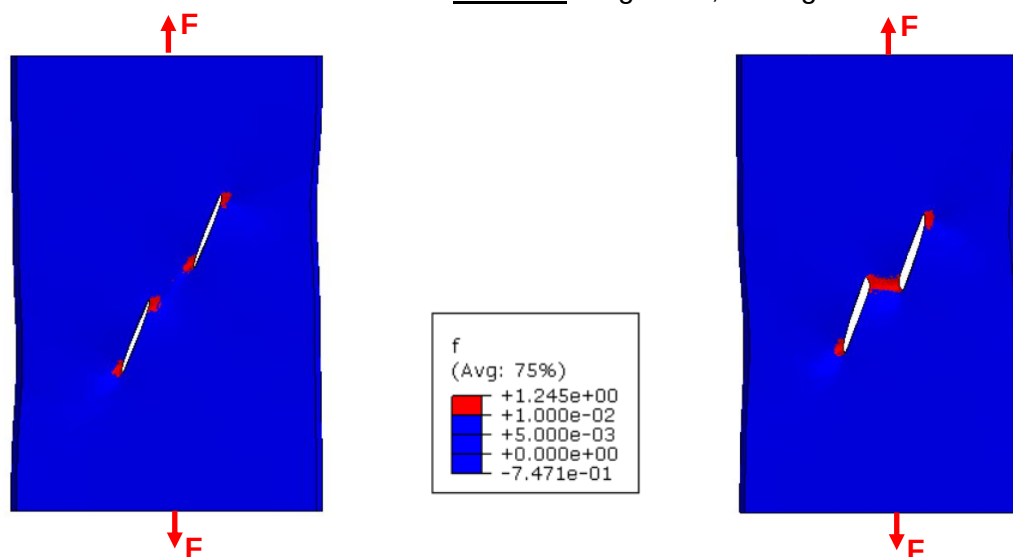


Bild 3.47: Interaktion der Rissspitzen bei T = -60 °C. Links: Rissfeldprobe mit Rissfeldkonfiguration A. Rechts: Rissfeldkonfiguration B (Rissfeldkonfiguration siehe [Bild 3.30](#) bzw. [Bild 3.31](#))

in der Rissfeldkonfiguration A nicht, wogegen in Rissfeldkonfiguration B eine Interaktion der beiden Risspitzen stattfindet. Dies wird auch über Simulation in dieser Weise beschrieben: Bild 3.47 zeigt anhand der Entwicklung des Porenvolumens f die Interaktion der beiden Risspitzen in Rissfeldkonfiguration A (links) und Rissfeldkonfiguration B (rechts).

Im Folgenden wird untersucht, ob die schädigungsmechanische Simulation mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell die Reihenfolge der Interaktion der Einzelrisse (Neigungswinkel 10°) beschreiben kann. Bild 3.48 (oben) zeigt für die Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 10° , welche Risse in welcher Reihenfolge während der Belastung interagieren. Dies wird durch die schädigungsmechanische Berechnung über die Darstellung des Hohlraumvolumenanteils sehr gut wiedergegeben. Wie aus Bild AK3.32 bis Bild AK3.36 in Kapitel 12.3 entnommen werden kann, ergibt sich auch für die anderen Rissfeldproben ebenfalls eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation.

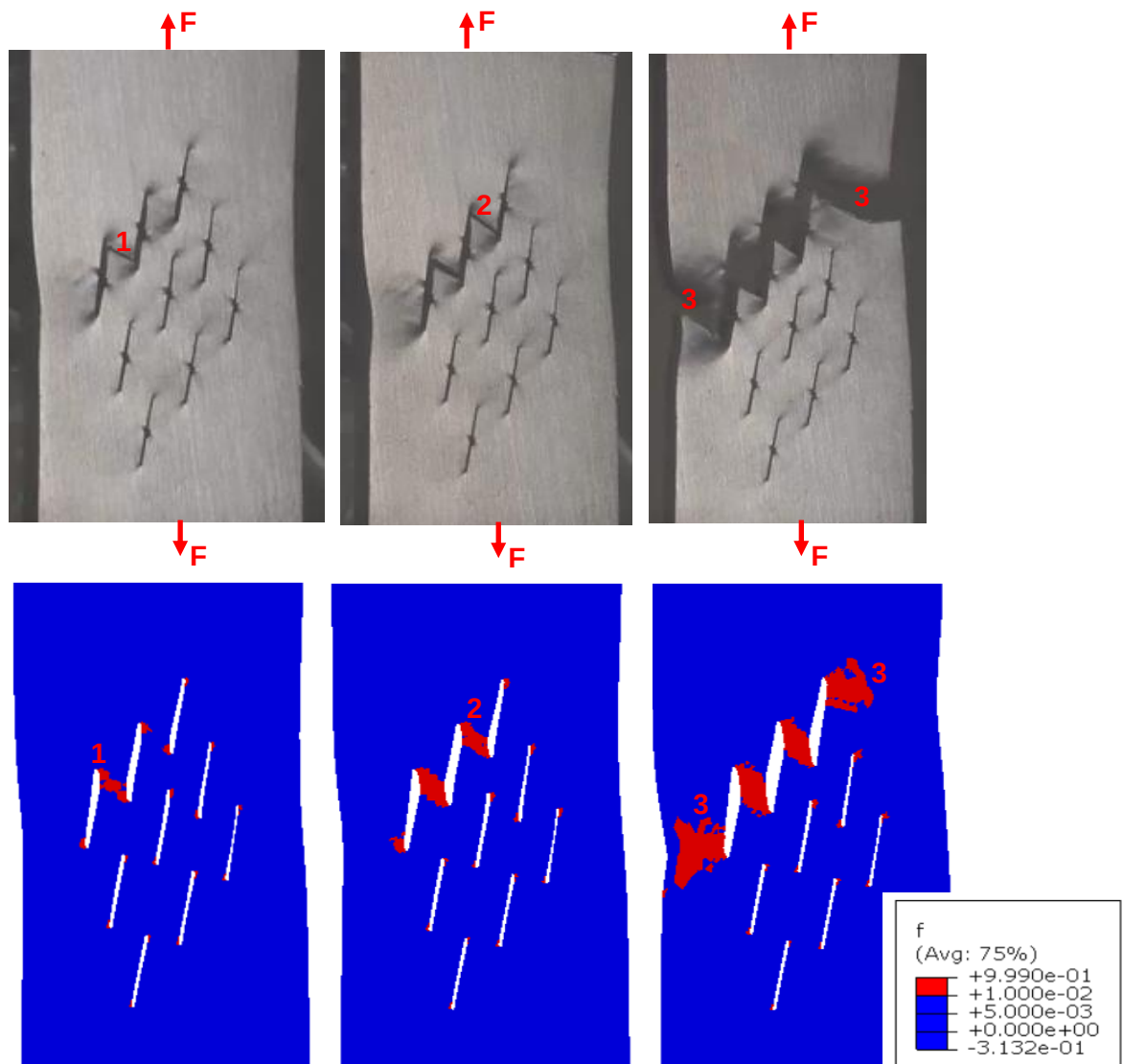


Bild 3.48: Vergleich zwischen Experiment (oben) mit der Simulation (unten): Rissfeldprobe (Neigungswinkel 10°) bei $T = -20^\circ\text{C}$. Reihenfolge der Rissinteraktion bis zum Versagen der Probe.

3.5.3 Simulation des Spaltbruchs

Der Spaltbruch zeichnet sich aufgrund der mikromechanisch ablaufenden Prozesse durch eine hohe Streuung beim Eintreten des Versagens (Bruch) aus [8] und kann sinnvollerweise nur mit einem probabilistischen Konzept welches die Wahrscheinlichkeit des Spaltbruchs angibt, beschrieben werden. In [1] ist das von der Forschergruppe Beremin entwickelte gleichnamige Modell beschrieben, welches zur Berechnung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit in ferritischen Stählen angewendet werden kann. In diesem Vorhaben wird das in [22] erweiterte Beremin-Modell zur Simulation des Spaltbruchs angewendet. Mit dem erweiterten Beremin-Modell ist es möglich, unterschiedliche Spannungszustände mit einem Parametersatz zu beschreiben. Ein wesentlicher Teil dieser Erweiterung bezieht sich auf die Berücksichtigung des Lodewinkel Parameters ω , welcher phänomenologisch das Hohlraumvolumenwachstum, welches aufgrund von Schubbeanspruchung entstehen kann, beschreibt. In [22] wurden die Beremin-Parameter für den in diesem Vorhaben untersuchten Werkstoff 22NiMoCr3-7 angepasst und sind in Tabelle 3.6 nochmals zusammengestellt.

Tabelle 3.6: Modellparameter für das erweiterte Beremin-Modell [22]

Parameter	Bedeutung	Wert
m	Weibullmodul	33
σ_u	Weibull-Referenzspannung	2215 MPa
c_ε	Dehnungsparameter	-8
c_ω	Lodeparameter	0,33
c_{VM}	Von-Mises Parameter	4
V_0	Einheitsvolumen	0,001 mm ³

Im Folgenden wird das erweiterte Beremin-Modell auf die in diesem Vorhaben untersuchten Rissfeldproben angewendet. Zur Ermittlung, bei welcher Temperatur die jeweiligen Rissfeldproben sich in der Tieflage befinden und (nahezu) eine reine Spaltbruchfläche aufweisen, wurden umfangreiche REM-Untersuchungen in der Umgebung der gebrochenen Risse durchgeführt. Zunächst wurden alle Rissfeldproben bei $T = -160\text{ °C}$ untersucht (Bild AK3.37 bis Bild AK3.44 (Kapitel 12.3)). Diese Untersuchungen haben ergeben, dass nur die Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° bei $T = -160\text{ °C}$ in Rissspitzenumgebung reine Spaltbruchflächen aufweisen. Bei allen anderen Rissfeldproben erkennt man auf den Bruchflächen (Rissspitzenumgebung) duktile Anteile. Die Rissfeldproben mit Neigungswinkel 10° und mit Einzelriss wurden bei dieser Temperatur nicht untersucht, da angenommen werden kann, dass diese beiden Proben aufgrund ihres duktilen Verformungsverhalten bei dieser Temperatur (vergl. Bild 3.32) in Rissspitzenumgebung duktile Bruchflächenanteile aufweisen.

In Bild AK3.45 bis Bild AK3.52 (Kapitel 12.3) sind die Untersuchungen der Rissfeldproben bei der Temperatur $T = -180\text{ °C}$ zusammengestellt. Dabei hat sich ergeben, dass nur bei der Probe mit Einzelriss hohe Wabenbruchanteile nach dem Versagen aufgetreten sind. Alle übrigen Rissfeldproben weisen bei $T = -180\text{ °C}$ eine (nahezu) reine Spaltbruchfläche auf. Die Probe mit Neigungswinkel 10° wurde bei $T = -180\text{ °C}$ nicht untersucht, da diese bei dieser Temperatur wiederum ein duktilen Verformungsverhalten zeigt (vergl. Bild 3.32).

Abschließend wurden die Rissfeldproben mit Neigungswinkel 10° und mit Einzelriss bei $T = -196^\circ\text{C}$ untersucht (Bild AK3.53 bis Bild AK3.56 (Kapitel 12.3)). Bei dieser Temperatur sind auf der Bruchfläche (Rissspitzenumgebung) nun keine Wabenbruchanteile mehr erkennbar und diese beiden Rissfeldproben haben bei $T = -196^\circ\text{C}$ auch die Tieflage erreicht. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass mit Ausnahme der Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 10° und mit Einzelriss alle übrigen Rissfeldproben bei $T = -180^\circ\text{C}$ sich in der Tieflage befinden (Tabelle 3.7).

Tabelle 3.7: Temperaturen, bei denen die Rissfeldproben die Tieflage erreicht haben

Rissfeldprobe	Tieflage erreicht bei T (°C)	Rissfeldprobe	Tieflage erreicht bei T (°C)
Neigungswinkel 10°	-196	Schubeinfluss 2	-180
Neigungswinkel 20°	-160/-180	Verringerter Rissabstand	-180
Schubeinfluss 1	-180	Einzelriss	-196

Im Folgenden wird nun bei einer Temperatur von $T = -180^\circ\text{C}$ mit dem erweiterten Beremin-Modell die Spaltbruchwahrscheinlichkeit der Rissfeldproben ermittelt. In Bild 3.49 sind die Ergebnisse dargestellt. Zunächst wurden die in Tabelle 3.6 zusammengestellten Modellparameter verwendet. Insgesamt wird in Bild 3.49 (links) die Tendenz der vorherigen REM-Unter-

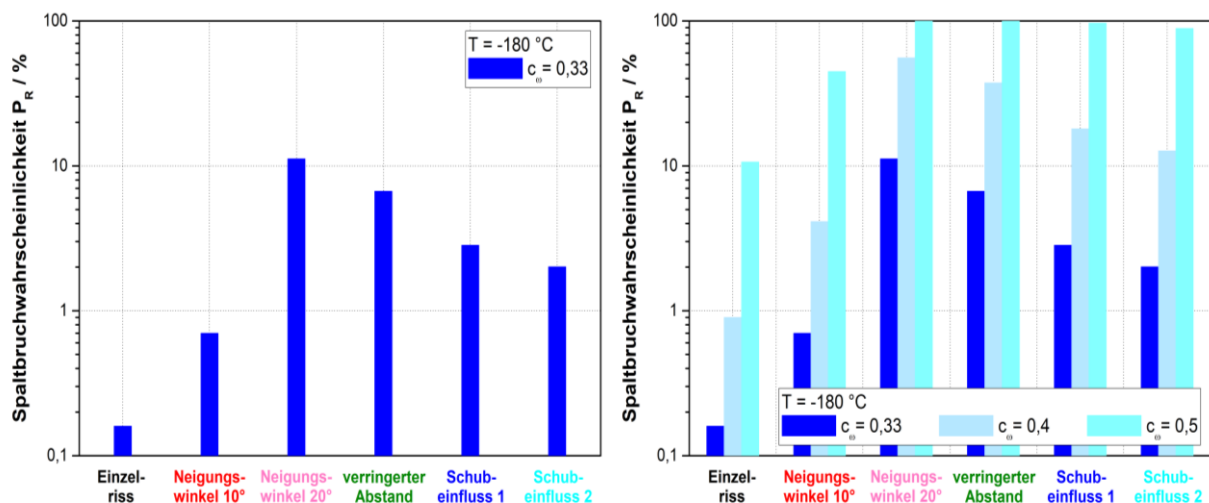


Bild 3.49: Mit dem erweiterten Beremin-Modell ermittelte Spaltbruchwahrscheinlichkeiten der Rissfeldproben bei $T = -180^\circ\text{C}$. Links: Beremin-Parameter aus Tabelle 3.6. Rechts: Variation des Lodewinkel Parameters c_0

suchungen bestätigt: Die Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° , welche als einzige Probe sich bereits bei $T = -160^\circ\text{C}$ in der Tieflage befindet (vergl. Bild AK3.38 (Kapitel 12.3)), zeigt bei $T = -180^\circ\text{C}$ die höchste Spaltbruchwahrscheinlichkeit aller Proben. Dagegen weisen die beiden Rissfeldproben mit Neigungswinkel 10° und mit Einzelriss, welche erst bei $T = -196^\circ\text{C}$ die Tieflage erreichen (vergl. Tabelle 3.7) die geringste Spaltbruchwahrscheinlichkeit auf. Insgesamt fallen die Spaltbruchwahrscheinlichkeiten eher zu gering aus. Durch Variation des Lodewinkel Parameters c_0 können diese auf realistischere Werte angehoben werden (Bild 3.49 (rechts)).

4 Einfluss von Seigerungen auf das Werkstoffverhalten

4.1 Experimentelle Untersuchungen

Seigerungen führen zu einer Anisotropie im Werkstoffverhalten. Das Spannungs-Dehnungsverhalten und die Bruchzähigkeit werden richtungsabhängig. Im Folgenden wird untersucht, ob der Risswiderstand bzw. das Versagensverhalten von der Orientierung der Seigerungen beeinflusst wird. Dazu werden Bruchmechanikproben aus dem geseigten Werkstoff KS07C entnommen (vergl. Bild 3.3 sowie Bild AK3.12 bis Bild AK3.15 (Kapitel 12.3) und geprüft. Die C(T)-Proben wurden in drei verschiedene Winkelstellungen (0° , 20° und 90°) zur Seigerungsline gelegt (vergl. Bild 3.2). In Bild 4.1 sind die F-COD-Kurven aller untersuchten Orientierungen für $T = 150^\circ\text{C}$ zusammengestellt. Die 90° -Orientierung zeigt die größte Maximalkraft

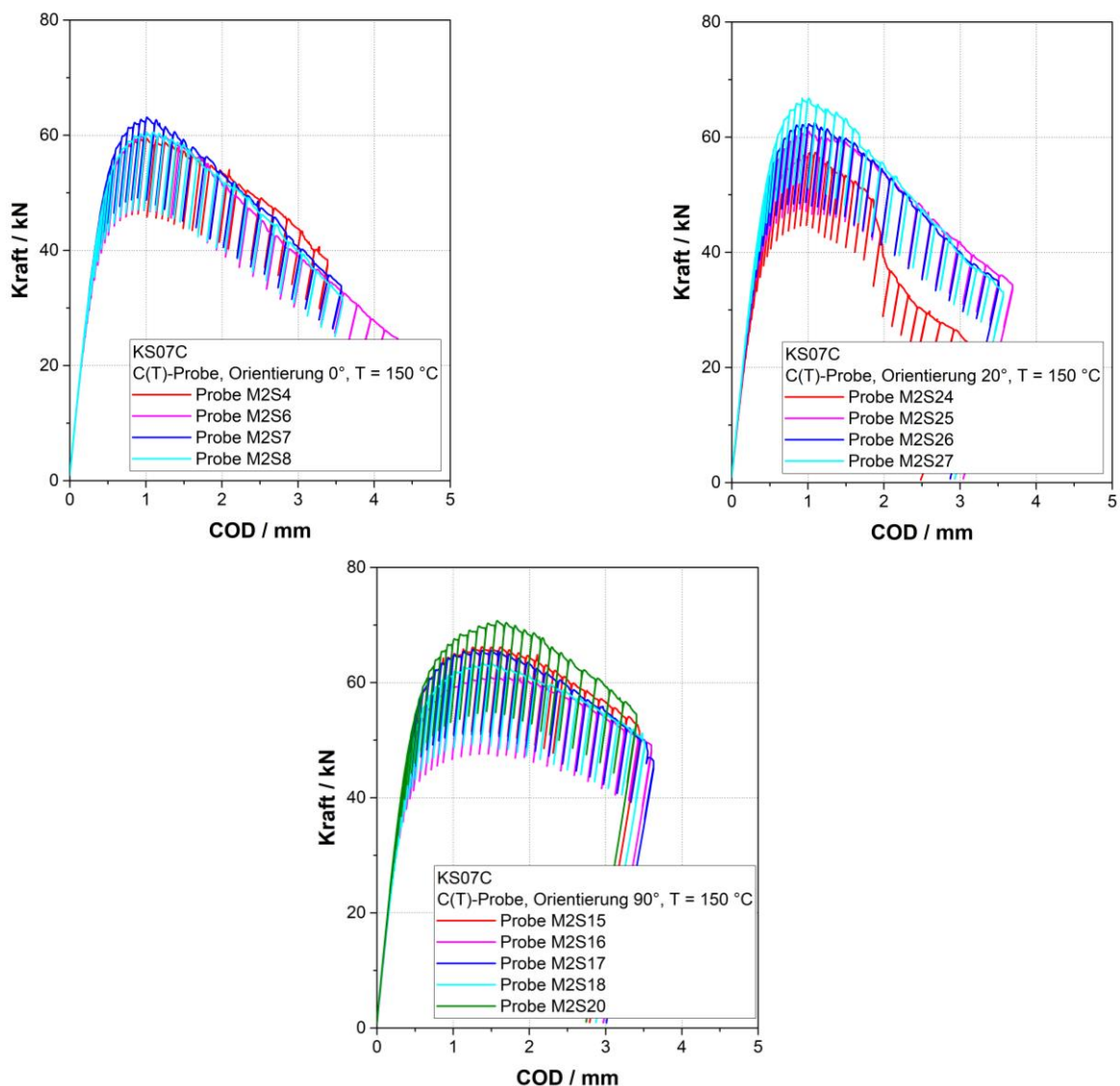


Bild 4.1: F-COD-Kurven, C(T)-Proben mit Seigerungen, Orientierung 0° (links oben), Orientierung 20° (rechts oben) und Orientierung 90° (Mitte unten), $T = 150^\circ\text{C}$ (Werkstoff KS07C)

auf, wogegen die F-COD-Kurven der 20°-Orientierung den Kurven der 0°-Orientierung in Bezug auf die Maximalkraft sehr ähnlich sind, jedoch eine höhere Streuung aufweisen. Bei Temperaturen unterhalb $T = 150\text{ °C}$ ist dieser Unterschied nicht mehr so deutlich (Bild AK4.1 in Kapitel 12.4) und bei Temperaturen $T = 100\text{ °C}$ und kleiner konnten keine aussagekräftigen F-COD-Kurven mehr ermittelt werden.

In Bild 4.2 sind die Risswiderstandskurven (J-R-Kurven) aller untersuchten Orientierungen für $T = 150\text{ °C}$ zusammengestellt. Die J-R-Kurven, welche aus den F-COD-Kurven ermittelt werden, zeigen ein entsprechendes Ergebnis: Die 90°-Orientierung weist gegenüber den anderen beiden Orientierungen einen deutlich höheren Risswiderstand auf. In Bild AK4.2 (Kapitel 12.4) sind die J-R-Kurven für $T = 120\text{ °C}$ dargestellt. Auch bei dieser Temperatur bewirkt die Seigerung senkrecht zu Rissausbreitung den größten Risswiderstand.

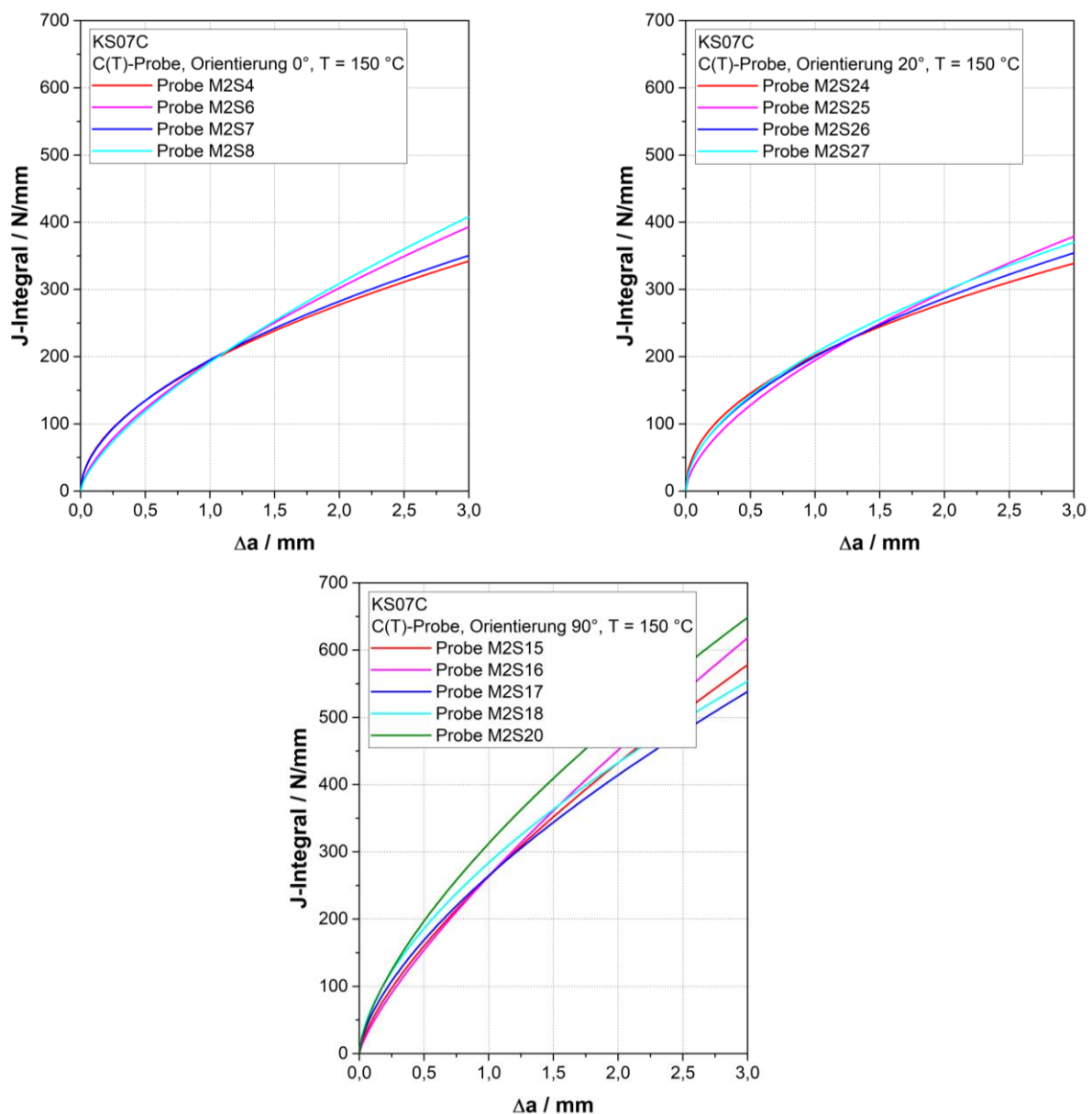


Bild 4.2: J-R-Kurven, C(T)-Proben mit Seigerungen, Orientierung 0° (links oben), Orientierung 20° (rechts oben) und Orientierung 90° (Mitte unten), $T = 150\text{ °C}$ (Werkstoff KS07C)

Betrachtet man die Rissinitiierungskennwerte J_i , so stellt man fest, dass die Orientierung der Seigerung keinen wesentlichen Einfluss ausübt. In [Bild 4.3](#) sind die J_i -Werte aller untersuchten Orientierungen für die Temperatur $T = 120\text{ °C}$ (links) und $T = 150\text{ °C}$ (rechts) dargestellt. Insgesamt ist kein wesentlicher Einfluss der Orientierung erkennbar. In [Tabelle AK4.1](#) bis [Tabelle AK4.3](#) (Kapitel 12.4) sind die J_i -Werte zusammengestellt. Nicht eingetragene Werte weisen darauf hin, dass bei der angegebenen Temperatur kein gültiger J_i -Wert ermittelt werden konnte.

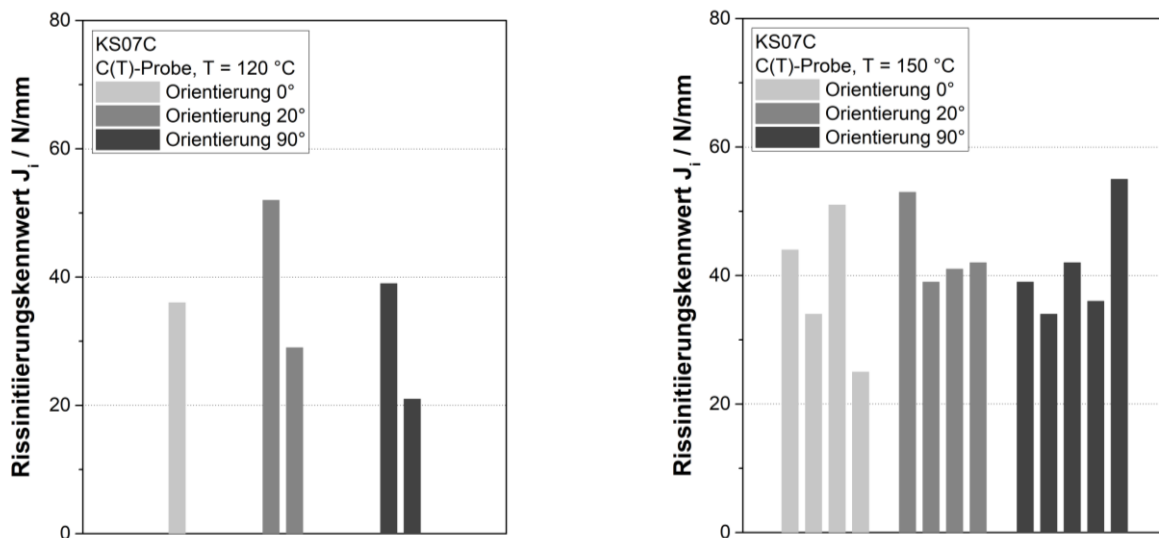


Bild 4.3: C(T)-Proben mit Seigerungen, Rissinitiierungskennwerte J_i .
 Links: Bei $T = 120\text{ °C}$. Rechts: Bei $T = 150\text{ °C}$ (Werkstoff KS07C)

4.2 Numerische Untersuchungen

Das Werkstoffverhalten der Seigerungen kann nicht klassisch mit Normzugversuchen bestimmt werden, da das Werkstoffvolumina der Seigerungslinien zu klein ist. Eine, wie im Antrag spezifiziert, ortsabhängige Bestimmung der Fließkurve der Seigerungszone über instrumentierte Härteprüfung, konnte aufgrund der sehr schmalen Seigerungszone in der Größenordnung von $200\text{ }\mu\text{m}$ nicht durchgeführt werden. Im Folgenden wurde (in Abstimmung mit dem Projektpartner aus Aachen) angenommen, dass die Seigerungszone über eine um 100 MPa nach oben verschobene Fließkurve des KS07C-Werkstoffs charakterisiert werden kann.

[Bild 4.4](#) (links) zeigt für die C(T)-Probe mit der Seigerungs-Orientierung 0° den Vergleich zwischen der experimentell ermittelten und numerisch berechneten F-COD-Kurve. Wie man erkennt, beschreibt die Simulation nur bis kurz vor Beginn der Schädigung (bis zum Erreichen der Maximallast) das Experiment in guter Übereinstimmung. Nach Überschreiten der Maximallast treten deutliche Unterschiede zwischen Experiment und Simulation auf. Eine Ursache für diese Abweichung kann darin begründet sein, dass die Seigerungszone andere Rousselier Schädigungsparameter hat, als die hier verwendeten Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 aus [Tabelle 3.5](#). [Bild 4.4](#) (rechts) zeigt die Schädigungsentwicklung in der Rissebene, dargestellt über das kritische Hohlraumvolumen $f = f_c = 0,05$. Daraus ergibt sich ein maximales Risswachstum in Probenmitte von $\Delta a = 4,5\text{ mm}$. Das Experiment ergibt ein

Risswachstum von $\Delta a = 8,37$ mm (Mittelwert aus Tabelle AK4.1 (Kapitel 12.4) bei $T = 150$ °C). Auch dieser Vergleich zeigt auf, dass die verwendeten Schädigungsparameter nicht dazu geeignet sind, das Experiment in guter Übereinstimmung abzubilden.

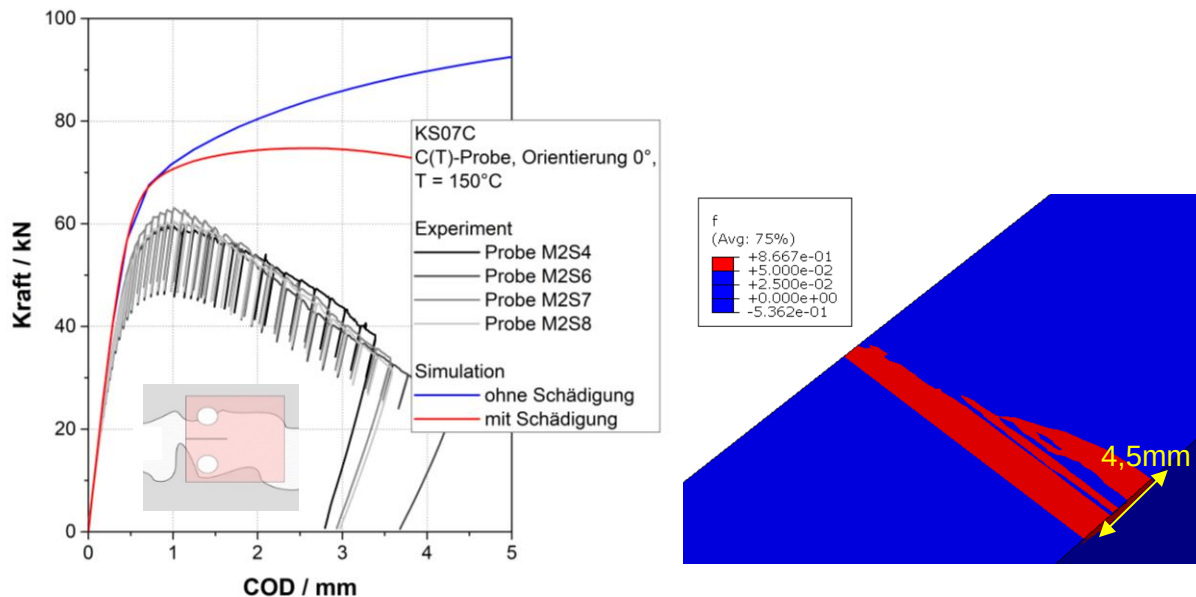


Bild 4.4: C(T)-Probe mit Seigerungen, Orientierung 0° (T = 150 °C). Links: Vergleich Rechnung mit Simulation. Rechts: Numerisch ermittelte Schädigung (Risswachstum)(Werkstoff KS07C)

5 Zuverlässigkeit / Grenzen von zerstörungsfreien Prüfmethoden

In Bild 3.5 in Kapitel 3.1.2.2 ist sehr deutlich zu erkennen, dass jedes zerstörungsfreie Prüfverfahren einen Riss mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit findet oder übersieht. Die Plattendicke limitiert z.B. die Auffindwahrscheinlichkeit für kleine Risse mit der Durchstrahlungsprüfung. Die Magnetpulverprüfung ist naturgemäß nur für Fehler, die an der Oberfläche liegen, geeignet. Demzufolge ist die Zuverlässigkeit von ZfP-Prüfverfahren von verschiedenen Bedingungen abhängig. Diese sind im sogenannten modularen Modell nach Müller et.al. zusammengefasst [26]. Die Gesamtzuverlässigkeit einer zerstörungsfreien Prüfung ergibt sich demnach aus:

- der intrinsischen Fähigkeit des Prüfverfahrens, d.h. aus den Randbedingungen des zugrunde liegenden physikalischen Phänomens
- den Umgebungsfaktoren, d.h. die Prüfung kann z.B. durch Zugänglichkeit, durch Farbanstriche oder durch Einflüsse aus Temperatur und Luftfeuchtigkeit erschwert werden
- den menschenbeeinflussenden Faktoren, d.h. individuell empfundene Stressreize, persönliche Erfahrung und Tagesform des Prüfpersonals spielt ebenfalls eine große Rolle
- organisatorische Faktoren, z.B. die Art der Hierarchie und der Umgang mit Fehlern durch Auftraggeber und Vorgesetzte

Die genannten Faktoren lassen sich in der Praxis nur schwer voneinander trennen.

Die Zuverlässigkeit eines zerstörungsfreien Prüfverfahrens wird heute oft über die Auffindwahrscheinlichkeit (probability of detection POD) gleichgesetzt. Ebenso wichtig sind außerdem die Angabe der Rate von Falsch-Positiven und Falsch-Negativen Prüfergebnissen. Die POD wird als Kurve angegeben, bei der die Fehlerauffindwahrscheinlichkeit über der Fehlergröße aufgetragen wird. Charakteristisch ergibt sich eine S-förmige Kurve. Je steiler und schmaler die Kurve ist, umso zuverlässiger ist das Prüfverfahren. Ebenfalls angegeben werden das obere und untere 95% Konfidenzband. Ein Beispiel für eine POD-Kurve aus einem Hit-Miss-Datensatz ist in Bild 5.1 zu sehen.

Zur Ermittlung experimenteller PODs benötigt man eine große Zahl von unabhängigen Prüfergebnissen. Im vorliegenden Fall der Prüfung an den Testblöcken liegt jeweils eine Vielzahl von Ultraschallsignalen der Rissfelder vor. Diese lassen sich jedoch nicht zur Berechnung einer POD verwenden, da die Ergebnisse nicht voneinander unabhängig sind. Ein Riss, der tiefer im Rissfeld liegt, wird von den anderen Rissen abgeschattet oder die Signale der einzelnen Risse überlagern sich ungünstig. Die Berechnung einer klassischen POD-Kurve war mit den vorliegenden Datensätzen nicht möglich. Es war demnach nicht möglich, die POD für unterschiedliche Tiefenlagen im Rissfeld zu berechnen. Hierfür wäre der Aufbau eines Datensatzes aus Simulationen notwendig.

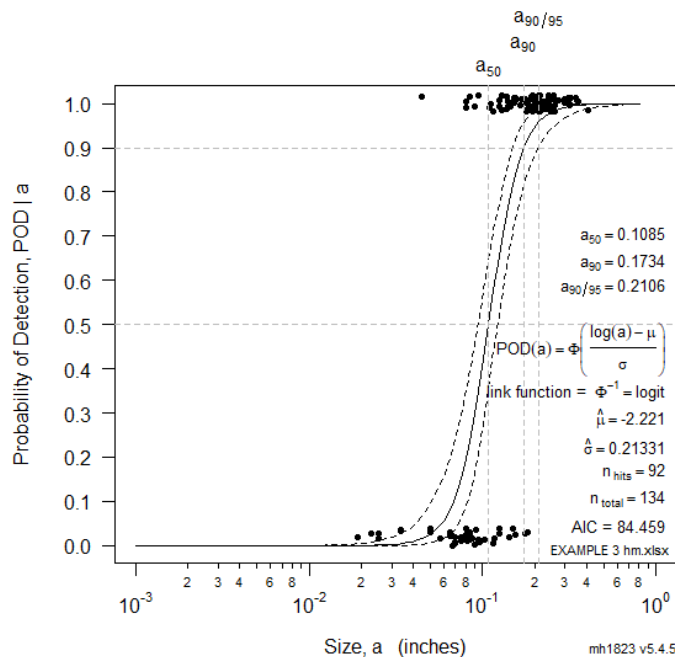


Bild 5.1: Beispiel für eine POD-Kurve aus experimentellen Daten aus [27]

5.1 Zuverlässigkeit der Fehlergrößenbestimmung

Ebenso wichtig für die Bewertung der Zuverlässigkeit der Prüfungen, ist im Fall der Ultraschallprüfungen jedoch auch die Genauigkeit der Größenbestimmung der Risse. Man muss beachten, dass mithilfe der Ultraschallprüfungen keine Rissgrößen gemessen werden, sondern lediglich Anzeigengrößen angegeben werden können. Bei der konventionellen Ultraschallprüfung werden die Anzeigenlängen über den 6dB Amplitudenabfall bestimmt [28]. Dafür wird die Maximalamplitude einer Anzeige optimiert und bestimmt. Anschließend bewegt man den Prüfkopf solange, bis die Anzeige auf die Hälfte der Amplitude (-6 dB) abgefallen ist. Dieser Punkt wird als Anzeigenrand definiert. Dieses Verfahren führt man in alle Richtungen durch und kann so die Maße der Anzeige angeben.

Die Anzeigenlängenbestimmung wurde für die Anzeigen im Block KS07 CBC AAAA durchgeführt. Hierbei wurde eine mittlere Anzeigenlänge von 17 mm ermittelt. Die Längenverteilung ist in [Bild 5.2](#) links dargestellt. Die meisten Anzeigenlängen wurden zwischen 14,4 mm und 19,6 mm Länge gemessen.

Wie bereits in Kapitel 3.1.2.2 berichtet, wurden der Testblock zerlegt, so dass weitere ZfP Untersuchungen möglich wurden. Es konnten Anzeigenlängen ebenfalls mit der Magnetpulverprüfung (MT) und der Durchstrahlungsprüfung (RT) ermittelt werden. Auch diese Prüfverfahren unterliegen Limitierungen und werden mit einer gewissen Zuverlässigkeit detektiert. Deshalb können die ermittelten Anzeigenlängen mitunter deutlich voneinander abweichen.

In [Bild 5.2](#) rechts ist die Längenverteilung der mit MT und RT bestimmten Anzeigenlängen dargestellt. Die mittlere Anzeigenlänge ergab sich hier zu 7 mm Länge. Da es sich hierbei um dieselben Anzeigen wie bei der Ultraschallprüfung handelt, ist hier deutlich zu sehen, dass die Bestimmung der Anzeigenlängen mit Ultraschall dazu tendiert, kleine Anzeigen zu überschätzen.

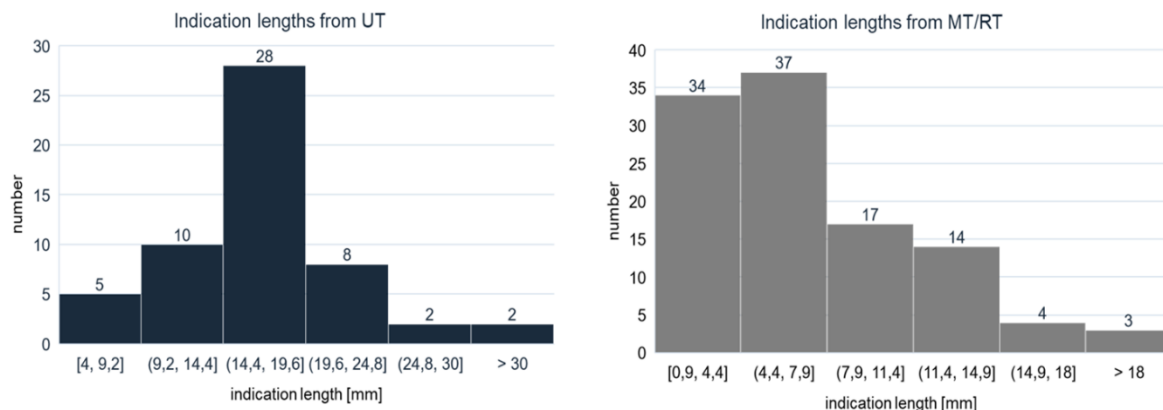


Bild 5.2: Verteilung der bestimmten Anzeigenlängen mit Ultraschall (links) und den Vergleichsverfahren MT und RT (rechts)

Die Überschätzung der Anzeigenlängen mit Ultraschall ist in diesem Fall auf die langen Schalllaufwege zurück zu führen. In **Bild 5.3** ist das Schallfeld für einen Senkrechtprüfkopf dargestellt. Nach dem Austreten aus dem Prüfkopf findet im Nahfeld eine Verengung des Schallfeldes statt, die Schallenergie wird im Fokuspunkt maximal gebündelt. Im Fernfeld weitet sich das Schallbündel wieder auf. Die Schallbündelbreite und die Lage des Fokuspunkt ist abhängig vom Schwingerdurchmesser und der verwendeten Prüffrequenz.

Zur möglichst genauen Vermessung der Anzeigen, sollte die Prüfung nach Möglichkeit im Fokus des Prüfkopfs stattfinden. Im vorliegenden Fall waren die Schallwege in den großen Testblöcken sehr lang. Es ist also davon auszugehen, dass die Anzeigenlängen mit stark aufgeweiteten Schallbündeln stattfanden. Ist die tatsächliche Anzeigenlänge kleiner als die Schallbündelbreite, misst man mit der Methode des 6dB Amplitudenabfalls lediglich die Schallbündelbreite aus. Deshalb ist es nicht verwunderlich, dass sich für die Ultraschallanzeigen die meisten Anzeigen in der gleichen Größenordnung bewegen.

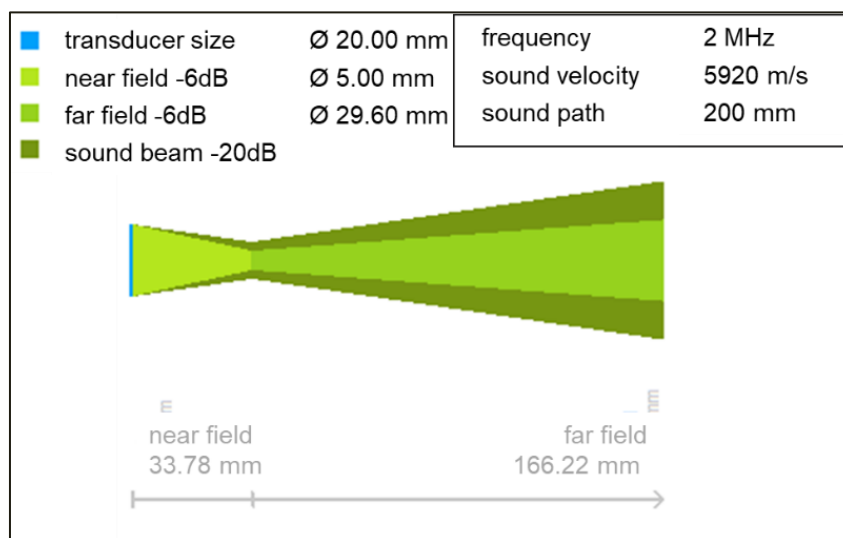


Bild 5.3: Schallbündel eines 2 MHz Senkrechtprüfkopfs

5.2 Schallfeldoptimierung zur Verbesserung der Fokussierung

Für Einschwingerprüfköpfe ist die Lage des Fokuspunkts nicht veränderbar und durch Geometrie und Frequenz vorgegeben. Heutzutage verwendet man jedoch häufig sogenannte Phased Array Prüfköpfe. Diese bestehen statt aus einem einzelnen Schwinger aus mehreren Schwingerelementen, die sich als Schallquellen einzeln ansteuern lassen. Durch zeitlich versetzte Ansteuerung kann das Schallfeld beliebig moduliert werden. Der Fokuspunkt kann so in einem bestimmten Rahmen bewegt werden.

Dies sollte für eine vorhandene Prüfkopfkonfiguration anhand von Simulationen mit der Software CIVA untersucht werden. Bei dem Prüfkopf handelt es sich um einen Dual Matrix Array Prüfkopf, d.h. man verwendet zwei Matrix-Prüfköpfe, von denen einer als Sender und einer als Empfänger fungiert. Mithilfe der Simulationen wurde für den gewählten Prüfkopf eine Fokussierung in unterschiedlicher Tiefe vorgegeben. In den Simulationsergebnissen in [Bild 5.4](#) für unterschiedliche Tiefen wird deutlich, dass die Verschiebung des Fokuspunktes in größere Tiefe nur bis zu einer Tiefe von etwa 100 mm funktioniert. Anschließend ändert sich das Schallfeld nicht weiter.

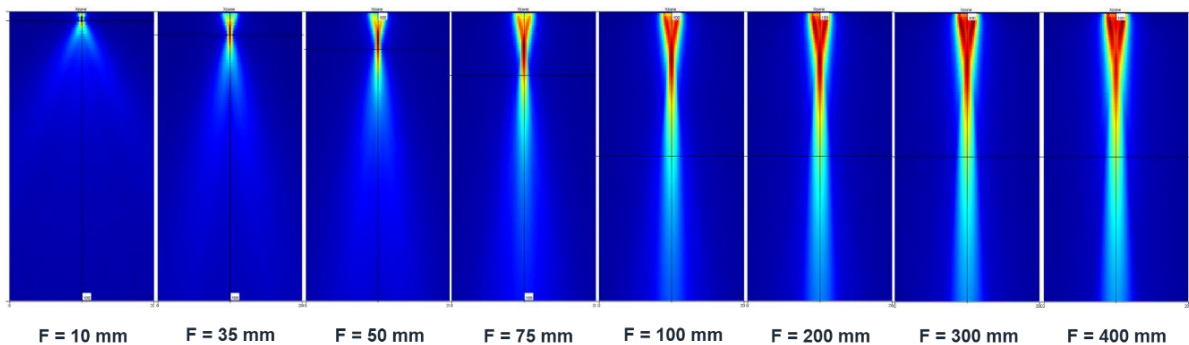


Bild 5.4: CIVA-Simulationen eines Dual-Matrix-Arrays für Fokuspunkte in unterschiedlicher Tiefe

Zum Erreichen von Fokuspunkten in größerer Tiefe, ist eine Trennung von Sender- und Empfängerarray notwendig. Geometrisch ist die Verschiebung des Fokuspunkts in größere Tiefe ohne eine physikalische Trennung von Sender und Empfängerprüfkopf nicht möglich. Hierfür wurden ebenfalls Simulationen durchgeführt. Durch das Einbringen eines Sender-Empfänger-Abstands von 25 mm konnte der Fokuspunkt signifikant nach unten verschoben werden (siehe [Bild 5.5](#)). Die Verwendung einer derartigen Prüfkopfkonfiguration kann zu einer verbesserten Rissgrößenbestimmung mit Ultraschall führen.

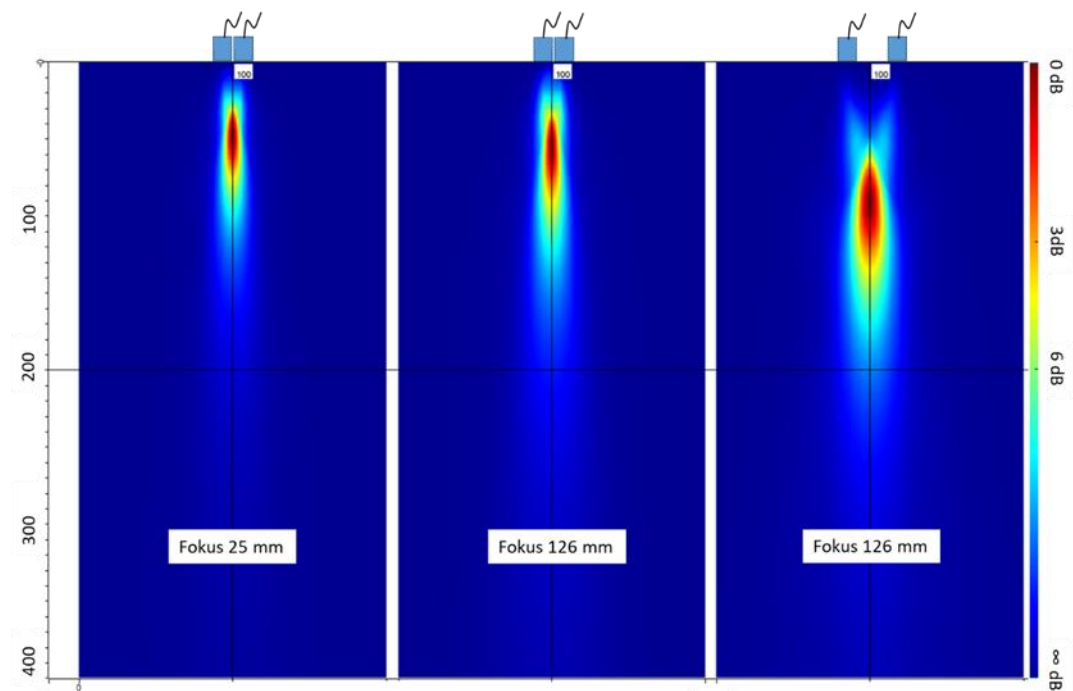


Bild 5.5: CIVA-Simulation einer Prüfkopfkonfiguration mit getrenntem Sender und Empfängerarray. Links: kein Abstand zwischen Sender und Empfänger, Fokustiefe 25 mm, Mitte: kein Abstand zwischen Sender und Empfänger, Fokustiefe 126 mm, rechts: 25 mm Abstand zwischen Sender und Empfänger, Fokustiefe 126 mm

6 Übertragung auf reale Bauteile und Belastungen

6.1 Numerische Untersuchung von rissbehafteten Bauteilen

Im Folgenden wird das bisher verwendete Schädigungsmodell (nicht lokale Rousselier-Modell) auf einen RDB angewendet und zwei Lastfälle (betriebsnah und auslegungsüberschreitend) mit jeweils zwei verschiedenen Rissfeldern simuliert und beurteilt. Beim betriebsnahen Lastfall wird ein Innendruck von $p_i = 160$ bar und eine Temperatur von $T = 292$ °C vorgegeben. Als Beanspruchungsszenario für den auslegungsübergreifenden Lastfall wird eine Streifen-Strähnen-Kühlung eines RDB ausgewählt. Dabei wird der RDB innerhalb von 5.000 s von $T = 292$ °C auf $T = 60$ °C abgekühlt. Der Innendruck fällt in diesem Zeitraum von $p_i = 160$ bar auf $p_i = 3$ bar ab. Da eine schädigungsmechanische Berechnung des gesamten RDBs viel zu komplex wäre, wird im Folgenden die Substrukturmethode angewendet. Dabei wird aus dem Globalmodell die Position für eine Substruktur ausgewählt und die Randverschiebungen und Temperaturen dieser Umgebung wird auf eine verfeinerte Substruktur mit Rissfeld übertragen. Für die Position der Substruktur wird der Bereich unterhalb des Einlassstutzens des RDBs ausgewählt, da hier aufgrund der Strähnenausbildung im Falle des auslegungsüberschreitenden Lastfalls die größten thermischen Belastungen auftreten (Bild 6.1).

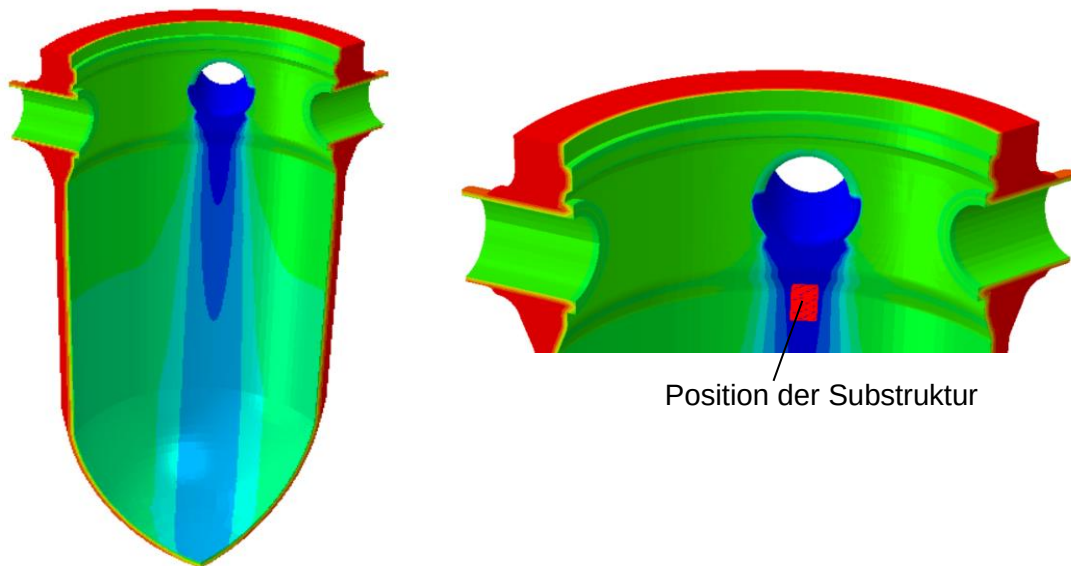


Bild 6.1: Links: Globalmodell eines RDB, Simulation einer Streifen-Strähnen-Kühlung. Rechts: Position der Substruktur für die schädigungsmechanische Berechnung

Zur Festlegung der beiden Rissfelder, welche sich im Grundwerkstoff 10 mm unterhalb der RDB-Plattierung befinden, wird wieder auf die bereits in Bild 3.30 (Kapitel 3.3) dargestellten Interaktionsgrenzkurven zurückgegriffen, welche nochmals in Bild 6.2 dargestellt sind. Im Gegensatz zu den in Kapitel 3.3 untersuchten Proben mit Mehrfachrissen, für welche die 2D-Grenzkurven maßgebend sind, sind nun zu Beurteilung der Interaktion der Risse die 3D-

Grenzkurven für innenliegende Fehler heranzuziehen. In Tabelle 6.1 sind die relevanten Daten der beiden untersuchten Rissfelder zusammengestellt. Wie Bild 6.2 zeigt sind die Rissfelder derart gewählt, dass sowohl die Lage außerhalb (Rissfeld I) als auch innerhalb (Rissfeld II) der 3D-Grenzkurve abgedeckt sind. Die mit dem nicht-lokalen Rousselier-Modell durchge-

Tabelle 6.1: Horizontaler Abstand H und vertikaler Abstand S_1 der 3D-Risse der untersuchten Rissfelder

Riss-feld	Risslänge 3D (penny shape)	Riss-neigung	H	H / D	S_1	S_1 / D
I	7,5 mm	20°	1,5 mm	0,4	0 mm	0
II	7,5 mm	20°	0,638 mm	0,17	1,37 mm	0,365

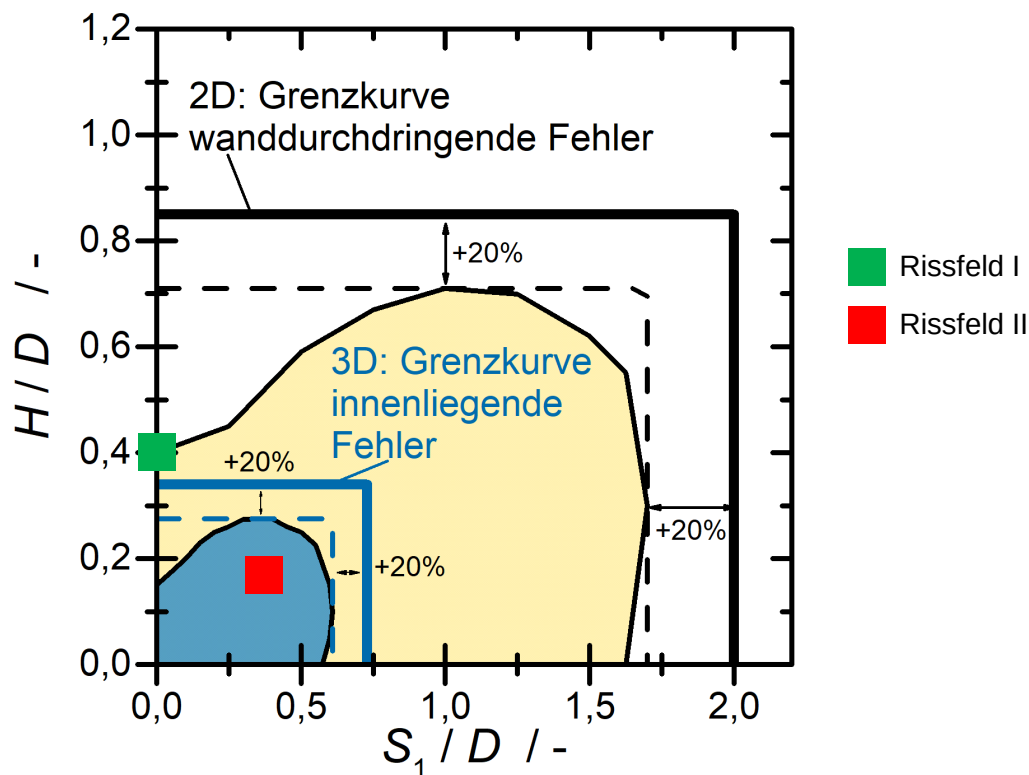


Bild 6.2: Interaktionsgrenzkurven für 2D und 3D. S_1 = vertikaler Abstand der Rissspitzen, H = horizontaler Abstand der Rissspitzen, D = halbe Risslänge [21]. Lage der untersuchten Rissfelder I+II siehe Tabelle 6.1

führte schädigungsmechanische Berechnung des RDB unter dem betriebsnahen Lastfall zeigt, dass sowohl bei Rissfeld I als auch bei Rissfeld II zwischen der gegenüberliegenden Rissspitzen kein über das Anfangsporenvolumen von $f_0 = 0,0009$ (vergl. Tabelle 3.5) hinaus ansteigendes Porenvolumen entsteht (Bild 6.3).

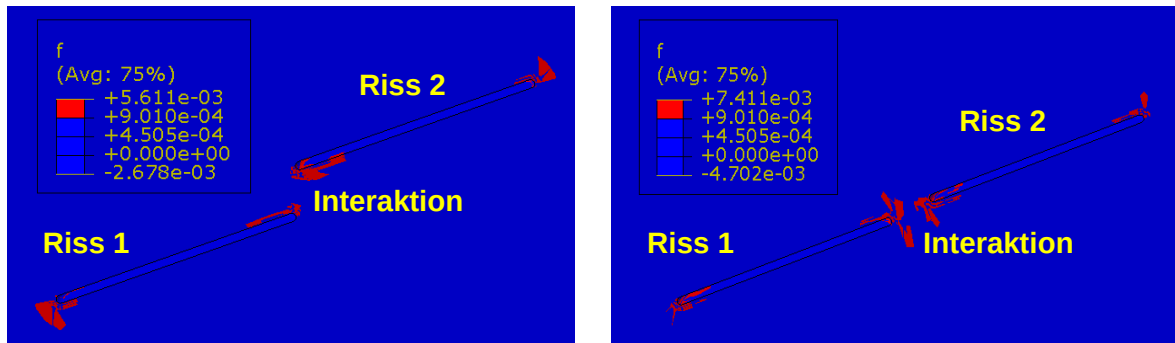


Bild 6.3: Entwicklung des Porenwachstums bei einem betriebsnahen Lastfall:
Innendruck $p_i = 160$ bar, Wandtemperatur $T = 292$ °C.
Links: Rissfeld I. Rechts: Rissfeld II

Die im Rahmen des auslegungsüberschreitenden Lastfalls (Streifen-Strähnen-Kühlung) durchgeführte schädigungsmechanische Simulation zeigt, dass das Porenvolumen bei Rissfeld I innerhalb der ersten 1000 s vom Ausgangswert $f_0 = 0,0009$ (vergl. [Tabelle 3.5](#)) auf $f = 0,0056$ ansteigt und damit nur etwa die Hälfte des kritischen Hohlraumvolumenanteil $f_c = 0,01$ erreicht. Im weiteren Verlauf der Transiente findet kein weiterer Anstieg des Porenvolumens statt. Wie in [Bild 6.4](#) (links) erkennbar, tritt für Rissfeld I zwischen den gegenüberliegenden Rissspitzen keine Interaktion statt, wie es auch die Grenzkurve in [Bild 6.2](#) vorher-sagt. Im gleichen Zeitraum der Transiente (bis 1000 s) wächst für das Rissfeld II ([Bild 6.4](#) (rechts)) das Porenvolumen auf den Wert $f = 0,0074$ an und liegt ebenso deutlich unterhalb des kritischen Porenvolumens von $f_c = 0,01$. Jedoch ist hier eine deutliche Interaktion der gegenüber liegenden Rissspitzen erkennbar, welche sich aus der Lage im Interaktionsgrenz-kurvendiagramm ([Bild 6.2](#)) erklärt. Insgesamt kann auch der auslegungsübergreifende Last-fall für die hier ausgewählten Rissfelder als unkritisch angesehen werden.

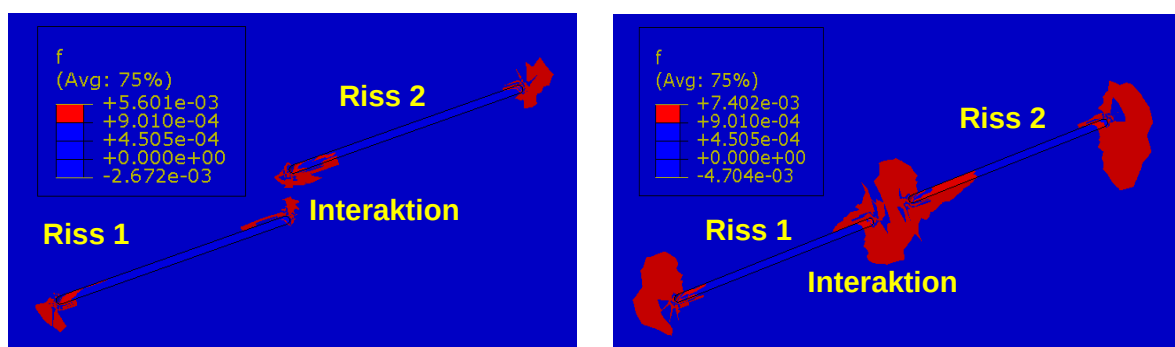


Bild 6.4: Entwicklung des Porenwachstums bei einer Streifen-Strähnen-Kühlung:
Links: Rissfeld I. Rechts: Rissfeld II

6.2 Additiv gefertigte Proben

In den letzten Jahrzehnten hat die Entwicklung additiver Fertigungsverfahren zur Herstellung von Proben und Bauteilen rasant zugenommen. Ein Vorteil der additiven Fertigung besteht darin, komplexe Geometrien herzustellen, die mit den klassischen Fertigungsverfahren nicht oder nur bedingt herstellbar sind. Bei der Herstellung von metallischen Bauteilen ist das selektive Laserschweißen (SLM) ein inzwischen etabliertes Verfahren. Es ermöglicht Proben mit künstlichen Fehlstellen wie inneren Rissen beliebiger Orientierung aus metallischen Pulvern zu drucken.

Im ersten Schritt wurde der Werkstoff 22NiMoCr3-7 in einer externen Verdünnungsanlage über das VIGA-Verfahren (**V**acuum **i**nduction **m**elting **I**ncert **G**as **A**tomization) zu Pulver zerstäubt. Als Zielkorn wurde ein Korn mit einer Korngröße zwischen 15 µm und 45 µm vorgegeben. Zur Festlegung der Prozessparameter wurden zunächst Würfel gedruckt (siehe [Bild AK6.1](#) (links)). Im zweiten Schritt wurde die Scan-Strategien festgelegt [32] und die gedruckten Rohlinge wurden unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen. Dabei wurde als Austenitisierungstemperatur $T = 900\text{ °C}$ vorgegeben. Variiert wurden Austenitisierungszeit, Abkühlmedium, Anlasstemperatur und Anlasszeit. [Tabelle AK6.1](#) (Kapitel 12.6) gibt eine Übersicht über die durchgeführten Wärmebehandlungen. Als Zielgröße der Wärmebehandlung wurde die jeweils erzielte Härte definiert, welche vom Grundwerkstoff mit 189 HV 30 vorgegeben wurde. Wie man der [Tabelle AK6.1](#) (Kapitel 12.6) entnehmen kann, wird diese Härte bei den additiv gefertigten Proben mit 198 HV 10 über die Wärmebehandlung 13 nahezu eingestellt. Der Zeit-Temperatur-Verlauf dieser optimierten Wärmebehandlung ist in [Bild 6.5](#) dargestellt.

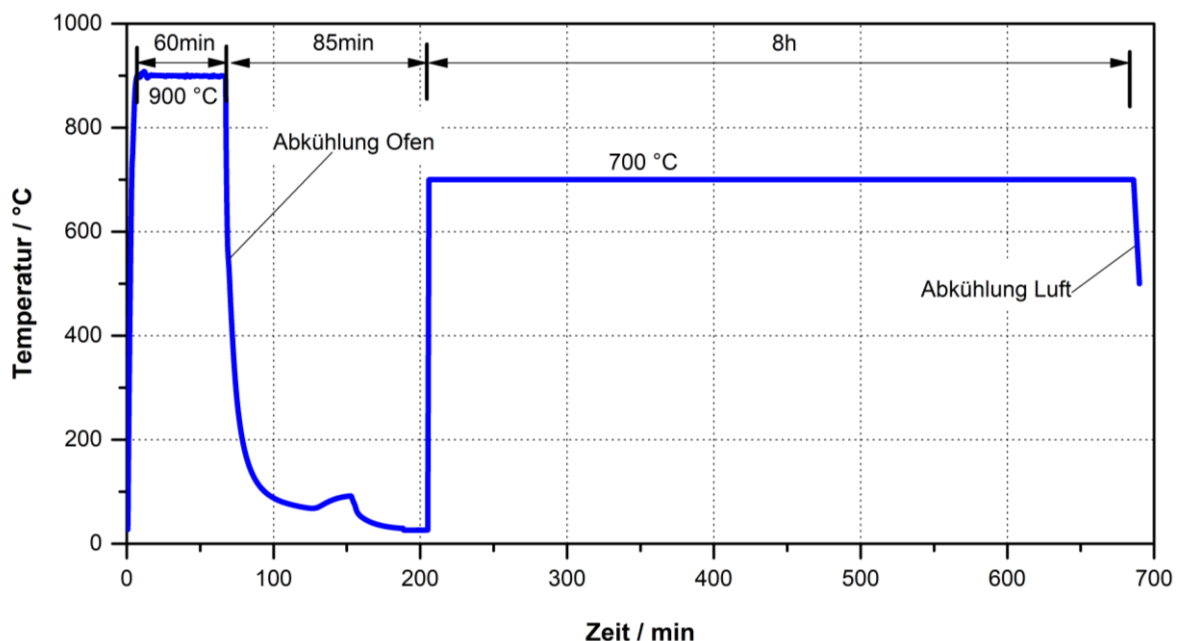


Bild 6.5: Optimierte Wärmebehandlung der additiv gefertigten Proben: Austenitisierung, Abkühlen im Ofen, Anlassen und Abkühlen an Luft

Bild 6.6 zeigt die unterschiedlichen Gefüge vom Grundwerkstoff (oben) über das SLM (Mitte) bis zum Gefüge (unten), welches durch die optimierte Wärmebehandlung (Bild 6.5) eingestellt wurde. Es wird deutlich, dass durch eine gezielte Wärmebehandlung das feinkörnig martensitisch aufgebaute Gefüge, welches man durch die SLM-Fertigung bekommt, in ein feinkörniges, ferritisch-bainitisches Gefüge, welches dem Grundwerkstoff ähnelt, umgewan-

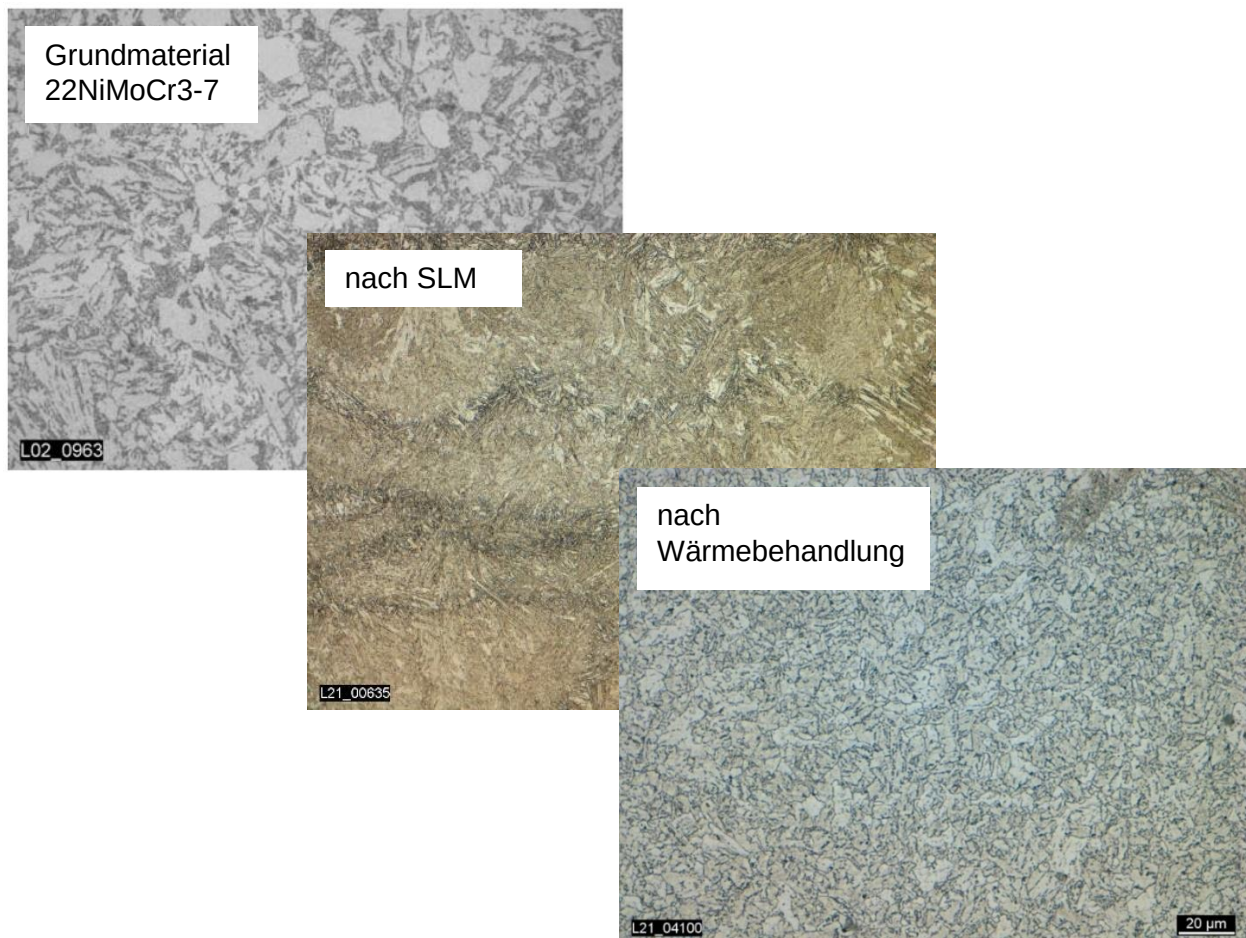


Bild 6.6: Oben: Gefüge des Grundmaterials 22NiMoCr3-7. Mitte: Gefüge nach der additiven Fertigung (SLM). Unten: Gefüge nach der Wärmebehandlung aus Bild 6.5

delt werden kann. Abschließend wurden Rohlinge additiv gefertigt (Bild AK6.1 (rechts) in Kapitel 12.6) und diese Rohlinge wurden ebenfalls dieser optimierten Wärmebehandlung unterzogen. Aus diesen wärmebehandelten Rohlingen wurden Normzugproben gefertigt und geprüft. In Bild 6.7 sind die Fließkurven des Grundmaterials den additiv gefertigten und wärmebehandelten Zugproben gegenübergestellt. Die wärmebehandelten SLM-Proben weisen gegenüber dem Grundwerkstoff eine Festigkeitssteigerung von 60 MPa auf. Die Ursache dafür liegt in der im Vergleich zum Grundwerkstoff feineren Kornstruktur nach der Wärmebehandlung (vergl. Bild 6.6 oben und Bild 6.6 unten). Gleichzeitig weisen die SLM-gefertigten und wärmebehandelten Proben gegenüber dem Grundwerkstoff eine höhere Bruchdehnung auf. Insgesamt kann über die optimierte Wärmebehandlung gemäß Bild 6.5 den SLM-gefertigten Zugproben ein dem Grundwerkstoff sehr ähnliches Verformungsverhalten verliehen werden.

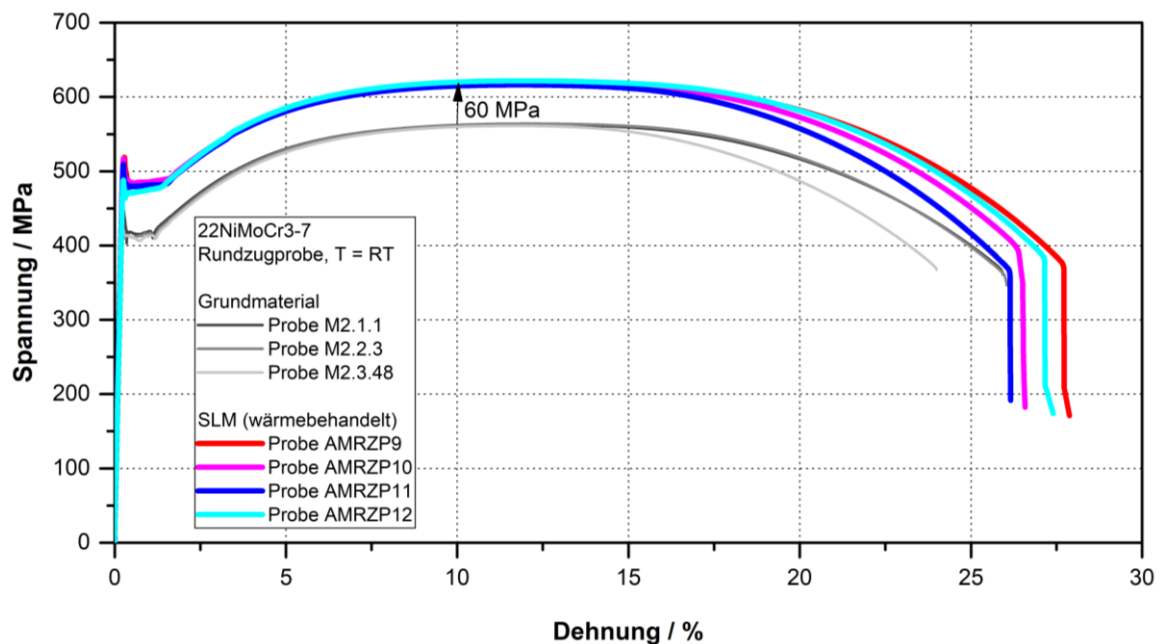


Bild 6.7: Spannungs-Dehnungs-Kurven von Rundzugproben: Vergleich Grundmaterial mit SLM (wärmebehandelt (Bild 6.5)) (T = RT)

Im Folgenden wird die additive Fertigung (SLM) in Verbindung mit der Wärmebehandlung aus Bild 6.5 auf der Herstellung von Kerbzugproben, Scherzugproben und Rissfeldproben angewendet. Wegen der begrenzten Bauhöhe des zum Einsatz kommenden 3D-Druckers wurden die Proben auf den Maßstab 1:2 skaliert. In Bild 6.8 sind die Spannungs-Dehnungs-kurven von Kerbzugproben (links) und Scherzugproben (rechts) des Grundmaterials den SLM-gefertigten und wärmebehandelten Proben gegenübergestellt. Im Falle der Kerbzugproben (Bild 6.8, links) weisen die SLM-gefertigten Proben bei vergleichbaren Maximallasten eine deutlich geringere Bruchdehnung auf, als die Proben, welche aus dem Grundmaterial gefertigt wurden. Untersuchungen der Bruchflächen der SLM-Proben haben gezeigt, dass dort vermehrt Poren vorhanden sind und diese die für die Abnahme der Bruchdehnung verantwortlich sind. Im Forschungsvorhaben „Optimierung und Qualitätssicherung SLM-gefertigter Komponenten für kerntechnische Anwendungen - KEK“ (FKZ 1501644) werden weitere Kerbzugproben gedruckt und untersucht.

Der Vergleich bezüglich der Scherzugproben zeigt auf, dass mit SLM und einer optimierten Wärmebehandlung die Herstellung komplexer Geometrien möglich ist: Die Spannungs-Dehnungskurven beider „Materialien“ zeigen eine gute Übereinstimmung (Bild 6.8, rechts). Zudem weisen die Spannungs-Dehnungs-Kurven der SLM-Proben eine sehr geringe Streuung auf.

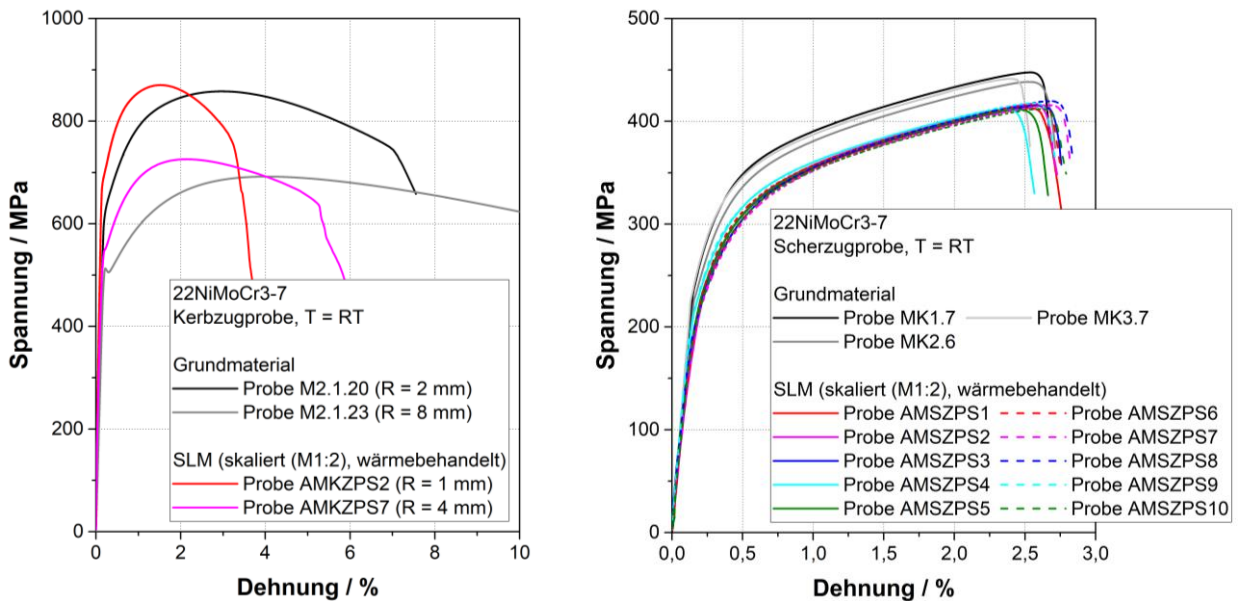


Bild 6.8: Spannungs-Dehnungs-Kurven, Vergleich Grundmaterial mit SLM (skaliert, wärmebehandelt (siehe Bild 6.5)). Links: Kerbzugproben. Rechts: Scherzugproben ($T = RT$)

Abschließend wird die additive Fertigung (SLM) in Verbindung mit der Wärmebehandlung aus Bild 6.5 auf der Herstellung von Rissfeldproben angewendet. Als Rissfeldtyp wurde die Probe ausgewählt, anhand derer am Grundwerkstoff die Interaktion von Rissen nachgewiesen wurde (Konfiguration B in Bild 3.31). Auch diese Proben wurden aufgrund der nicht ausreichenden Bauhöhe des 3D-Druckers auf den Maßstab M1:2 skaliert. Die SLM-gefertigten

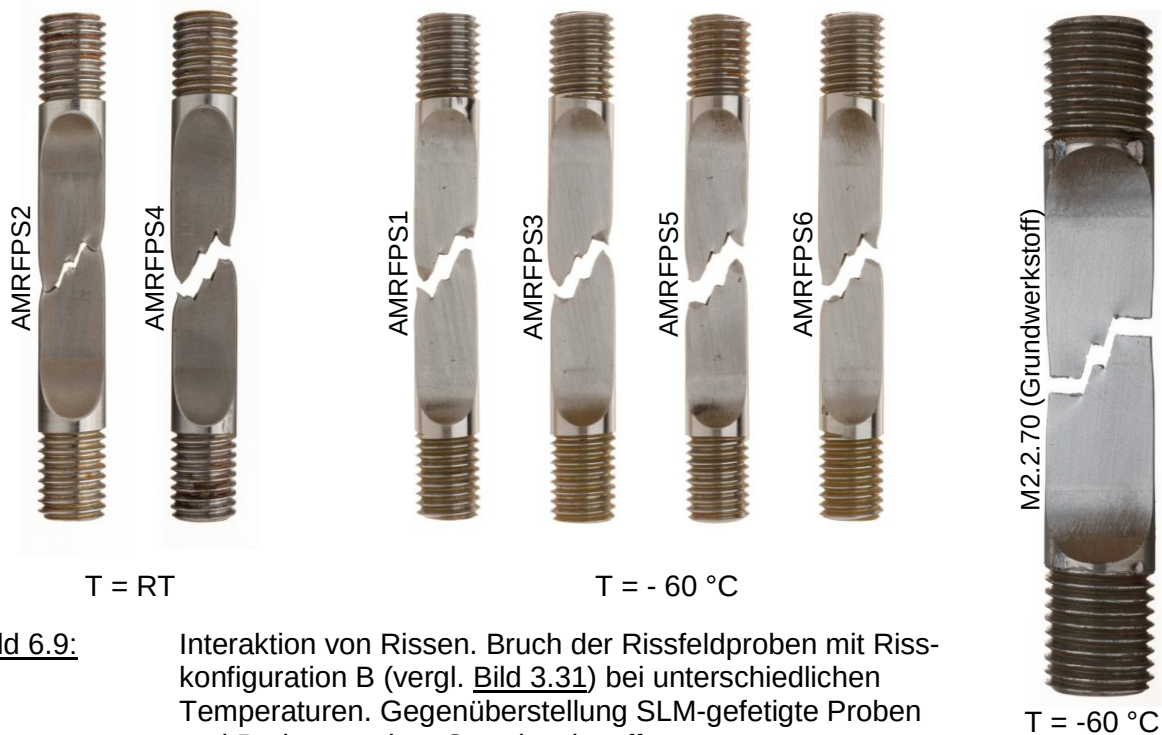


Bild 6.9: Interaktion von Rissen. Bruch der Rissfeldproben mit Risskonfiguration B (vergl. Bild 3.31) bei unterschiedlichen Temperaturen. Gegenüberstellung SLM-gefertigte Proben und Probe aus dem Grundwerkstoff

Proben wurden bei einer Temperatur von $T = RT$ und $T = -60\text{ °C}$ geprüft. Bild 6.9 zeigt die SLM-gefertigten Rissfeldproben nach dem Versagen im Vergleich zur der aus dem Grundwerkstoff konventionell hergestellten Rissfeldprobe. Man erkennt, dass die Risse der SLM-gefertigten Proben ebenso interagieren wie die Risse der Probe M2.2.70 (Grundwerkstoff).

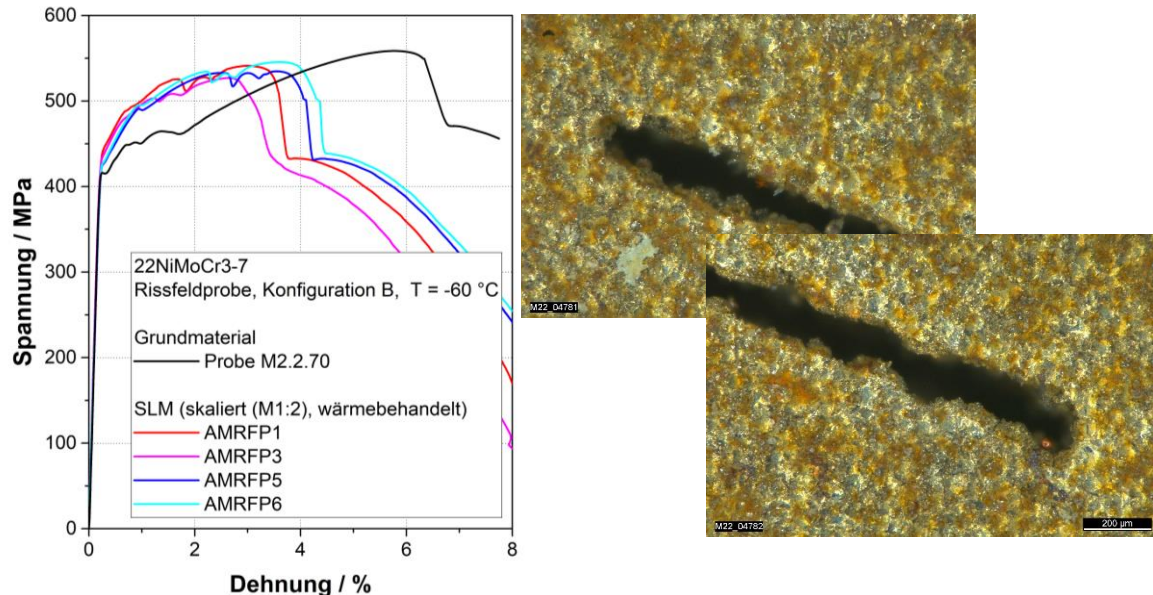


Bild 6.10: Links: Spannungs-Dehnungs-Kurven von Rissfeldproben. Vergleich Grundmaterial mit SLM (skaliert, wärmebehandelt (Bild 6.5)). Konfiguration B (siehe Bild 3.31) ($T = -60\text{ °C}$). Rechts: Ausbildung der gedruckten Risse

In Bild 6.10 (links) sind die Spannungs-Dehnungskurven beider Rissfeldproben (SLM und Grundwerkstoff) gegenübergestellt. Entsprechend den Zugproben (vergl. Bild 6.7) treten bei den gedruckten Rissfeldproben gegenüber der Rissfeldprobe aus dem Grundwerkstoff höhere Spannungen auf. Die Bruchdehnung der SLM-Proben ist gegenüber den konventionell gefertigten Proben jedoch geringer. Die Ursache dafür könnte bei den schärfer ausgebildeten Risspitzen der SLM-Proben liegen (Bild 6.10 (rechts)). Diese haben einen höheren Spannungsintensitätsfaktor als die ausgerundeten (erodierten) Risspitzen der konventionell hergestellten Proben (vergl. Bild 3.20) und versagen daher früher. Dieser Vergleich zeigt auf, dass mit dem SLM-Verfahren Proben mit Rissen generiert werden können, deren Schädigungsverhalten hinsichtlich Interaktion der Risse dem Verhalten konventionell gefertigten (erodierten) Rissfeldproben entsprechen. Eine zusätzliche Optimierung der Risspitzenkontur beim 3D-Druck wird das Interaktionsverhalten der konventionell gefertigten (erodierten) Rissfeldproben noch besser abbilden.

7 Validierung bestehender Bewertungsverfahren

In [22] wurde mit Hilfe von numerischen Parameterstudien mit den auch in diesem Vorhaben verwendeten schädigungsmechanischen Modellen (nicht-lokales Rousselier-Modell und erweitertes Beremin-Modell) neue Interaktionskriterien für $T = 20\text{ °C}$ (Hochlage) und $T = -100\text{ °C}$ erstellt. Des Weiteren wurde in [22] ein modifiziertes Substitutionsverfahren vorgestellt. Die in diesem Vorhaben über einen weiten Temperaturbereich an Rissfeldproben mit unterschiedlichsten Rissfeldanordnungen durchgeführten Experimente haben gezeigt, dass bei $T = -60\text{ °C}$ die Hochlage für alle geprüften Rissfeldproben erreicht ist (Bild 3.32). Dieses Bild und die in Tabelle 3.7 zusammengestellten Tieflagentemperaturen der geprüften Rissfeldproben zeigen auf, dass bei $T = -100\text{ °C}$ nicht wie in [22] erläutert das untere sondern unmittelbar das Übergangsgebiet der Werkstoffzähigkeit der geprüften Rissfeldproben abgebildet wird.

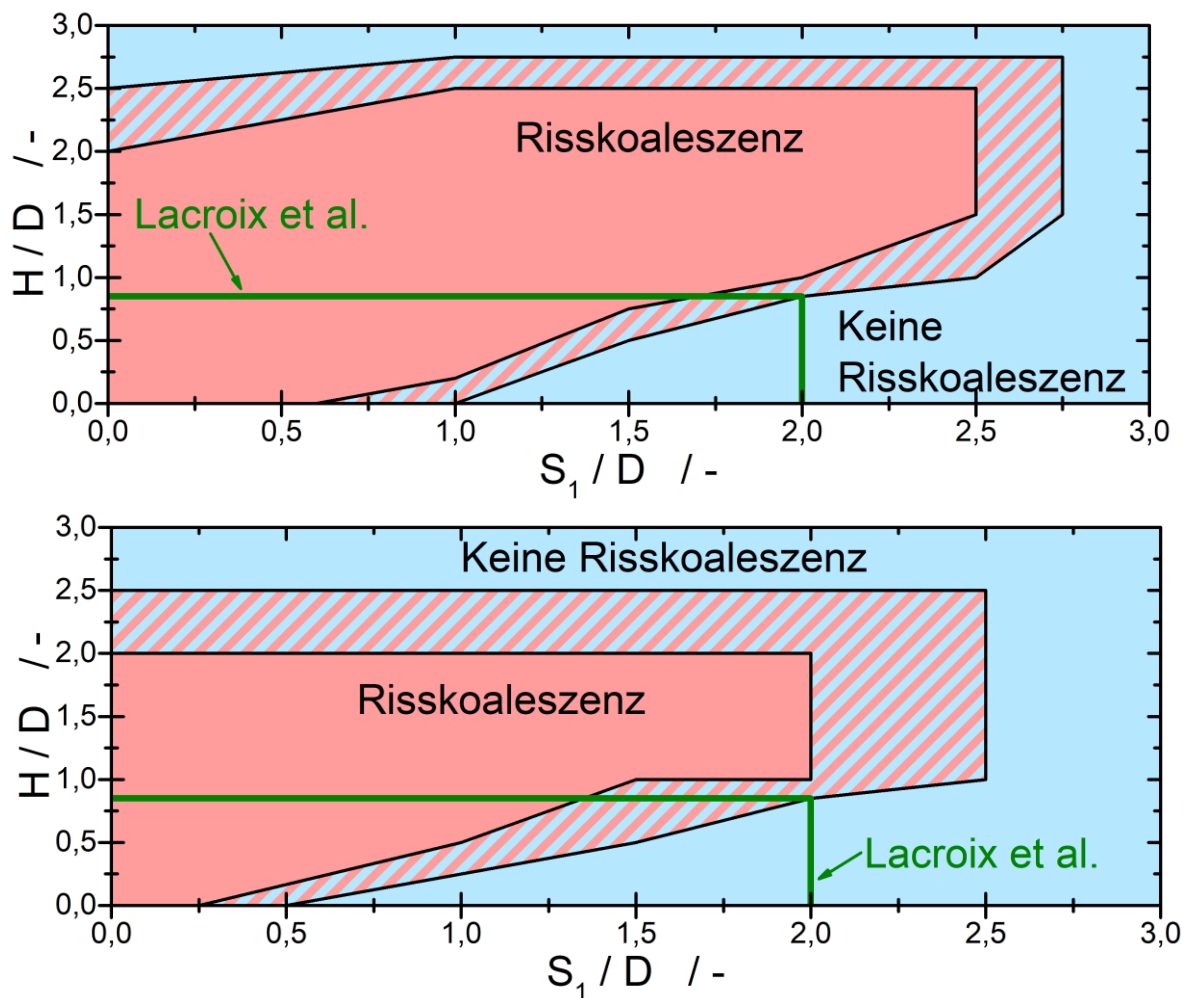


Bild 7.1: Interaktionsbereiche für wanddurchdringende Risse. Oben: Für $T = 20\text{ °C}$ (Hochlage). Unten: Für $T = -100\text{ °C}$ (Übergangsgebiet) [22]

In Bild 7.1 sind die in [22] abgeleiteten Interaktionskriterien für wanddurchdringende Risse für die Temperatur $T = 20\text{ °C}$ (Hochlage, oben) und für $T = -100\text{ °C}$ (Übergangsgebiet, unten) dargestellt. Auch in diesem Diagramm sind entsprechend Bild 3.30 die Abstände S_1 und H auf die halbe Risslänge D normiert. Liegen die Abstände zwischen den Rissen in den rot

markierten Bereichen, kommt es zu einer Interaktion zwischen den Rissen. Liegen die Abstände hingegen in den hellblauen Bereichen, wird keine Rissinteraktion vorhergesagt. Die schraffierten Bereiche dazwischen sind numerisch nicht eindeutig abgesichert und können bei einer konservativen Betrachtung zu den roten Bereichen hinzugefügt werden [22]. Die in Bild 7.1 neu definierten Interaktionsbereiche sind für sowohl in der Hochlage (oben) als auch im Übergangsgebiet (unten) deutlich größer als die Interaktionskriterien des ASME Code Cases N-848 (grün durchgezogene Linien) [16]. Im Bereich von H/D-Verhältnissen $> 0,77$ zeigt sich, dass die Risse eine Interaktion zueinander zeigen, welche vom Code Case nicht beschrieben werden. Ein Vergleich mit Ergebnissen aus der Literatur [29][30] zeigt eine gute Übereinstimmung mit den neu definierten Interaktionsbereichen.

Die in Bild 7.1 für die Hochlage und für das Übergangsgebiet dargestellten Grenzkurven unterscheiden sich nicht wesentlich. Diese Erkenntnis wird auch durch das Experiment bestätigt: In Bild AK7.1 (Kapitel 12.7) sind die Rissfeldproben nach dem Versagen in der Hochlage und im Übergangsgebiet für den Neigungswinkel 10° , 20° und mit verringertem Rissabstand zusammengestellt. Auch hier erkennt man, dass die Interaktion der Risse in der Hochlage und im Übergangsgebiet identisch sind. Nur für die Rissfeldproben mit Schubeinfluss treten hinsichtlich der Interaktion in der Hochlage bzw. im Übergangsgebiet Unterschiede auf (siehe Bild AK7.2 (Kapitel 12.7)).

Wenn eine Interaktion zwischen zwei Rissen vorliegt, werden diese zu einem Ersatzfehler substituiert. Für laminare und quasi-laminare Mehrfachrisse können zwei Substitutionsverfahren angewendet werden. Zum einen das Projektionsverfahren [31] und zum anderen das in [2][3][4] verwendete Neigungsverfahren. Das Ablaufschema eines modifizierten Substitutionsverfahrens wird ebenfalls in [22] dargestellt.

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite 63
---	---	---

8 Prüfung von Bauteilen mit realitätsnahen Rissfeldern

Ein wesentliches Ziel des Vorhabens ist die experimentelle Validierung der Bewertungsverfahren für Mehrfachrisse. Um dieses Ziel zu erreichen sind Bauteilversuche mit realitätsnahen Belastungsszenarien unerlässlich. Eine große Herausforderung besteht darin, Risse systematisch innerhalb einer druckführenden Komponente einzubringen. Für die Herstellung dieser rissbehafteten Komponenten eignen sich Methoden der additiven Fertigung. Mit diesem Fertigungsverfahren ist es möglich innenliegende Risse in die Behälterwand zu drucken und deren Größe, Lage und Abstand zu anderen Rissen gezielt einzustellen.

In Kapitel 6.2 wurden bereits signifikante Vorarbeiten durchgeführt um derartige Bauteilversuche zu realisieren. Ein wichtiger Meilenstein war dabei vergleichbare mechanisch-technologische Werkstoffeigenschaften des additiv gefertigten Werkstoffs mit dem geschmiedeten Werkstoff 22NiMoCr3-7 zu erzielen (vergl. [Bild 6.7](#)). Dies konnte über die ebenfalls in Kapitel 6.2 vorgestellten Wärmebehandlung realisiert werden (siehe [Bild 6.5](#)). Jedoch führt diese Wärmebehandlung zu einer Verzunderung der Bauteiloberfläche. Um die Zugänglichkeit einer Nachbearbeitung der Innenoberfläche des Behälters zu gewährleisten, wurde dieser aus zwei Teilen gefertigt: Aus dem Druckbehälter selbst (mit Gewinde) und einem Verschlussdeckel mit O-Ring zur Abdichtung. Als Druckmedium zum Aufbringen des Innendrucks wird Wasser eingesetzt. [Bild AK8.1](#) (Kapitel 12.8) zeigt die Abmessungen des Druckbehälters, den Rohling vor und nach der Nachbearbeitung und den Verschlussdeckel mit O-Ring. Der Druckbehälter (ohne Deckel) hat eine Höhe $H = 200$ mm, einen Innendurchmesser $d_i = 100$ mm und eine minimale Wandstärke $s = 10$ mm. Die Farbeindringprüfung am gedruckten Rohling, welche in [Bild AK8.2](#) dargestellt ist, zeigt auf, dass die Qualität des 3D-Druckes im Bereich des Gewindes aber auch an der Innen- und Außenoberfläche des Behälters z.T. erhebliche Defizite aufweist. Zu Überprüfung des Dichtungskonzeptes wurde an diesem Behälter dennoch ein Berstversuch durchgeführt. Dabei hat sich gezeigt, dass der Dichtheit des Behälters über einen O-Ring alleine nicht gewährleistet werden kann.

Eine Verbesserung des 3D-Drucks kann durch eine Verringerung des benötigten Bauraums erreicht werden. Dazu wurde der Druckbehälter skaliert. Die Bauhöhe wurde von 200 mm auf 113,5 mm reduziert, der Innendurchmesser beträgt nun 74 mm (anstatt 100 mm) und die Wandstärke reduziert sich von $s = 10$ mm auf $s = 8$ mm. [Bild AK8.3](#) zeigt die Abmaße des skalierten Druckbehälters. Die an diesem Behälter durchgeführte Farbeindringprüfung ([Bild AK8.4](#)) zeigt eine deutliche Verbesserung der Druckqualität gegenüber dem unskalierten Behälter ([Bild AK8.2](#)) auf. Um eine Verbesserung der Dichtheit des Behälters zu gewährleisten wurde der Übergang zwischen Verschlussdeckel und Behälter verschweißt.

In die Behälterwand wurde künstlich über den 3D-Druck ein Rissfeld eingebracht, dessen Abmaße, Position und Neigung in [Bild 8.1](#) (links) dargestellt sind. Die beiden Penny-Shape-Risse haben eine Risslänge $2D = 4,5$ mm und mit einem Neigungswinkel von 20° zur druckführenden Innenwand stellt dieses Rissfeld eine quasi-laminare Fehlstelle dar. Mit den normierten Größen $H/D = 0,9/2,25 = 0,4$ und $S_1/D = 0$ sind bezüglich der Interaktionskriterien Größen gewählt, bei denen die beiden Risse gemäß der in [Bild 3.30](#) bzw. [Bild 6.2](#) maßgebenden 3D-Grenzkurve keine Interaktion zwischen den Rissen stattfindet. Es entspricht zudem den normierten Größen, wie sie in Kapitel 6.1 für das RDB-Rissfeld I gewählt wurden (vergl. [Tabelle 6.1](#)).

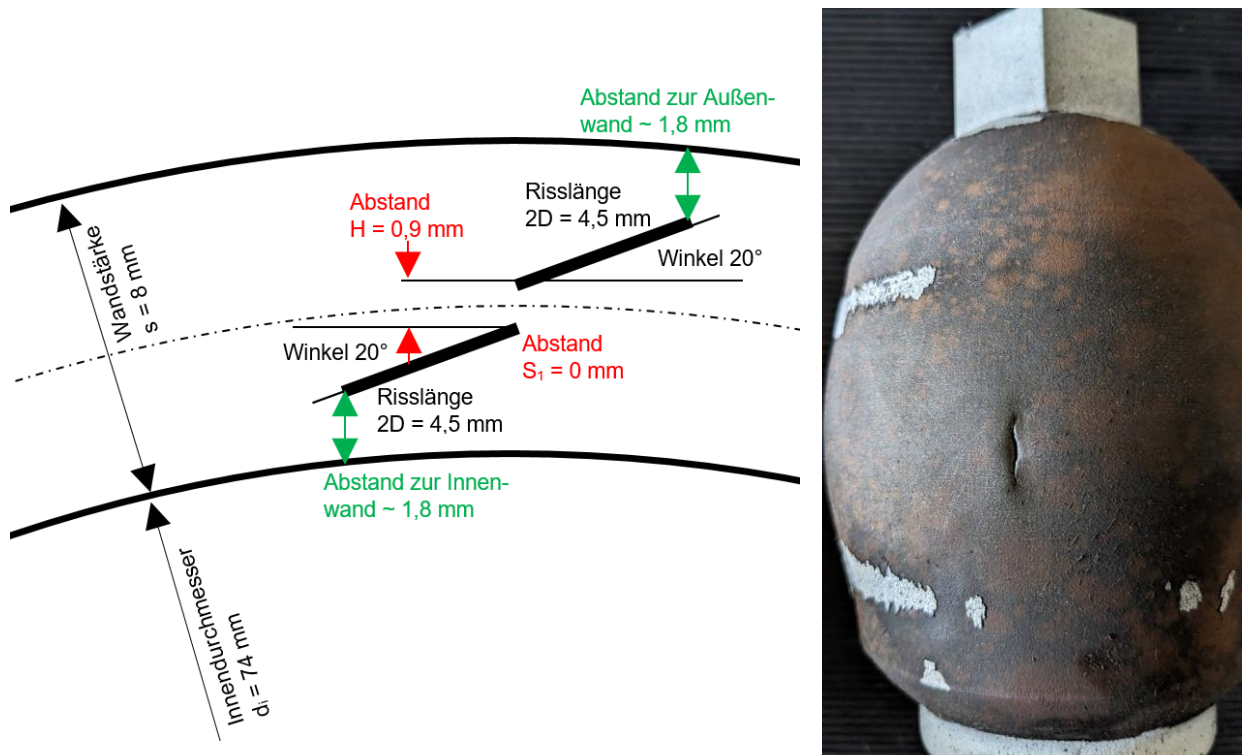


Bild 8.1: Links: Abmaße, Neigung und Position des Rissfeldes in der Behälterwand.
 Rechts: Wanddurchdringender Axialriss nach dem Berstversuch

Zwei weitere Berstversuche haben, nicht wie erwartet, ein Versagen im mittleren Wandbereich in der Höhe der Rissfelder hervorgerufen, sondern wie in Bild AK8.5 (Kapitel 12.8) dargestellt in der Schweißnaht zu einer (links) Leckage bzw. unmittelbar unterhalb der Schweißnaht zu (rechts) Rissen in der Behälterwand geführt.

Da die bisher durchgeführten Berstversuche mit dem geteilten Druckbehälter nicht zielführend waren, wurde abschließend auf die Nachbearbeitung der Innenoberfläche verzichtet und der Druckbehälter wurde in einem Arbeitsgang vollständig gedruckt. Bild AK8.6 (Kapitel 12.8) zeigt die Abmessungen des Druckbehälters und den Behälter auf der Bauplatte nach dem 3D-Druck. Bild 8.1 (rechts) zeigt den wanddurchdringenden Axialriss nach dem Berstversuch, welcher bei einem Innendruck von $p_i = 1638 \text{ bar}$ zur Leckage des Behälters geführt hat (die hellen Streifen und Flecken sind Reste der Besprühung für die ARAMIS-Messung).

Die Ergebnisse dieses Berstversuchs werden im Abschlussbericht des Forschungsvorhabens „Optimierung und Qualitätssicherung SLM-gefertigter Komponenten für kerntechnische Anwendungen - KEK“ (FKZ 1501644) zusammengestellt und diskutiert.

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite 65
---	---	--

9 Zusammenfassung und Ausblick

9.1 Zusammenfassung

Das BMUV-Verbundvorhaben 1501596A/B (MeKom II) wurde von der MPA Universität Stuttgart und dem IEHK der RWTH Aachen durchgeführt. Ziel des Vorhabens war es mit experimentellen und numerischen Untersuchungen neue Erkenntnisse über die Bewertung von laminaren und quasi-laminaren Mehrfachrissen zu gewinnen.

Im BMUV-Teilvorhaben 1501596A der MPA Universität Stuttgart wurden zum Erreichen dieses Ziels über einen weiten Temperaturbereich experimentelle und numerische Untersuchungen durchgeführt. Für die experimentellen Untersuchungen wurden zwei ferritische Werkstoffe (22NiMoCr3-7 und KS07C) ausgewählt. Die Experimente wurden in der Hochlage, im Übergangsgebiet sowie in der Tieflage der Werkstoffzähigkeit durchgeführt und mit verschiedenen Probentypen der Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit auf die Übergangstemperatur untersucht. Weitere experimentellen Arbeiten beschäftigten sich mit Proben, welche Mehrfachrisse enthielten. Damit wurden Proben mit künstlich, durch ein Erodierverfahren eingebrachten, Mehrfachrissanordnungen und Proben sowie Bauteile (Druckbehälter) mit Rissfeldern unter Anwendung der additiven Fertigung hergestellt. Des Weiteren wurden ausführliche metallographische Untersuchungen durchgeführt, um die Versagensmechanismen (Waben- und Spaltbruch) für die verschiedenen Probentypen zu untersuchen. Bestehende Bewertungskonzepte wurden mit Hilfe dieser experimentellen Untersuchungen überprüft. Auf Grundlage der experimentellen Ergebnisse wurden numerische FE-Berechnungen mit den schädigungsmechanischen Modellen nach Rousselier und Beremin durchgeführt.

Im Folgenden sind die einzelnen Erkenntnisse und Ergebnisse zusammengefasst:

- Die in diesem Vorhaben durchgeführte Literaturrecherche hat zu keinen wesentlich neuen Erkenntnissen in Bezug auf das Thema Mehrfachrisse in Komponenten der druckführenden Umschließung geführt.
- Das im Vorhaben untersuchte Material 22NiMoCr3-7 Material zeigt ein sehr homogenes Werkstoffverhalten: Bei identischer Temperatur geprüfte Rundzugproben, welche aus unterschiedlichen Materialblöcken entnommen wurden, zeigen kaum Streuungen auf. Wie zu erwarten erhöht sich die Festigkeit des Werkstoffs mit abnehmender Temperatur. Sowohl die untere als auch die obere Streckgrenze R_{eL} bzw. R_{eH} steigen mit abnehmender Temperatur stetig an. Die Werte des E-Moduls hingegen bleiben über den gesamten Temperaturbereich nahezu konstant. Entgegen der Festigkeit steigt die Duktilität (Bruchdehnung A) bis zu einer Temperatur von $T = -140\text{ °C}$ an und fällt danach nahezu auf den Wert bei Raumtemperatur ab. Die Brucheinschnürung Z fällt dagegen bis zu einer Temperatur von $T = -140\text{ °C}$ nur leicht an und danach mit abnehmender Temperatur stark ab. Der Anteil der duktilen Bruchfläche (Wabenbruch) nimmt von $T = -40\text{ °C}$ bis zu $T = -196\text{ °C}$ deutlich ab, ist aber auch bei $T = -196\text{ °C}$ nicht vollständig verschwunden, was bedeutet, dass die Rundzugprobe auch bei dieser Temperatur noch nicht die Tieflage erreicht hat.
- Erwartungsgemäß zeigt die Kerbzugprobe mit Kerbradius $r = 2\text{ mm}$ gegenüber der Kerbzugprobe mit Kerbradius $r = 8\text{ mm}$ eine höhere Festigkeit bei geringerer Verformungsfähigkeit (Duktilität). Mit abnehmender Temperatur nimmt bei beiden Kerbradien die Festigkeit zu und die Verformungsfähigkeit ab. Bei der Temperatur von $T =$

-180 °C sind die Bruchflächen beider Kerbzugproben nahezu frei von duktilen Bruchanteilen, was darauf hindeutet, dass sich der Werkstoff für beide Kerbspannungszustände in der Tieflage befindet.

- Auch bei den Scherzugproben bewirkt eine Absenkung der Temperatur eine Erhöhung der Festigkeit bei gleichzeitiger Abnahme der Verformungsfähigkeit. Zur Bewertung der Scherzugproben hinsichtlich der Übergangstemperatur können nicht alle Versuche als gültig herangezogen werden. Bei Temperaturen unterhalb $T = -160\text{ °C}$ zeigen die Scherzugproben neben dem zu erwartenden Versagen im Steg einen Bruch über den gesamten Querschnitt auf.
- Die CTS-Probe im Mode 30° (CTS-Probe mit der größten Mehrachsigkeit) zeigt bereits bei einer Temperatur unter $T = -100\text{ °C}$ ein nahezu sprödes Verhalten und bei $T = -120\text{ °C}$ eine ausgeprägte Spaltbruchfläche ohne duktile Anteile. Dagegen weist die CTS-Probe im Mode 90° (CTS-Probe mit geringster Mehrachsigkeit) noch bis $T = -160\text{ °C}$ ein duktilen Werkstoffverhalten und erst bei $T = -196\text{ °C}$ eine reine Spaltbruchfläche auf. Die CTS-Probe im Mode 60° reiht sich zwischen den beiden anderen Proben ein und zeigt bei $T = -180\text{ °C}$ ein rein sprödes Werkstoffverhalten, was anhand der Spaltbruchfläche bei dieser Temperatur bestätigt wird.
- Insgesamt wird bestätigt, dass mit zunehmender Mehrachsigkeit die Übergangstemperatur des Werkstoffs ansteigt. Der dabei sich ergebende Temperaturbereich reicht von $T = -75\text{ °C}$ (CTS-Probe im Mode 30° (hohe Mehrachsigkeit)) bis zu $T = -196\text{ °C}$ (Zugprobe (geringe Mehrachsigkeit)).
- Rissfeldproben mit unterschiedlichem Neigungswinkel (10° und 20°) zeigen bei $T = -20\text{ °C}$ ein hinsichtlich der Interaktion der Risse sehr ähnliches Versagen auf. Bei $T = -180\text{ °C}$ zeigt die Interaktion der Risse Unterschiede auf. Insbesondere bei der Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° findet bei $T = -180\text{ °C}$ auch eine intensive Interaktion der unteren Risse statt. Dies äußert sich auch in der geringen Verschiebung der Probe bis zum Versagen.
- Im Gegensatz zu den Proben mit unterschiedlichem Neigungswinkel übt der Rissabstand keinen wesentlichen Einfluss auf das Probenverhalten aus: Die Kraft-Verschiebungskurven beider Proben sind sich bei identischen Temperaturen ähnlich.
- Durch unterschiedliche Anordnung der Einzelrisse wurden des Weiteren der Einfluss zweier unterschiedlicher Schubeinflüsse auf die Wechselwirkung der Risse untersucht. Vergleicht man die Kurvenverläufe miteinander, so stellt man fest, dass diese beiden Rissfeldanordnungen kaum Unterschiede auf das Kraft-Verlängerungsverhalten der Rissfeldproben ausüben. Bei $T = -20\text{ °C}$ ergibt sich ein identisches Interaktionsverhalten. Im Gegensatz zum Schubeinfluss 2 findet bei $T = -180\text{ °C}$ bei der Rissfeldprobe mit Schubeinfluss 1 keine vollständige Interaktion der Risse statt.
- Diese Versuche zeigen auf, dass unter bestimmten Voraussetzungen (Rissfeldanordnungen) die Interaktion von Rissen von der Temperatur abhängt.
- Stellt man die Rissfeldprobe mit den Mehrfachrissen der Probe mit Einzelriss gegenüber (beide Proben haben einen Neigungswinkel von 10°) so zeigt sich, dass die Probe mit Einzelriss sich bei tiefen Temperaturen etwas spröder als die Mehrfachrissfeldprobe verhält: Sie erreicht bei $T = -180\text{ °C}$ eine höhere Last bei geringerer Verformung als die Mehrfachrissfeldprobe. Bei dieser Temperatur erkennt man bei beiden

Proben deutlich normalspannungsdominierte Brüche, die bei der Probe mit Einzerriss ausgeprägter sind und daher das sehr spröde Verhalten dieser Probe erklären. Insgesamt sind die Unterschiede im Probenverhalten aber eher gering. Bei $T = -20\text{ °C}$ zeigen beide Proben ein vergleichbares Versagensverhalten. Die oberen drei Risse der Mehrfachrissfeldprobe interagieren und bilden einen vergleichbaren Einzerriss, womit sich ein ähnlicher Kraft-Verschiebungsverlauf bei dieser Temperatur ergibt.

- Für alle in diesem Vorhaben geprüften Probenarten gilt, dass die im Vorgängerprojekt (MeKom Phase 1) bei RT und $T = -100\text{ °C}$ geprüften Kurven sich gut in die in diesem Vorhaben ermittelten Kurven einreihen, was wiederum ein Indiz dafür ist, dass es sich beim Werkstoff 22NiMoCr3-7 um einen homogenen Werkstoff handelt.
- Bei der Untersuchung der Interaktionskriterien hat sich gezeigt, dass die 2D-Grenzkurve nach Code Case N848 und den Code Case N848-1 nicht bestätigt wird und daher nicht konservativ ist.
- Mit Ausnahme der CTS-Proben konnte mit dem nicht lokalen Rousselier-Modell sowohl in der Hochlage als auch im jeweiligen Übergangsgebiet das Verformungs- und Schädigungsverhalten in guter Übereinstimmung mit dem Experiment simuliert werden. Auch der Ablauf der Interaktion der Risse konnte bei allen in diesem Vorhaben untersuchten Rissfeldproben mit dem numerischen Modell in guter Übereinstimmung mit dem Experiment abgebildet werden. Die im Vorgängerprojekt MeKom Phase 1 für das nicht lokale Rousselier-Modell angepassten Modellparameter können daher als temperaturunabhängige Werkstoffkennwerte angesehen werden.
- Mit dem nicht lokalen Rousselier-Modell können auch Bauteile mit Rissfeldern unter realen Belastungen numerisch bewertet und die Interaktionskriterien von Rissen wie es das bestehende Regelwerk vorhersagt, tendenziell bestätigt werden. Die in diesem Vorhaben angewendete Störfall (Streifen-Strähnen-Kühlung eines RDBs) ist schädigungsmechanisch unkritisch.
- Sind im Werkstoffgefüge Seigerungen enthalten, so können diese, wenn sie 90° zu Rissausbreitung orientiert sind, den Risswiderstand des Werkstoffs gegenüber den Orientierungen 0° und 20° erhöhen.
- Im Vorhaben sollte die Zuverlässigkeit zerstörungsfreier Prüfungen bewertet werden. Die Zuverlässigkeit eines Prüfverfahrens wird in der Regel über eine POD-Kurve dargestellt, in der die Fehlerauffindwahrscheinlichkeit über der Fehlergröße aufgetragen wird. Für die Ermittlung dieser Kurven benötigt man eine Vielzahl von Fehlstellen oder simulierte Daten. Im vorliegenden Fall sollten POD-Kurven für unterschiedliche Tiefenlagen im Rissfeld ermittelt werden. Es stellte sich jedoch heraus, dass der vorliegende Datensatz wegen der Abhängigkeit der Ergebnisse von den benachbarten Fehlstellen nicht geeignet ist. Was sich aus den Daten aber sehr gut beobachten lässt, ist die Genauigkeit der Anzeigenlängenbestimmung. Insbesondere für dickwandige Bauteile können die Längen kleiner Risse bei der Vermessung mit Ultraschall überschätzt werden. Es wird empfohlen für sicherheitskritische Anwendungen entsprechend fokussierende Techniken zu verwenden. Die Verwendung neuer Prüftechniken, wie z.B. die Total Focussing Method, wurde im Rahmen des Vorhabens nicht untersucht.

- Unter Anwendung des SLM (Selective Laser Melting) in Kombination mit einer optimierten Wärmebehandlung ist es möglich auch komplexe Proben zu fertigen, welche im Vergleich zum Grundwerkstoff ein nahezu identisches Verformungs- und Schädigungsverhalten aufweisen. Im Vergleich zum Grundwerkstoff konnte sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität erhöht werden.
- Die in diesem Vorhaben über einen großen Temperaturbereich durchgeführten Experimente haben aufgezeigt, dass die in der Dissertation von Herrn Gauder modifizierten Verfahren zur Bewertung der Interaktion von Bauteilen mit Mehrfachrissen nicht für das untere sondern unmittelbar für das Übergangsgebiet des hier untersuchten ferritischen Werkstoffs 22NiMoCr3-7 anzuwenden sind. Zur tendenziellen Abschätzung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit in der Tieflage des Werkstoffs kann das in der Dissertation von Herrn Gauder erweiterte und in diesem Vorhaben verwendete Beremin-Modell herangezogen werden.

9.2 Ausblick

Die in diesem Vorhaben erzielten Ergebnisse und gewonnenen Erkenntnisse zeigen auf, dass weitere experimentelle und numerische Untersuchungen durchgeführt werden sollten.

Die Wichtigsten werden im Folgenden vorgestellt:

- Der Einfluss der Scanstrategie (Führung des Laserstrahls) auf die Duktilität konnte im Rahmen dieses Forschungsvorhabens bestätigt werden. Die Auswirkung der unterschiedlichen Prozessparameter in der Additiven Fertigung auf die Bauteileigenschaften ist noch nicht vollständig geklärt und wird im Forschungsvorhaben „Optimierung und Qualitätssicherung SLM-gefertigter Komponenten für kerntechnische Anwendungen - KEK“ (FKZ 1501644) untersucht.
- Das Bewertungsverfahren sollte hinsichtlich weiterer Werkstoffe und Werkstoffzustände überprüft und ggf. erweitert werden. So sollten ferritische Stähle, welche ebenfalls für dickwandige druckführende Komponenten eingesetzt werden (z.B.: 20MnMoNi5-5) bzgl. der Rissinteraktion untersucht werden. Auch spezielle Werkstoffzustände, wie z.B. eine starke Neutronenbestrahlung, sollten hinsichtlich der Rissinteraktion betrachtet werden. Dazu ist bereits das Forschungsprojekt „DueNe“ (Förderkennzeichen 1501675) angelaufen.
- In der Praxis stellen die Risse innerhalb der Komponenten dreidimensionale Fehlstellen dar. Erste 3D-Drucke haben gezeigt, dass zu Herstellung derartiger Fehlstellen das SLM eingesetzt werden kann und damit Rissfeldproben mit innenliegenden Rissfeldern hergestellt werden können. Eine Prüfung dieser Proben über ein weites Temperaturspektrum und der Vergleich mit den durchgängigen Rissfeldproben steht noch aus.
- Die Anwendung des erweiterten Beremin Modells in der Tieflage zur Bestimmung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit hat gezeigt, dass dieses Modell nur tendenziell die Spaltbruchwahrscheinlichkeit ermittelt. Zudem ist zu validieren, ob das Beremin Modell auch in der Lage ist, die Spaltbruchwahrscheinlichkeit innenliegender Rissfelder abzuschätzen.

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrisen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite 69
---	--	---

10 Liste der Veröffentlichungen innerhalb des Forschungsprojektes

- Mally, L., Weber, U., Werz, M., Weihe, S.: Qualifizierung eines ferritischen Werkstoffs für die additive Fertigung mittels SLM-Verfahren zur Anwendung in sicherheitsrelevanten Bereichen, DVS-Congress, Essen, 2021
- Weihe, S., Stumpfrock, L., Weber, U., Gauder, P.: Temperature Dependent Failure Behaviour of Components Containing Crack Fields: An Experimental and Numerical Approach, ASME Pressure Vessels and Piping Conference, PVP2021-61998, PVP2021, virtual, 12.-16.7., 2021
- Jüngert, A., Jacobs, O.: Bewertung der Ungenauigkeiten bei der Fehlergrößenbestimmung mit Ultraschall an Rissfeldern in großen Schmiedeteilen, DGZfP Jahrestagung 2021, Jahrestagung 2021, virtuell, 10.-11.5., 2021
- Jüngert, A., Jacobs, O., Gauder, P., Weihe, S.: Reliability of Ultrasonic Testing at Crack Fields in Large Forgings, ASME Pressure Vessels and Piping Conference, PVP2021-62795, PVP2021, virtual, 12.-16.7., 2021
- Mally, L., Werz, M., Weihe, S.: Feasibility Study on Additive Manufacturing of Ferritic Steels to Meet Mechanical Properties of Safety Relevant Forged Parts, Materials 2022, 15, 383, 2022
- Stumpfrock, L., Weber, U., Weihe, S., Seidenfuß, M., Mally, L.: Investigations on the Failure Behaviour of Specimens containing Crack Fields made by Additive Manufacturing, PVP2022-84666, ASME Pressure Vessel and Piping Conference, Las Vegas, 2022
- Weihe, S., Stumpfrock, L., Weber, U., Schopf, T., Gauder, P., Seidenfuss, S.: An Experimental and Numerical Approach of the Failure Behaviour of Crack Fields under Different Temperatures, SMiRT 26, 26th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Potsdam, Germany, 2022
- Jüngert, A., Jacobs, O., Stumpfrock, L., Weihe, S.: Reliability Considerations for Ultrasonic Testing at Crack Fields in Large Forgings, SMiRT 26, 26th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology. Potsdam, Germany, 2022

11 Literaturverzeichnis

- [1] Gauder, P.; Seidenfuß, M.; Stumpfrock, L.: Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrissen in Komponenten der druckführenden Umschließung (MeKom): Abschlussbericht, Final Report, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2020
- [2] ASME BPVC.CC.NC.S2-2015 Case N-848: Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws, 2015
- [3] Dulieu, P et al.: Structural integrity assessment of Doel 3 and Tihange 2 RPVs affected by hydrogen flakes: Refined XFEM analyses, Proceedings of ASME Pressure Vessels & Piping conference (PVP 2016), PVP2016-63766, Vancouver, Canada
- [4] Lacroix, V., Dulieu, P.: Structural integrity assessment of Doel 3 and Tihange 2 RPVs affected by hydrogen flakes: Methodology and results, Proceedings of ASME Pressure Vessels & Piping conference (PVP 2016), PVP2016-63765, Vancouver, Canada
- [5] American Society of Mechanical Engineers (ASME): Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Rules for In-Service Inspection of Nuclear Power Plant Components; New York, 2015
- [6] American Society of Mechanical Engineers (ASME): Case N-848-1: Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws, Section XI, Division 1, ASME BPVC.CC.NC-2017, 2016
- [7] Blumenauer, H.; Pusch, G.: Technische Bruchmechanik; Dt. Verl. für Grundstoffindustrie; Wiley-VCH, Leipzig, Stuttgart, Weinheim, 2001
- [8] Beremin, F. M.: A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel; Metallurgical Transactions A, 1983; S. 2277 – 2287
- [9] Samal, M. K.: Nonlocal damage models for structural integrity analysis, Dissertation; Stuttgart, 2007
- [10] Bernauer, G.: Einsatz mikromechanischer Schädigungsmodelle im spröduktilen Übergangsbereich, Dissertation; Fakultät Maschinenbau, Karlsruhe, 1997
- [11] Seebich, H.-P. ; Roos, E. ; Eisele, U. ; Lammert, R. ; Restemeyer, D. ; Schuler, X. ; Seidenfuss, M. ; Silcher, H. ; Stumpfrock, L.: Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken: Abschlussbericht, Reaktorsicherheitsforschung, Vorhaben Nr. 1501 240, 2006
- [12] Gehrlicher, S.; Seidenfuß, M.: Weiterentwicklung von Bewertungskonzepten zum Versagensverhalten ferritischer Stähle im Übergangsbereich: Teilprojekt: Weiterentwicklung und Validierung eines nichtlokalen Schädigungsmodells zur Vorhersage der Bruchzähigkeit im oberen Übergangsgebiet, Abschlussbericht; Vorhabens-Nr. 1501 390B; MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2013
- [13] DIN EN ISO 9934-1:2017-03, Zerstörungsfreie Prüfung_- Magnetpulverprüfung_- Teil_1: Allgemeine Grundlagen (ISO_9934-1:2016); Deutsche Fassung EN_ISO_9934-1:2016.
- [14] Richard, H. A.; Schirmeisen, N.-H.; Eberlein, A.: Experimental investigations on mixed-mode-loaded cracks; Proceedings of the 4th International Conference on crack paths, pp. 219-233, 2013

	BMUV Forschungsvorhaben 1501596A Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Mehrfachrisen in Komponenten der druckführenden Umschließung, Phase 2 (MeKom II)	Abschlussbericht Seite 71
---	--	---

- [15] American Society of Mechanical Engineers (ASME): Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Rules for In-Service Inspection of Nuclear Power Plant Components; New York, 2015
- [16] American Society of Mechanical Engineers (ASME): Case N-848-1: Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws, Section XI, Division 1, ASME BPVC.CC.NC-2017, 2016
- [17] FKM: Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile: FKM-Richtlinie; VDMA Verlag GmbH, Frankfurt am Main, 2009
- [18] American Society of Mechanical Engineers (ASME): Case N-848: Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws, Section XI, Division 1, ASME BPVC.CC.NC.S2-2015, 2015
- [19] Hasegawa, K.; Saito, K.; Miyazaki, K.: Alignment Rule for Non-Aligned Flaws for Fitness-for-Service Evaluations Based on LEFM; Journal of Pressure Vessel Technology, 2009; 041403-1 - 041403-6
- [20] Lacroix, V.; Dulieu, P.; Couplet, D.: Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws, PVP2014-28200; Proceedings of the ASME 2014 Pressure Vessels & Piping Conference. Anaheim, California, USA, 2014
- [21] Lacroix, V.; Dulieu, P.; Bogaert, A.-S.: Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws Based on 3D X-FEM Calculations, PVP2015-45792; Proceedings of the ASME 2015 Pressure Vessels and Piping Conference. Boston, Massachusetts, USA, 2015
- [22] Gauder, P.: Entwicklung einer Methodik zur sicherheitstechnischen Bewertung ferritischer Bauteile mit Mehrfachrisen, Dissertation, Stuttgart, 2022
- [23] Samal, M. K.: Nonlocal damage models for structural integrity analysis, Dissertation; Stuttgart, 2007
- [24] Gehrlicher, S.; Seidenfuß, M.: Weiterentwicklung von Bewertungskonzepten zum Versagensverhalten ferritischer Stähle im Übergangsbereich: Teilprojekt: Weiterentwicklung und Validierung eines nichtlokalen Schädigungsmodells zur Vorhersage der Bruchzähigkeit im oberen Übergangsgebiet, Abschlussbericht; Vorhabens-Nr. 1501 390B; MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2013
- [25] ANSYS Inc.: ANSYS Mechanical APDL Release 18.2, 2018.
- [26] Müller, C., Bertovic, M., Gaal, M., Heidt, H., Pavlovic, M., Rosenthal, M., Takahashi, K., Pitkänen, J. and Ronneteg, U., "Progress in Evaluating the Reliability of NDE. Systems – Paradigm Shift". Proceedings of the 4th European-American Workshop on Reliability of NDE, Berlin, June 24-26, 2009. DGZfP Proceedings BB 116-CD
- [27] Charles Annis, P. E.: Department of Defense Handbook. Nondestructive Evaluation System Reliability Assessment. 2009
- [28] DIN EN ISO 16827:2014-06, Zerstörungsfreie Prüfung_ - Ultraschallprüfung_ - Beschreibung und Größenbestimmung von Inhomogenitäten (ISO_16827:2012); Deutsche Fassung EN_ISO_16827:2014
- [29] Bezensek, B.: Flaw Alignment Criteria Based on Limit Load Solutions for Non-Aligned Through-Wall Flaws; Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, 2007; S. 347 – 353

- [30] Miyazaki, K.; Hasegawa, K.; Saito, K.; Bezensek, B.: Experimental study of ductile fracture for non-aligned multiple flaws in a plate, PVP2009-77103; Proceedings of the ASME 2009 Pressure Vessels and Piping Conference, 2009
- [31] American Society of Mechanical Engineers (ASME): Case N-848: Alternative Characterization Rules for Quasi-Laminar Flaws, Section XI, Divisio 1, ASME BPVC.CC.NC.S2-2015, 2015
- [32] Stumpfrock, L., Weber, U., Weihe, S., Seidenfuß, M., Mally, L.: Investigations on the Failure Behaviour of Specimens containing Crack Fields made by Additive Manufacturing, PVP2022-84666, ASME Pressure Vessel and Piping Conference, Las Vegas, 2022

12 Anhang

12.1 Anhang zu Kapitel 1

In Kapitel 1 wird kein Anhang benötigt.

12.2 Anhang zu Kapitel 2

In Kapitel 2 wird kein Anhang benötigt.

12.3 Anhang zu Kapitel 3

Entnahmeplan 22NiMoCr3-7: T = Umfangsrichtung, L = Axialrichtung, S = Radialrichtung

Beispielhaft für Segment T11 dargestellt. T12 und T13 sind identisch zu T11.

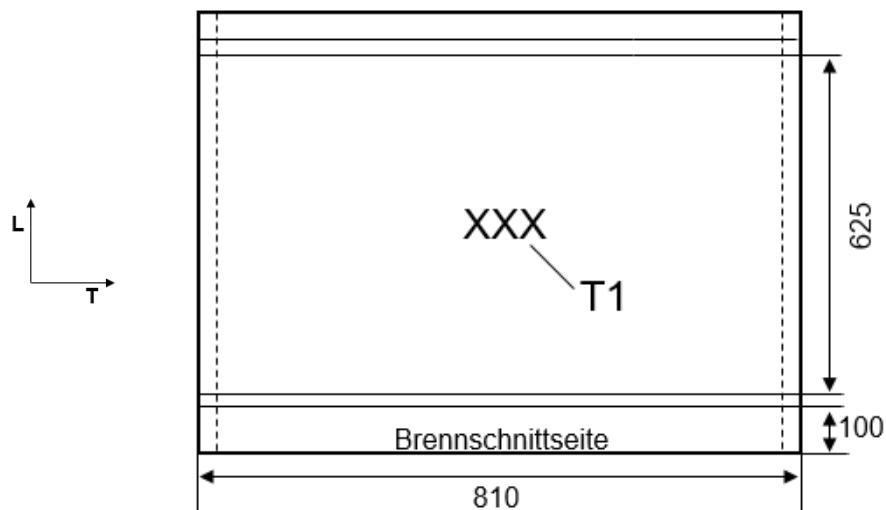


Bild AK3.1: Block T1: Abtrennung von Material zu Brennschnittseite hin

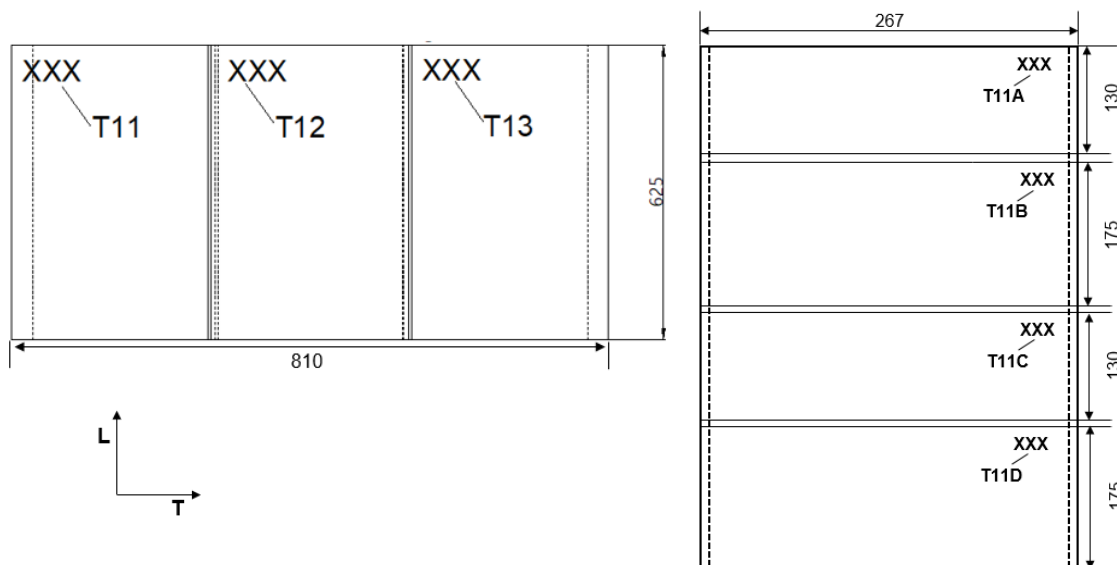


Bild AK3.2: Links: Aufteilung von Block T1 in 3 gleiche Segmente T11, T12 und T13. Rechts: Zerlegung des Segments T11 in die Untersegmente T11A-T11D

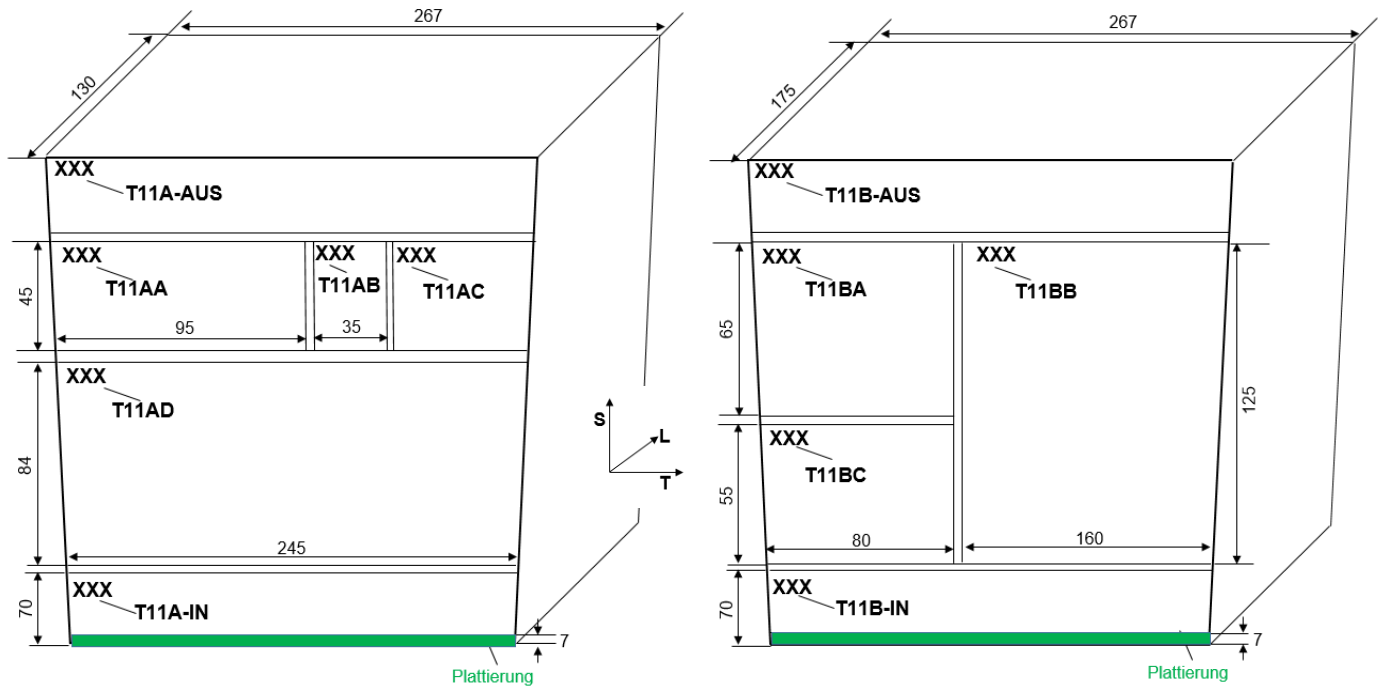


Bild AK3.3: Links: Zerlegung des Untersegments T11A aus . Rechts: Zerlegung des Untersegmentes T11B

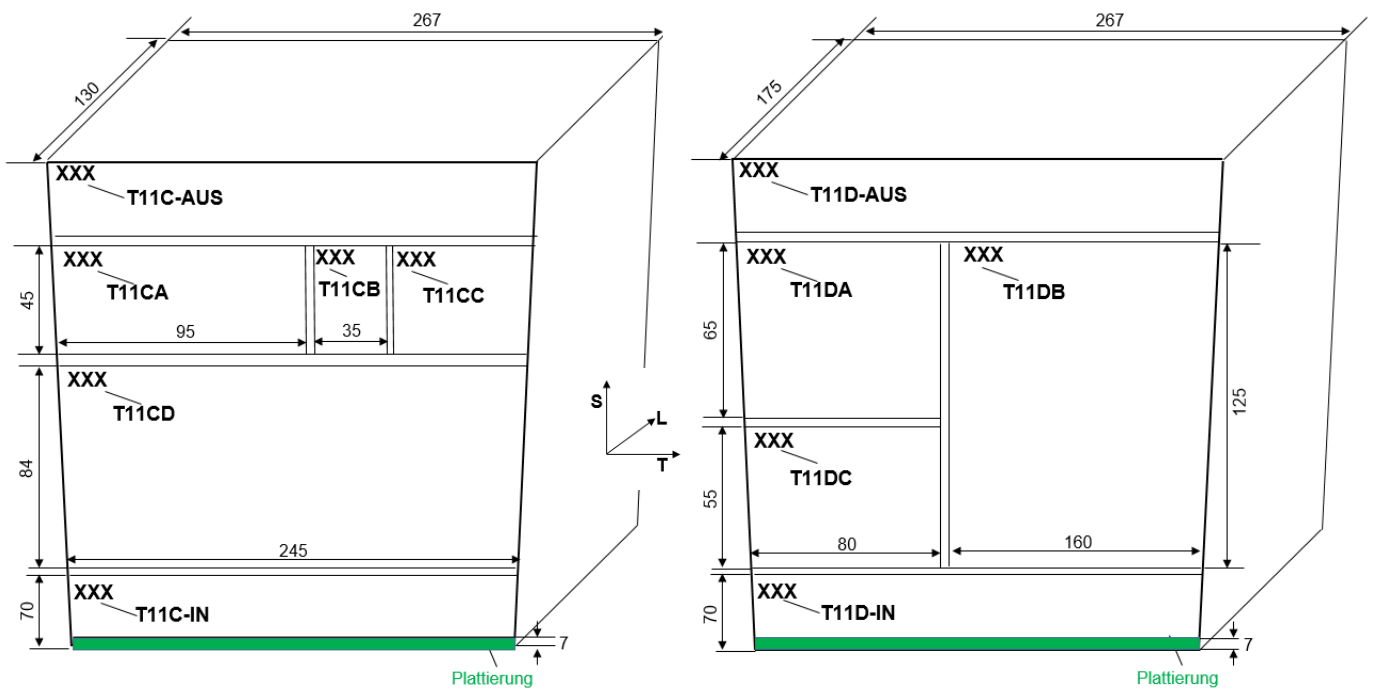


Bild AK3.4: Links: Zerlegung des Untersegmentes T11C. Rechts: Zerlegung des Untersegmentes T11D

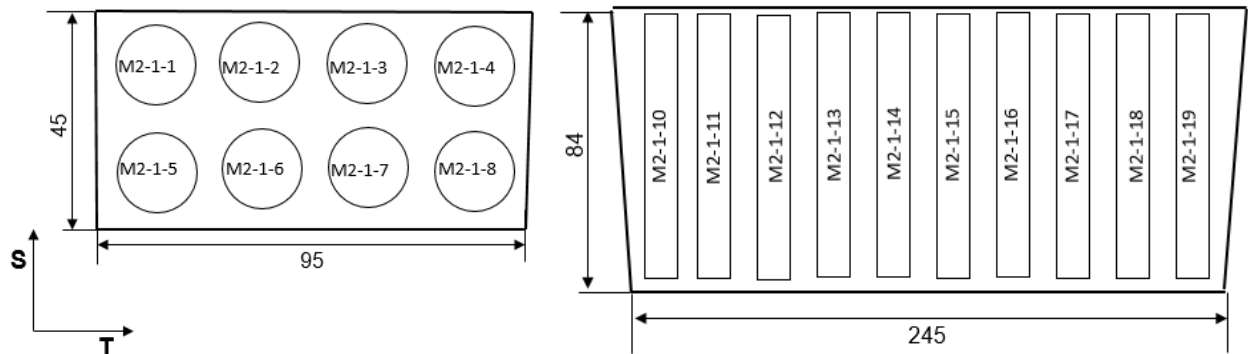


Bild AK3.5: Links: Entnahme von 8 Zugproben B10x50x97 aus Block T11AA. Rechts: Entnahme von 10 CTS-Proben 15x80x124 aus Block T11AD (Block T11AA und Block T11AD aus [Bild AK3.3](#) links)

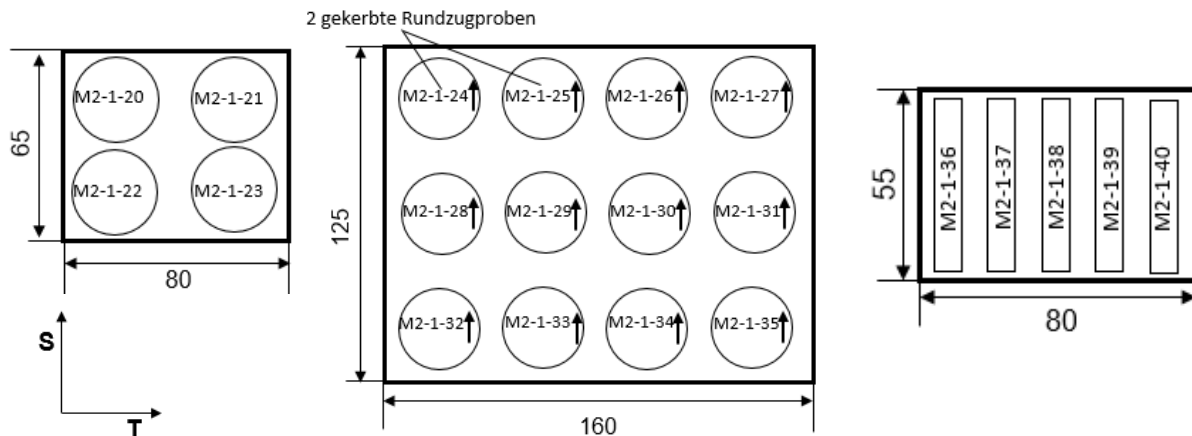


Bild AK3.6: Links: Entnahme von 4 gekerbten Zugproben M27x160 aus Block T11BA. Mitte: Entnahme von 2 gekerbten Rundzugproben M27x160 und 10 Flachzugproben M30x170 aus Block T11BB. Rechts: Entnahme von 5 Scherzugproben 8x50x170 aus Block T11BC (Block T11BA, Block T11BB und Block T11BC aus [Bild AK3.3](#) rechts)

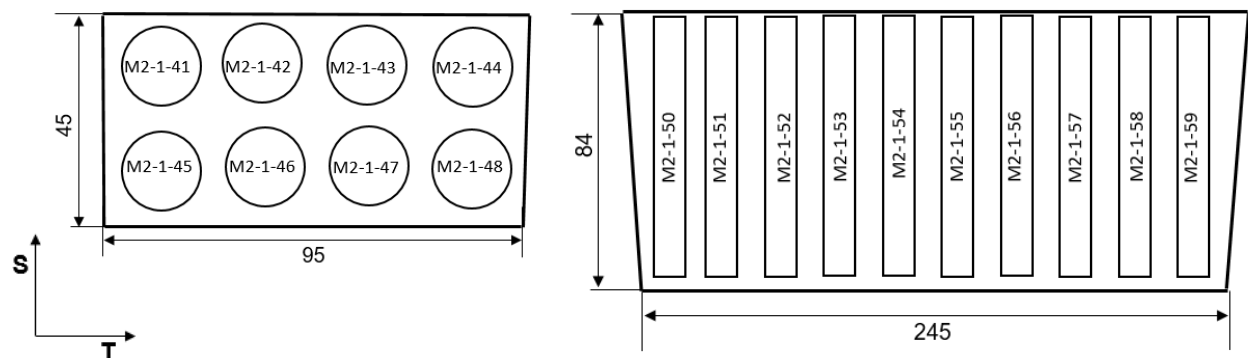


Bild AK3.7: Links: Entnahme von 8 Zugproben B10x50x97 aus Block T11CA. Rechts: Entnahme von 10 CTS-Proben 15x80x124 aus Block T11CD (Block T11CA und Block T11CD aus [Bild AK3.4](#) links)

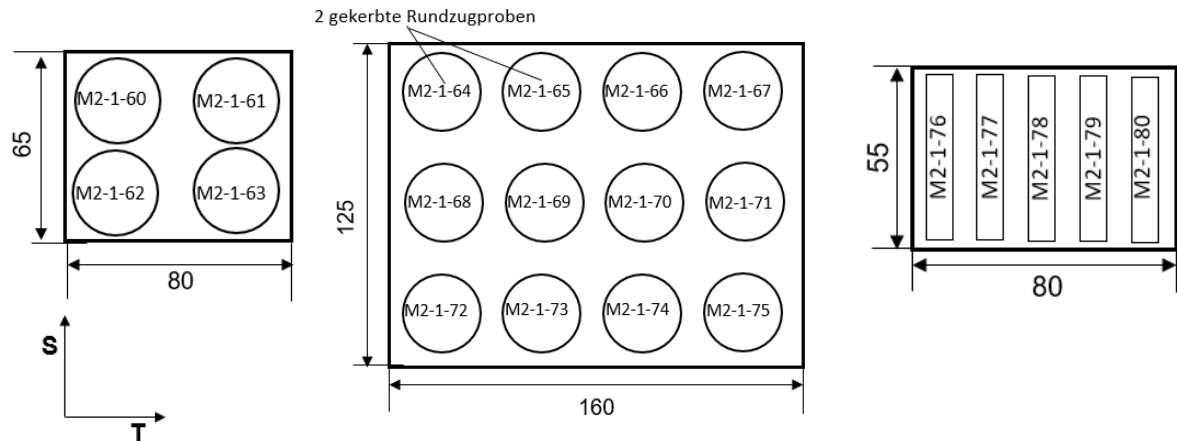


Bild AK3.8: Links: Entnahme von 4 gekerbten Zugproben M27x160 aus Block T11DA
 Mitte: Entnahme von 2 gekerbten Rundzugproben M27x160 und 10
 Flachzugproben M30x170 aus Block T11DB. Rechts: Entnahme von 5
 Scherzugproben 8x50x170 aus Block T11DC (Block T11DA, Block T11DB
 und Block T11DC aus Bild AK3.4 rechts)

Die Segmente T12 und T13 sind entsprechend dem Segment T11 zerlegt und die Proben sind entsprechend den T11-Teilsegmenten entnommen. In Bild AK3.9 bis Bild AK3.11 sind die Probenbezeichnungen der aus den jeweiligen Untersegmenten entnommenen Proben zusammengestellt.

U-Segment	Bezeichnung	Probenart
T11AA	M2-1-1	Zugprobe
	M2-1-2	Zugprobe
	M2-1-3	Zugprobe
	M2-1-4	Zugprobe
	M2-1-5	Zugprobe
	M2-1-6	Zugprobe
	M2-1-7	Zugprobe
	M2-1-8	Zugprobe
T11AB	M2-1-9	Torsionsprobe
T11AD	M2-1-10	CTS-Probe
	M2-1-11	CTS-Probe
	M2-1-12	CTS-Probe
	M2-1-13	CTS-Probe
	M2-1-14	CTS-Probe
	M2-1-15	CTS-Probe
	M2-1-16	CTS-Probe
	M2-1-17	CTS-Probe
T11BA	M2-1-18	CTS-Probe
	M2-1-19	CTS-Probe
	M2-1-20	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-21	Gekerbte Rundzugprobe
T11BB	M2-1-22	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-23	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-24	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-25	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-26	Flachzugprobe
	M2-1-27	Flachzugprobe
	M2-1-28	Flachzugprobe
	M2-1-29	Flachzugprobe
	M2-1-30	Flachzugprobe
	M2-1-31	Flachzugprobe
	M2-1-32	Flachzugprobe
	M2-1-33	Flachzugprobe
	M2-1-34	Flachzugprobe
	M2-1-35	Flachzugprobe
T11BC	M2-1-36	Schubprobe
	M2-1-37	Schubprobe
	M2-1-38	Schubprobe
	M2-1-39	Schubprobe
	M2-1-40	Schubprobe
T11CA	M2-1-41	Zugprobe
	M2-1-42	Zugprobe
	M2-1-43	Zugprobe
	M2-1-44	Zugprobe
	M2-1-45	Zugprobe
	M2-1-46	Zugprobe
	M2-1-47	Zugprobe
	M2-1-48	Zugprobe
T11CB	M2-1-49	Torsionsprobe
T11CD	M2-1-50	CTS-Probe
	M2-1-51	CTS-Probe
	M2-1-52	CTS-Probe
	M2-1-53	CTS-Probe
	M2-1-54	CTS-Probe
	M2-1-55	CTS-Probe
	M2-1-56	CTS-Probe
	M2-1-57	CTS-Probe
	M2-1-58	CTS-Probe
	M2-1-59	CTS-Probe
T11DA	M2-1-60	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-61	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-62	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-63	Gekerbte Rundzugprobe
T11DB	M2-1-64	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-65	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-1-66	Flachzugprobe
	M2-1-67	Flachzugprobe
	M2-1-68	Flachzugprobe
	M2-1-69	Flachzugprobe
	M2-1-70	Flachzugprobe
	M2-1-71	Flachzugprobe
	M2-1-72	Flachzugprobe
	M2-1-73	Flachzugprobe
	M2-1-74	Flachzugprobe
	M2-1-75	Flachzugprobe
T11DC	M2-1-76	Schubprobe
	M2-1-77	Schubprobe
	M2-1-78	Schubprobe
	M2-1-79	Schubprobe
	M2-1-80	Schubprobe

Bild AK3.9: Übersicht Probenentnahme aus Segment T11

U-Segment	Bezeichnung	Probenart
T12AA	M2-2-1	Zugprobe
	M2-2-2	Zugprobe
	M2-2-3	Zugprobe
	M2-2-4	Zugprobe
	M2-2-5	Zugprobe
	M2-2-6	Zugprobe
	M2-2-7	Zugprobe
	M2-2-8	Zugprobe
T12AB	M2-2-9	Torsionsprobe
T12AD	M2-2-10	CTS-Probe
	M2-2-11	CTS-Probe
	M2-2-12	CTS-Probe
	M2-2-13	CTS-Probe
	M2-2-14	CTS-Probe
	M2-2-15	CTS-Probe
	M2-2-16	CTS-Probe
	M2-2-17	CTS-Probe
	M2-2-18	CTS-Probe
	M2-2-19	CTS-Probe
T12BA	M2-2-20	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-21	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-22	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-23	Gekerbte Rundzugprobe
T12BB	M2-2-24	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-25	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-26	Flachzugprobe
	M2-2-27	Flachzugprobe
	M2-2-28	Flachzugprobe
	M2-2-29	Flachzugprobe
	M2-2-30	Flachzugprobe
	M2-2-31	Flachzugprobe
	M2-2-32	Flachzugprobe
	M2-2-33	Flachzugprobe
	M2-2-34	Flachzugprobe
	M2-2-35	Flachzugprobe
T12BC	M2-2-36	Schubprobe
	M2-2-37	Schubprobe
	M2-2-38	Schubprobe
	M2-2-39	Schubprobe
T12CA	M2-2-40	Schubprobe
	M2-2-41	Zugprobe
	M2-2-42	Zugprobe
	M2-2-43	Zugprobe
	M2-2-44	Zugprobe
	M2-2-45	Zugprobe
	M2-2-46	Zugprobe
	M2-2-47	Zugprobe
T12CB	M2-2-48	Zugprobe
T12CB	M2-2-49	Torsionsprobe
T12CD	M2-2-50	CTS-Probe
	M2-2-51	CTS-Probe
	M2-2-52	CTS-Probe
	M2-2-53	CTS-Probe
	M2-2-54	CTS-Probe
	M2-2-55	CTS-Probe
	M2-2-56	CTS-Probe
	M2-2-57	CTS-Probe
	M2-2-58	CTS-Probe
	M2-2-59	CTS-Probe
T12DA	M2-2-60	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-61	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-62	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-63	Gekerbte Rundzugprobe
T12DB	M2-2-64	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-65	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-2-66	Flachzugprobe
	M2-2-67	Flachzugprobe
	M2-2-68	Flachzugprobe
	M2-2-69	Flachzugprobe
	M2-2-70	Flachzugprobe
	M2-2-71	Flachzugprobe
	M2-2-72	Flachzugprobe
	M2-2-73	Flachzugprobe
	M2-2-74	Flachzugprobe
	M2-2-75	Flachzugprobe
T12DC	M2-2-76	Schubprobe
	M2-2-77	Schubprobe
	M2-2-78	Schubprobe
	M2-2-79	Schubprobe
	M2-2-80	Schubprobe

Bild AK3.10: Übersicht Probenentnahme aus Segment T12

U-Segment	Bezeichnung	Probenart
T13AA	M2-3-1	Zugprobe
	M2-3-2	Zugprobe
	M2-3-3	Zugprobe
	M2-3-4	Zugprobe
	M2-3-5	Zugprobe
	M2-3-6	Zugprobe
	M2-3-7	Zugprobe
	M2-3-8	Zugprobe
T13AB	M2-3-9	Torsionsprobe
T13AD	M2-3-10	CTS-Probe
	M2-3-11	CTS-Probe
	M2-3-12	CTS-Probe
	M2-3-13	CTS-Probe
	M2-3-14	CTS-Probe
	M2-3-15	CTS-Probe
	M2-3-16	CTS-Probe
	M2-3-17	CTS-Probe
T13BA	M2-3-18	CTS-Probe
	M2-3-19	CTS-Probe
	M2-3-20	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-21	Gekerbte Rundzugprobe
T13BB	M2-3-22	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-23	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-24	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-25	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-26	Flachzugprobe
	M2-3-27	Flachzugprobe
	M2-3-28	Flachzugprobe
	M2-3-29	Flachzugprobe
	M2-3-30	Flachzugprobe
	M2-3-31	Flachzugprobe
	M2-3-32	Flachzugprobe
	M2-3-33	Flachzugprobe
	M2-3-34	Flachzugprobe
	M2-3-35	Flachzugprobe
	M2-3-36	Schubprobe
	M2-3-37	Schubprobe
T13BC	M2-3-38	Schubprobe
	M2-3-39	Schubprobe
	M2-3-40	Schubprobe
T13CA	M2-3-41	Zugprobe
	M2-3-42	Zugprobe
	M2-3-43	Zugprobe
	M2-3-44	Zugprobe
	M2-3-45	Zugprobe
	M2-3-46	Zugprobe
	M2-3-47	Zugprobe
	M2-3-48	Zugprobe
T13CB	M2-3-49	Torsionsprobe
T13CD	M2-3-50	CTS-Probe
	M2-3-51	CTS-Probe
	M2-3-52	CTS-Probe
	M2-3-53	CTS-Probe
	M2-3-54	CTS-Probe
	M2-3-55	CTS-Probe
	M2-3-56	CTS-Probe
	M2-3-57	CTS-Probe
T13DA	M2-3-58	CTS-Probe
	M2-3-59	CTS-Probe
	M2-3-60	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-61	Gekerbte Rundzugprobe
T13DB	M2-3-62	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-63	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-64	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-65	Gekerbte Rundzugprobe
	M2-3-66	Flachzugprobe
	M2-3-67	Flachzugprobe
	M2-3-68	Flachzugprobe
	M2-3-69	Flachzugprobe
	M2-3-70	Flachzugprobe
	M2-3-71	Flachzugprobe
	M2-3-72	Flachzugprobe
	M2-3-73	Flachzugprobe
	M2-3-74	Flachzugprobe
	M2-3-75	Flachzugprobe
T13DC	M2-3-76	Schubprobe
	M2-3-77	Schubprobe
	M2-3-78	Schubprobe
	M2-3-79	Schubprobe
	M2-3-80	Schubprobe

Bild AK3.11: Übersicht Probenentnahme aus Segment T13

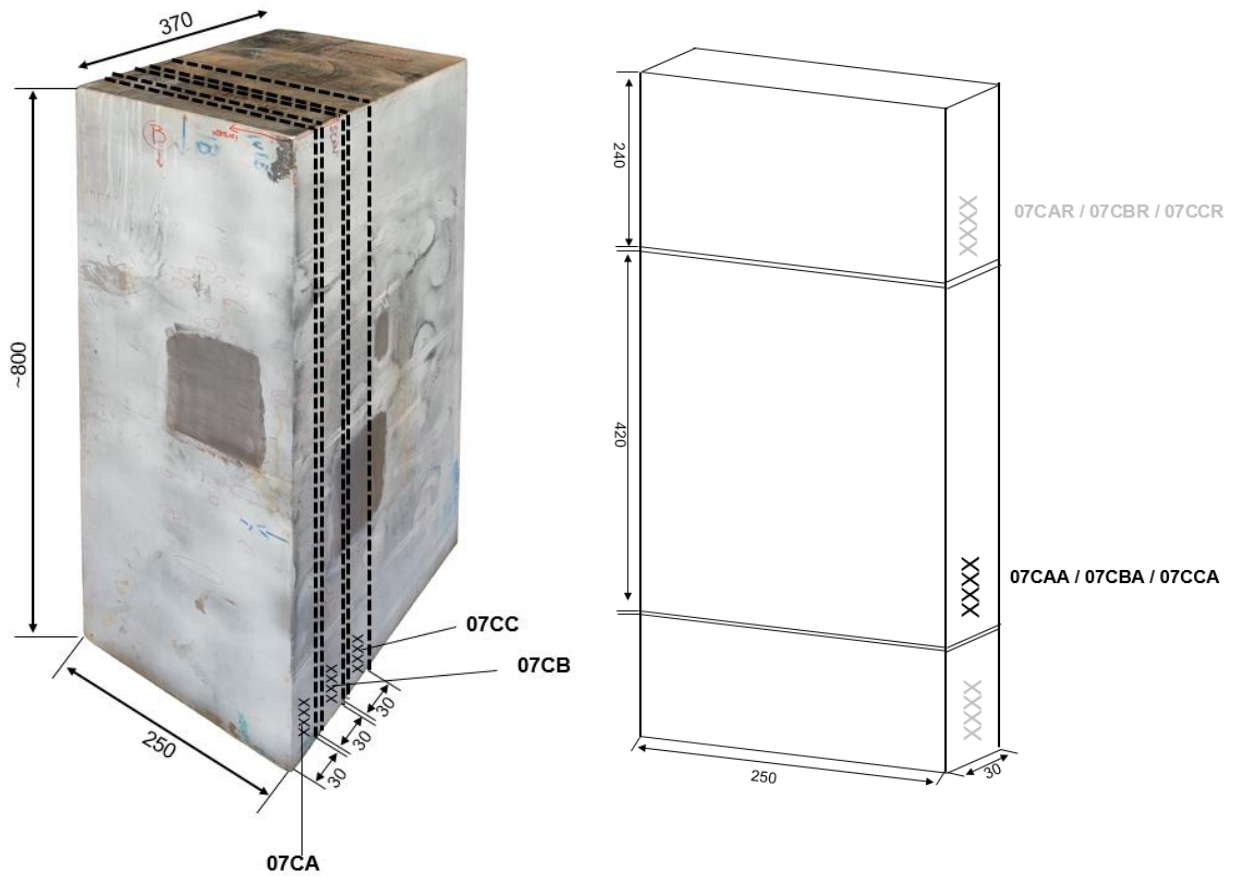


Bild AK3.12: Links: Zerlegung des KS07 Blocks KS 07 CAAC; Rechts: Aufteilung der Blöcke 07CA/07CB/07CC in die jeweiligen Segmente 07CAR/07CBR/07CCR sowie 07CAA/07CBA/07CCA

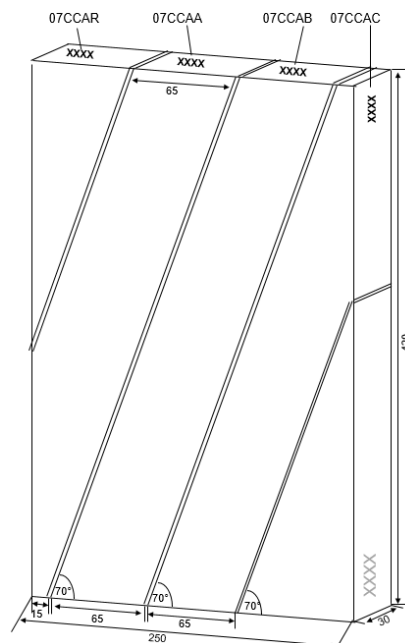


Bild AK3.13: Zerlegung des Segments 07CCA in die Untersegmente 07CCAR, 07CCAA, 07CCAB und 07CCAC (07CCA aus Bild AK3.12 rechts)

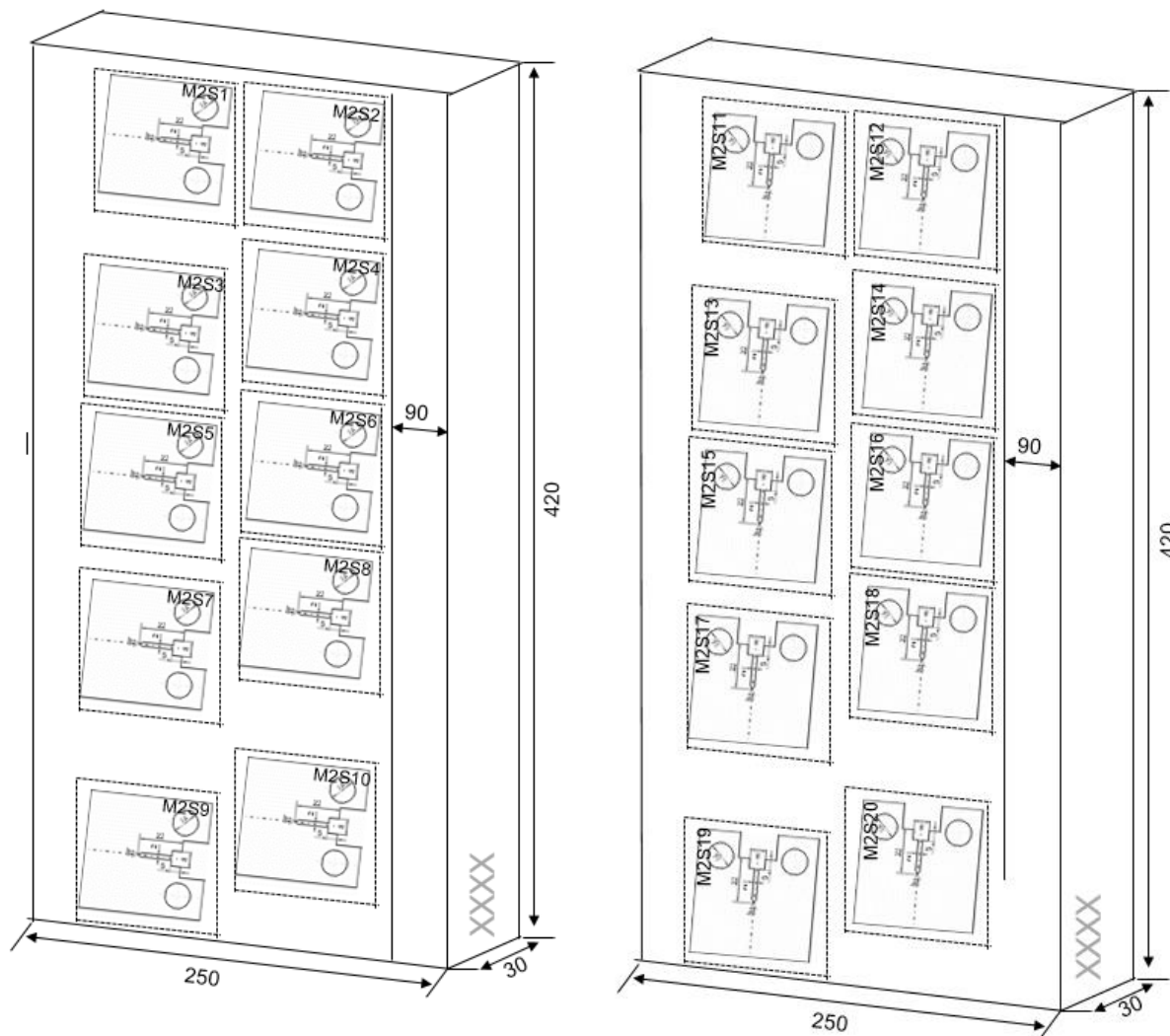


Bild AK3.14: Links: Entnahme von 10 C(T)-Proben (M2S1 bis M2S10, Orientierung 0° zur Seigerungsline) aus Segment 07CAA; Rechts: Entnahme von 10 C(T)-Proben (M2S11 bis M2S20, Orientierung 90° zur Seigerungsline) aus Segment 07CBA (Segmente 07CAA und 07CBA aus [Bild AK3.12](#) rechts)

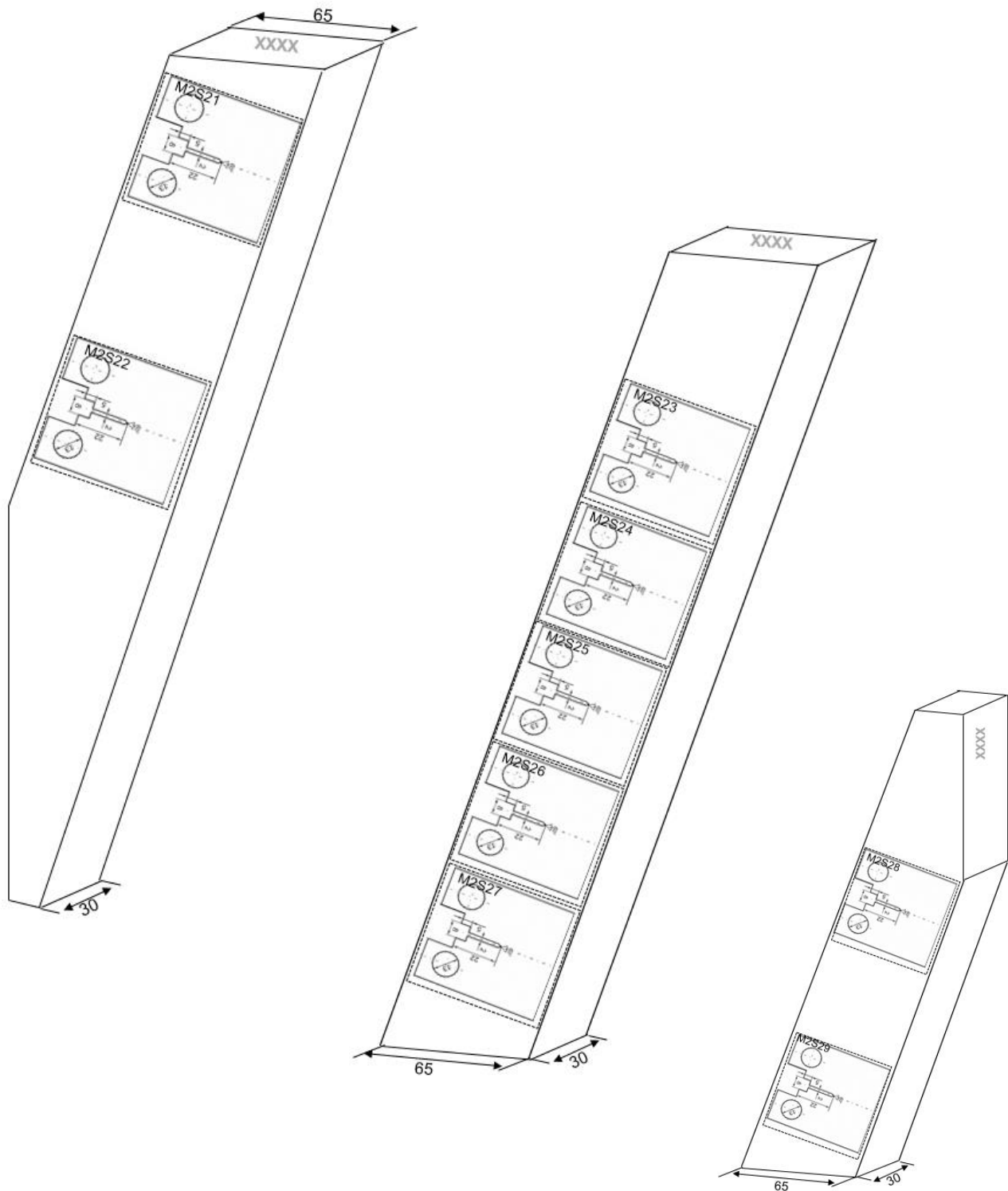
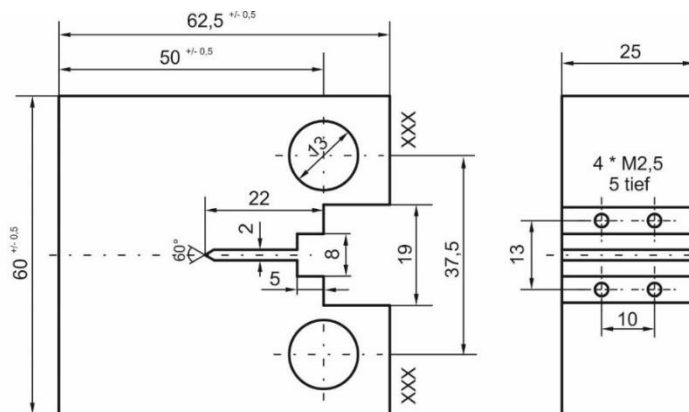


Bild AK3.15: Links: Entnahme von 2 C(T)-Proben (M2S21 und M2S22, Orientierung 20° zur Seigerungsline) aus Segment 07CCAA; Mitte: Entnahme von 5 C(T)-Proben (M2S23 bis M2S27, Orientierung 20° zur Seigerungsline) aus Segment 07CCAB; Rechts: Entnahme von 2 C(T)-Proben (M2S28 und M2S29, Orientierung 20° zur Seigerungsline) aus Segment 07CCAC (Segmente 07CCAA, 07CCAB und 07CCAC aus Bild AK3.13)



Anschwinggriff: 3,0 mm; Gesamtrißlänge: 25,0 mm ($a/W = 0,5$); keine Seitenkerbe

Bild AK3.16: Technische Zeichnung der C(T)25-Probe

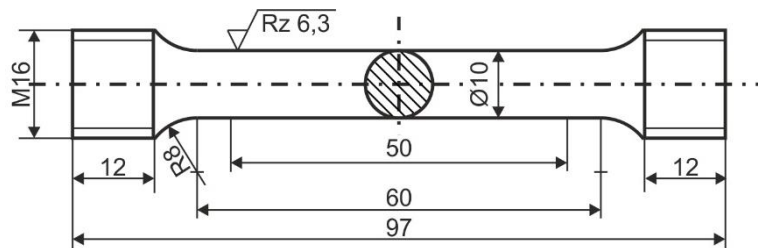


Bild AK3.17: Technische Zeichnung der Normzugprobe B10x50 (DIN 50125)

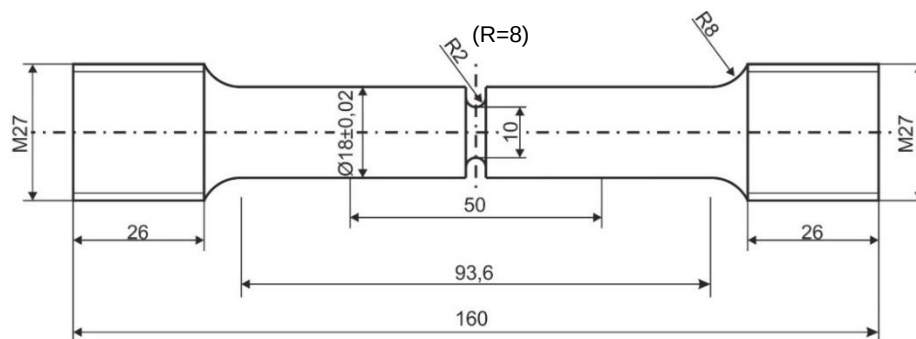


Bild AK3.18: Technische Zeichnung der einfach gekerbten Rundzugproben mit Kerbradius $R = 2 \text{ mm}$ ($R = 8 \text{ mm}$ entsprechend)

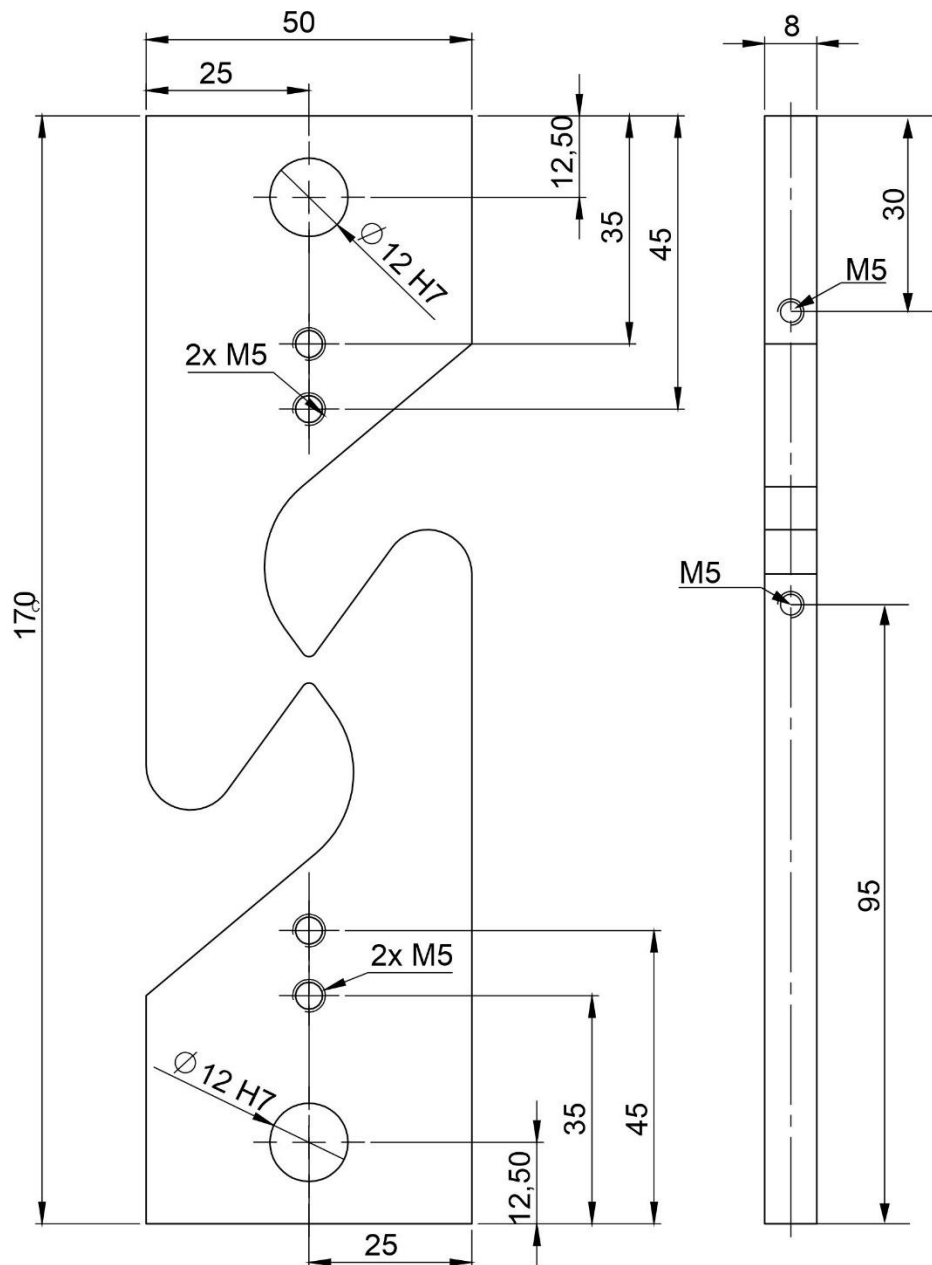


Bild AK3.19: Technische Zeichnung der Scherzugprobe



Bild AK3.20: Technische Zeichnungen der CTS-Probe

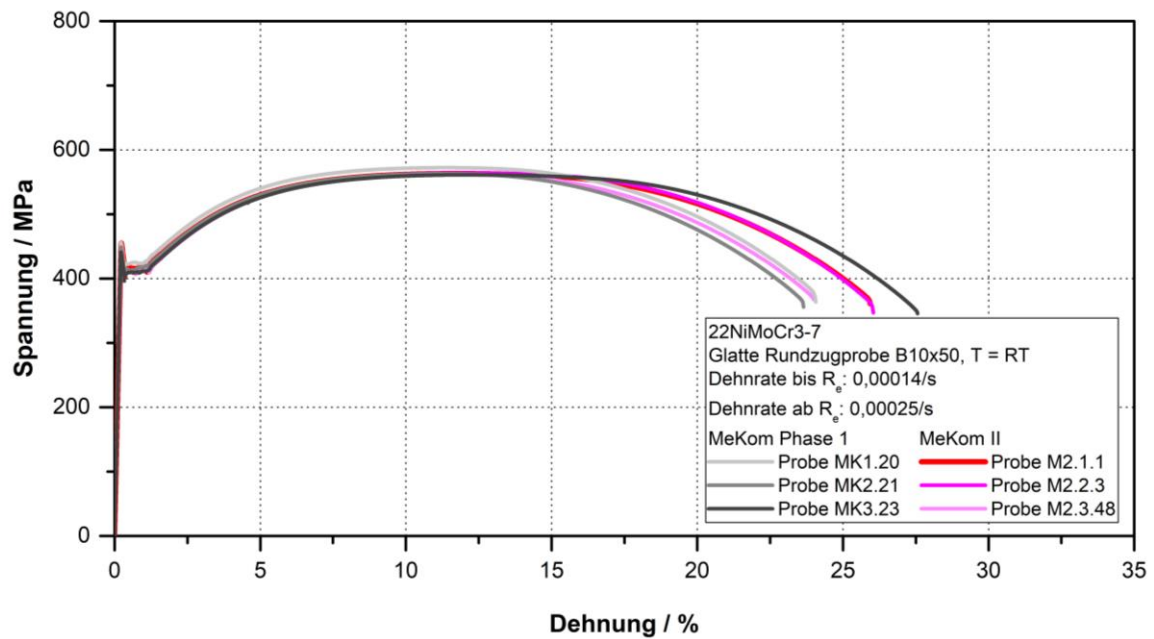


Bild AK3.21: Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Vergleich MeKom Phase 1 mit MeKom II, T = RT (Werkstoff 22NiMoCr3-7)

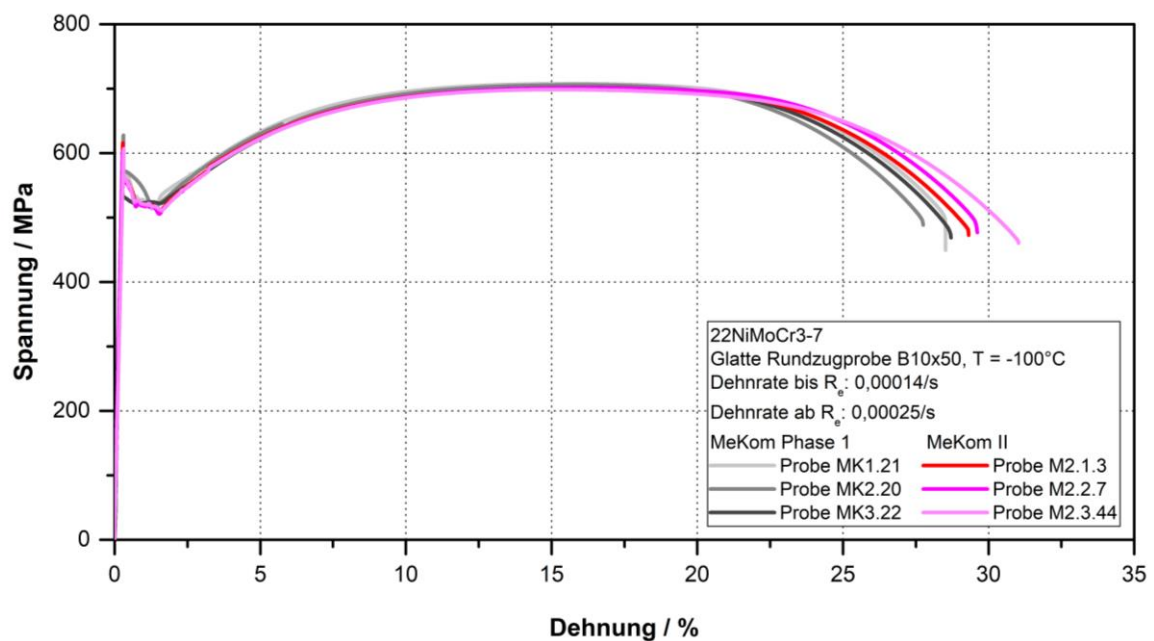
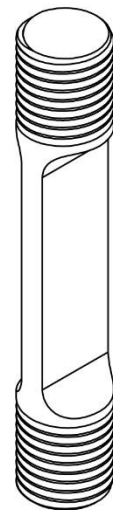
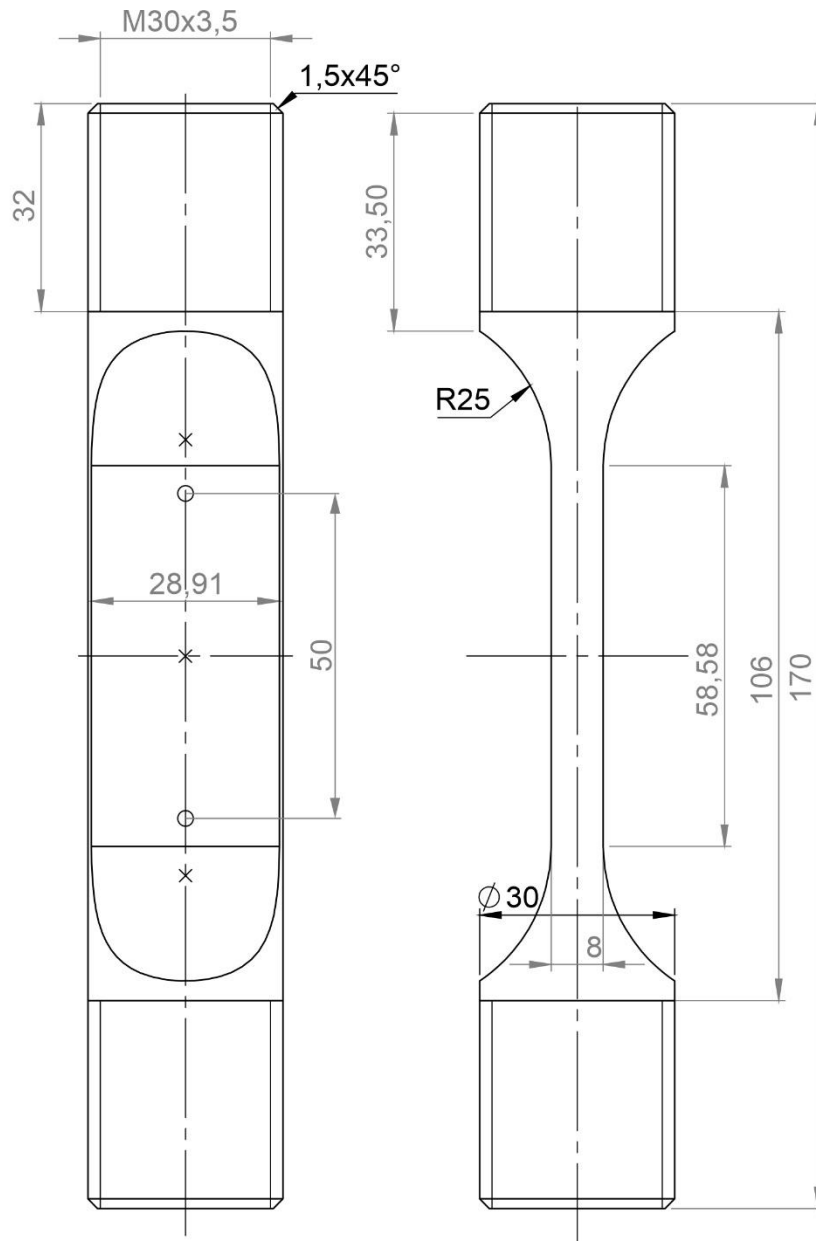
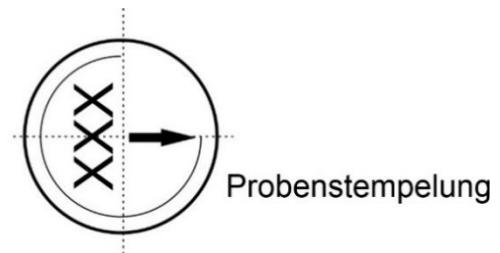


Bild AK3.22: Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Vergleich MeKom Phase 1 mit MeKom II, T = -100 °C (Werkstoff 22NiMoCr3-7)



Maßstab 1:2

Bild AK3.23: Technische Zeichnung der Mehrfachrissfeldprobe



Nummer	x-Koordinate	y-Koordinate
1	-2,605	14,772
2	-4,995	6,735
3	2,390	8,037
4	-7,386	-1,302
5	0	0
6	7,386	1,302
7	-2,716	-6,191
8	4,670	-4,889
9	1,954	-11,080

Alle Erodierschnitte sind $7,50 \pm 0,05$ mm lang und symmetrisch vom Erodierloch
 Startlochposition in x- und y-Richtung $\pm 0,05$ mm Toleranz

Erodierdrahtdicke: 0,25 mm
 Startlochbreite: $\sim 0,8$ mm

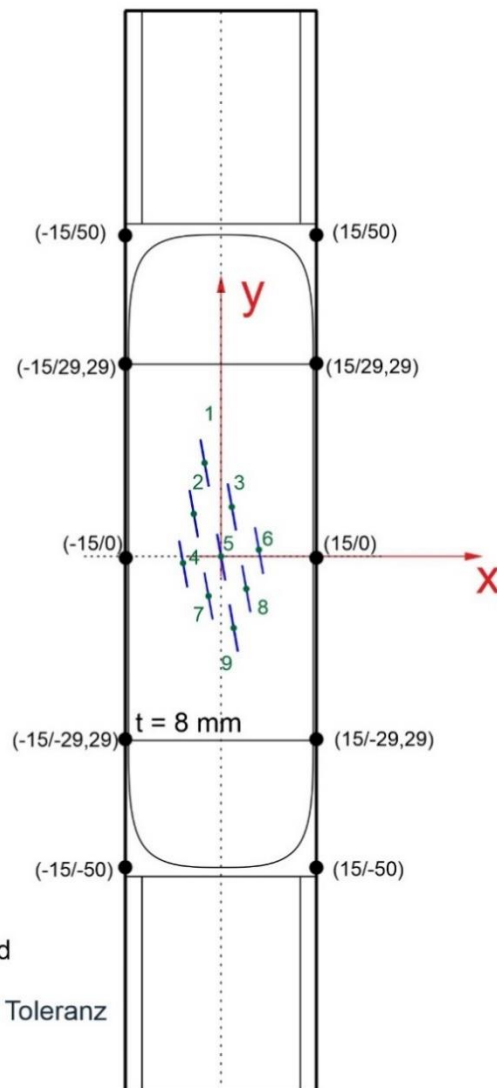
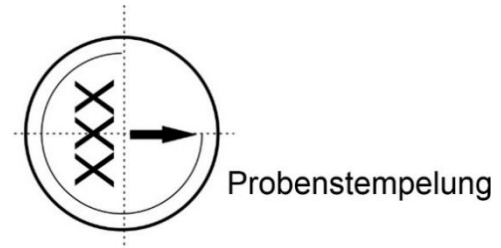


Bild AK3.24: Erodierplan der Mehrfachrissfeldprobe mit Neigungswinkel 10°



Nummer	x-Koordinate	y-Koordinate
1	-5,130	14,096
2	-6,089	5,765
3	0,959	8,330
4	-7,048	-2,565
5	0	0
6	7,048	2,565
7	-1,600	-6,569
8	5,448	-4,003
9	3,858	-10,571

Alle Erodierschnitte sind $7,50 \pm 0,05$ mm lang und
symmetrisch vom Erodierloch
Startlochposition in x- und y-Richtung $\pm 0,05$ mm Toleranz

Erodierdrahtdicke: 0,25 mm
Starlochbreite: $\sim 0,8$ mm

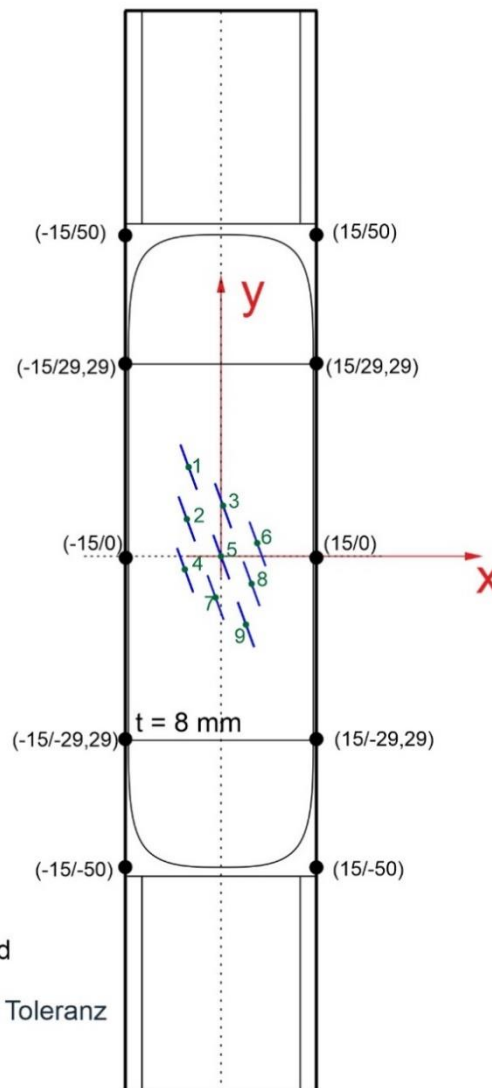
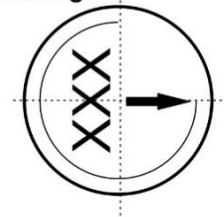


Bild AK3.25: Erodierplan der Mehrfachrissfeldprobe mit Neigungswinkel 20°

Probenstempelung



Nummer	x-Koordinate	y-Koordinate	Winkel zur Senkrechten
1	-5,57	7,05	-20°
2	0	0	-20°
3	4,69	-9,17	-20°

Alle Erodierschnitte sind $7,50 \pm 0,05$ mm lang und symmetrisch vom Erodierloch
 Startlochposition in x- und y-Richtung $\pm 0,05$ mm Toleranz

Erodierdrahtdicke: 0,25 mm
 Startlochbreite: $\sim 0,8$ mm

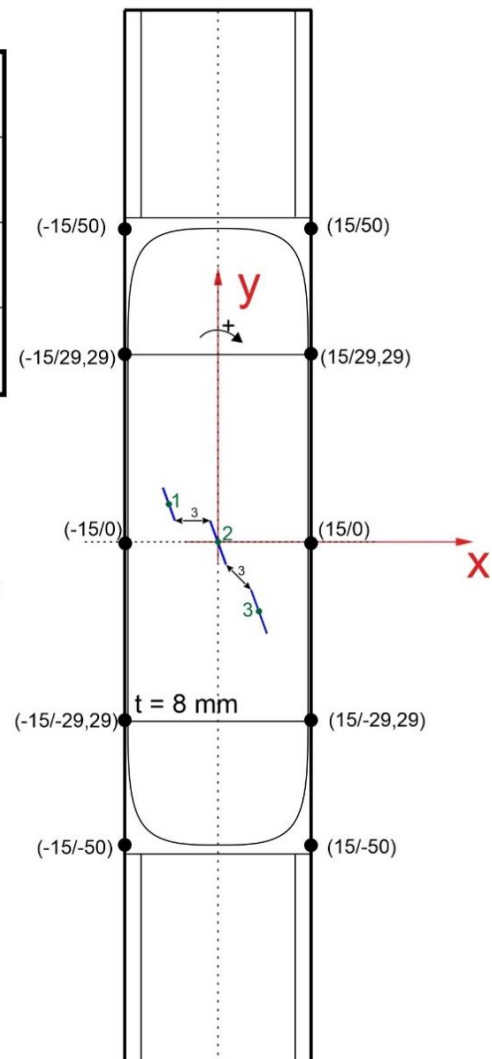
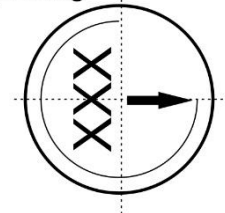


Bild AK3.26: Erodierplan der Mehrfachrissfeldprobe: Schubeinfluss 1, Neigungswinkel 20°

Probenstempelung



Nummer	x-Koordinate	y-Koordinate	Winkel zur Senkrechten
1	-3,5	8,74	-20°
2	0	0	-20°
3	5,38	-7,05	-20°

Alle Erodierschnitte sind $7,50 \pm 0,05$ mm lang und
symmetrisch vom Erodierloch
Startlochposition in x- und y-Richtung $\pm 0,05$ mm Toleranz

Erodierdrahtdicke: 0,25 mm
Startlochbreite: $\sim 0,8$ mm

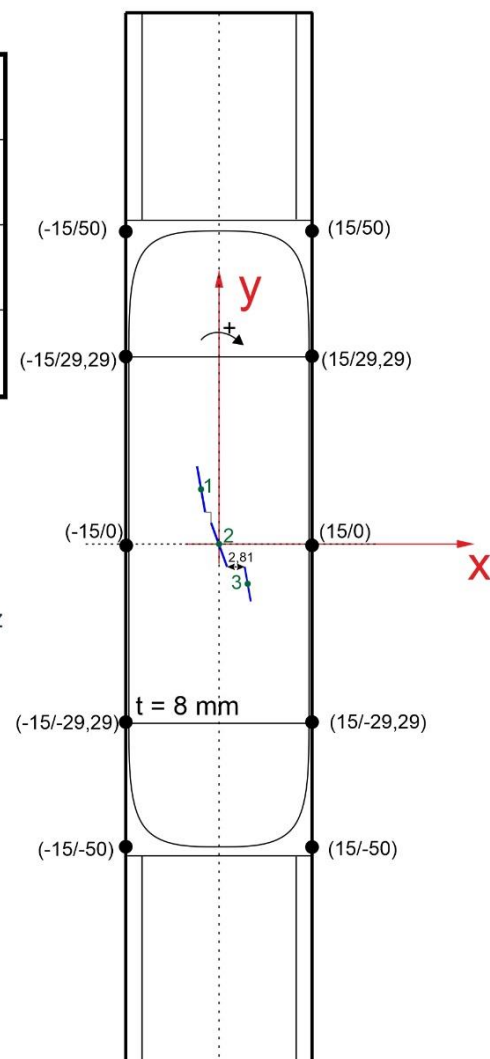
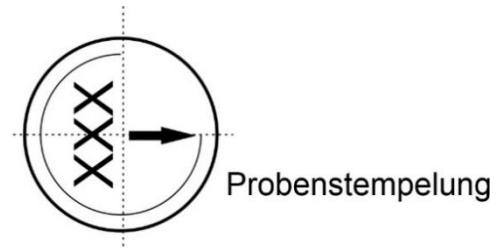


Bild AK3.27: Erodierplan der Mehrfachrissfeldprobe: Schubeinfluss 2,
Neigungswinkel 20°



Nummer	x-Koordinate	y-Koordinate
1	-5,13	14,1
2	-5,21	6,08
3	0,08	8,01
4	-5,28	-1,92
5	0	0
6	5,28	1,92
7	-0,72	-6,25
8	4,56	-4,32
9	3,84	-10,57

Alle Erodierschnitte sind $7,50 \pm 0,05$ mm lang und
 symmetrisch vom Erodierloch
 Startlochposition in x- und y-Richtung $\pm 0,05$ mm Toleranz
Alle Schnitte haben einen Winkel von -20°

Erodierdrahtdicke: 0,25 mm
 Startlochbreite: $\sim 0,8$ mm

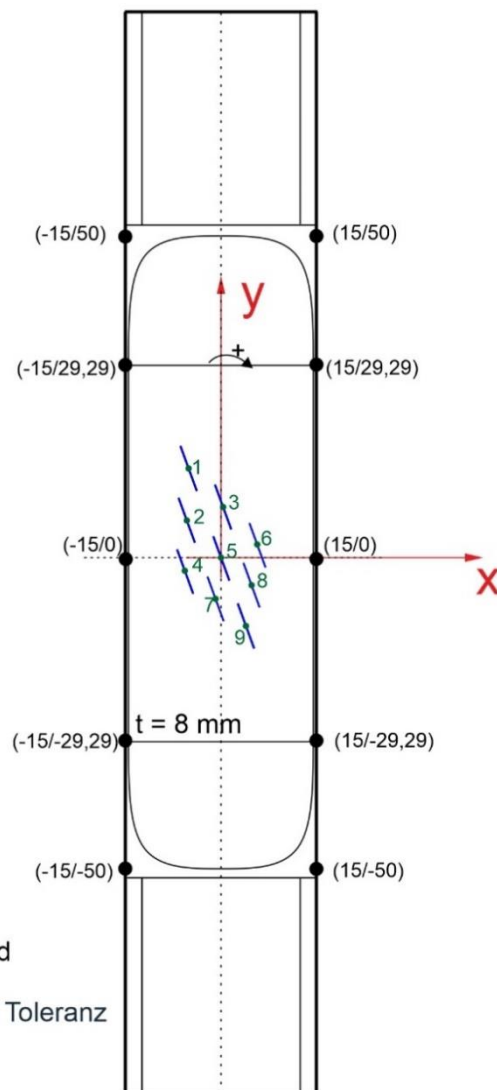
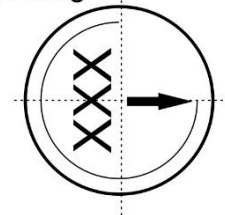


Bild AK3.28: Erodierplan der Mehrfachrissfeldprobe zur Variation des Rissabstandes,
 Neigungswinkel 20° (verringert Abstand)

Probenstempelung



Nummer	x-Koordinate	y-Koordinate	Winkel zur Senkrechten
1	1,0	0	-10,03°

Erodierschnitt ist $15,07 \pm 0,05$ mm lang und
symmetrisch vom Erodierloch
Startlochposition in x- und y-Richtung $\pm 0,05$ mm Toleranz

Erodierdrahtdicke: 0,25 mm
Startlochbreite: $\sim 0,8$ mm

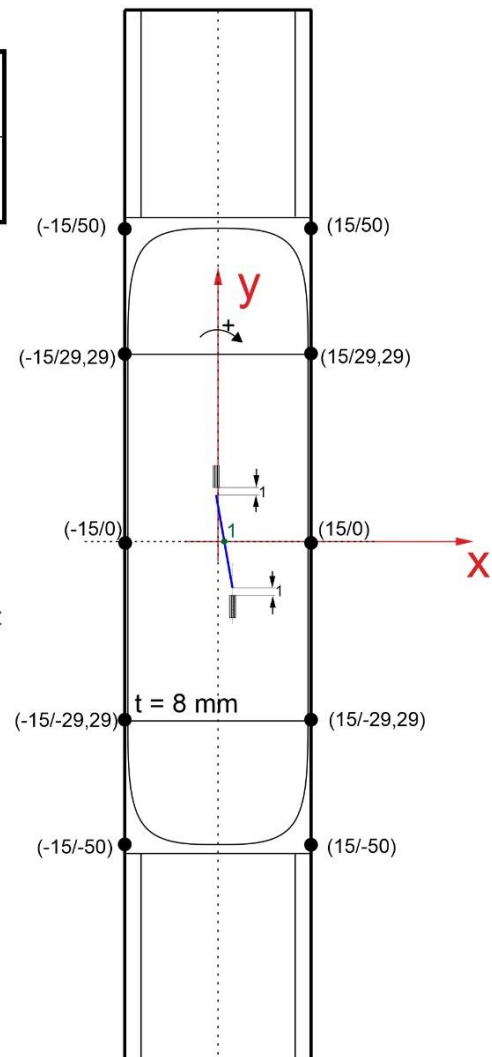


Bild AK3.29: Erodierplan der Mehrfachrissfeldprobe mit Einzelriss, Neigungswinkel $\sim 10^\circ$

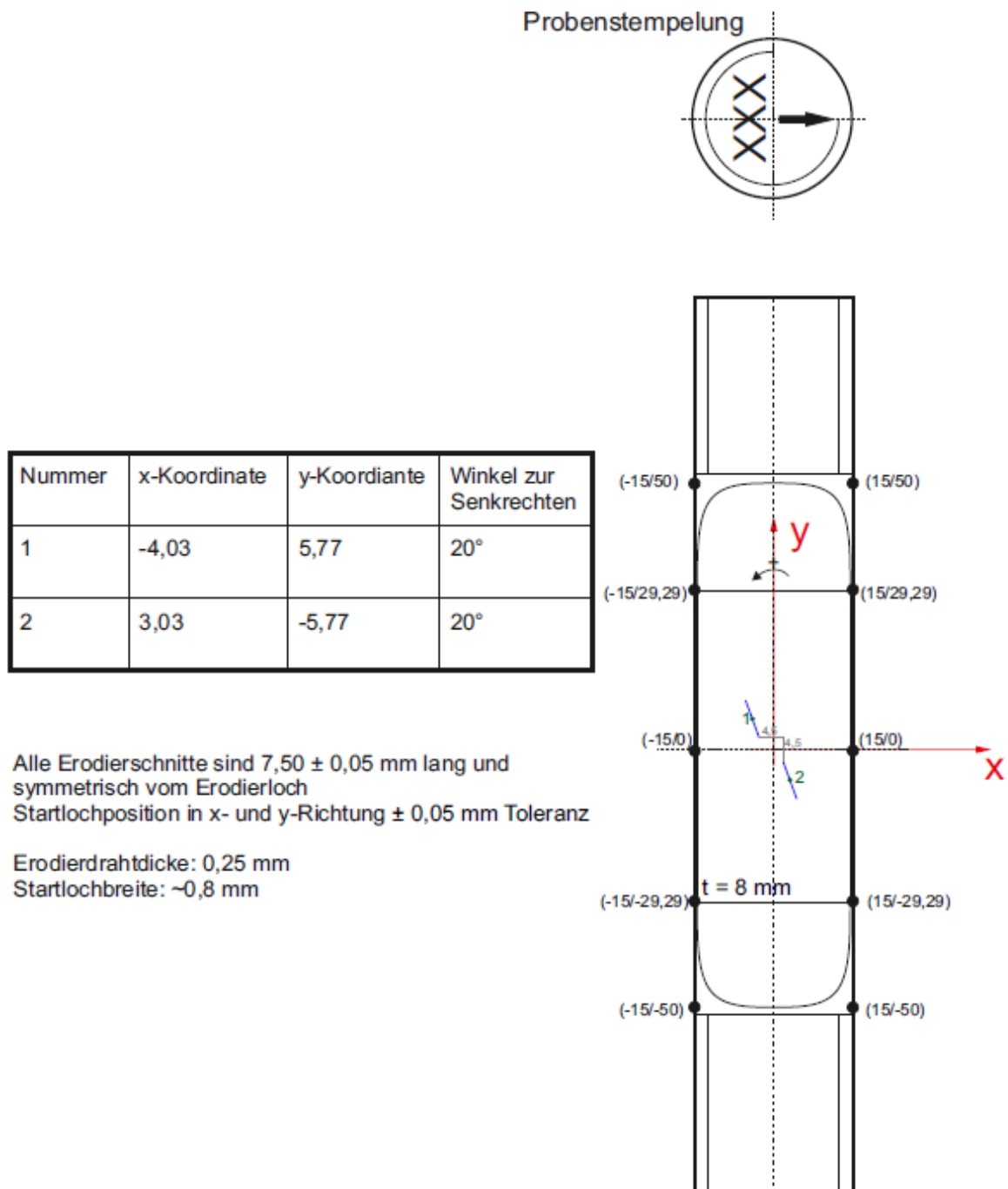
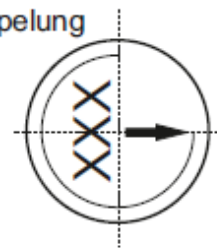


Bild AK3.30: Erodierplan der Mehrfachrissfeldprobe zum Nachweis der Interaktion von Rissen: Risskonfiguration A, Neigungswinkel 20°

Probenstempelung



Nummer	x-Koordinate	y-Koordinate	Winkel zur Senkrechten
1	-3,66	3,52	20°
2	2,66	-3,52	20°

Alle Erodierschnitte sind $7,50 \pm 0,05$ mm lang und
symmetrisch vom Erodierloch
Startlochposition in x- und y-Richtung $\pm 0,05$ mm Toleranz

Erodierdrahtdicke: 0,25 mm
Startlochbreite: $\sim 0,8$ mm

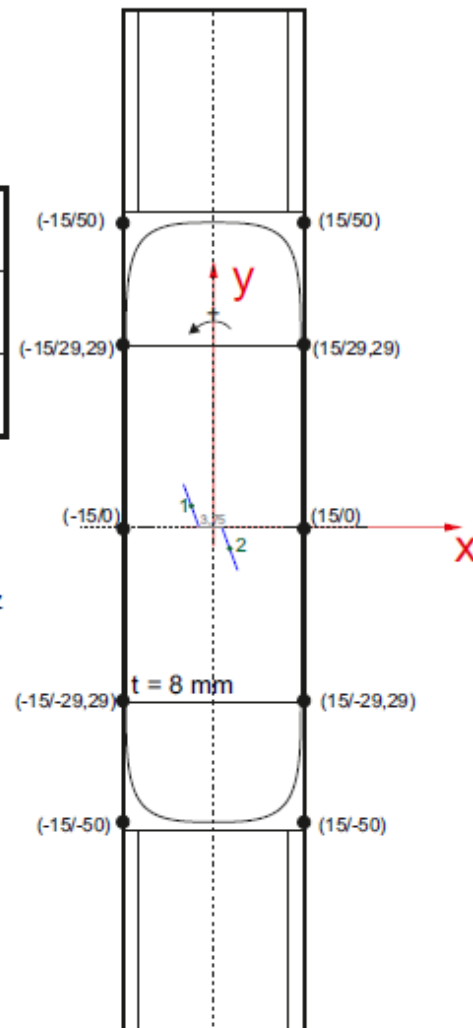


Bild AK3.31: Erodierplan der Mehrfachrissprobe zum Nachweis der Interaktion von Rissen: Risskonfiguration B, Neigungswinkel 20°

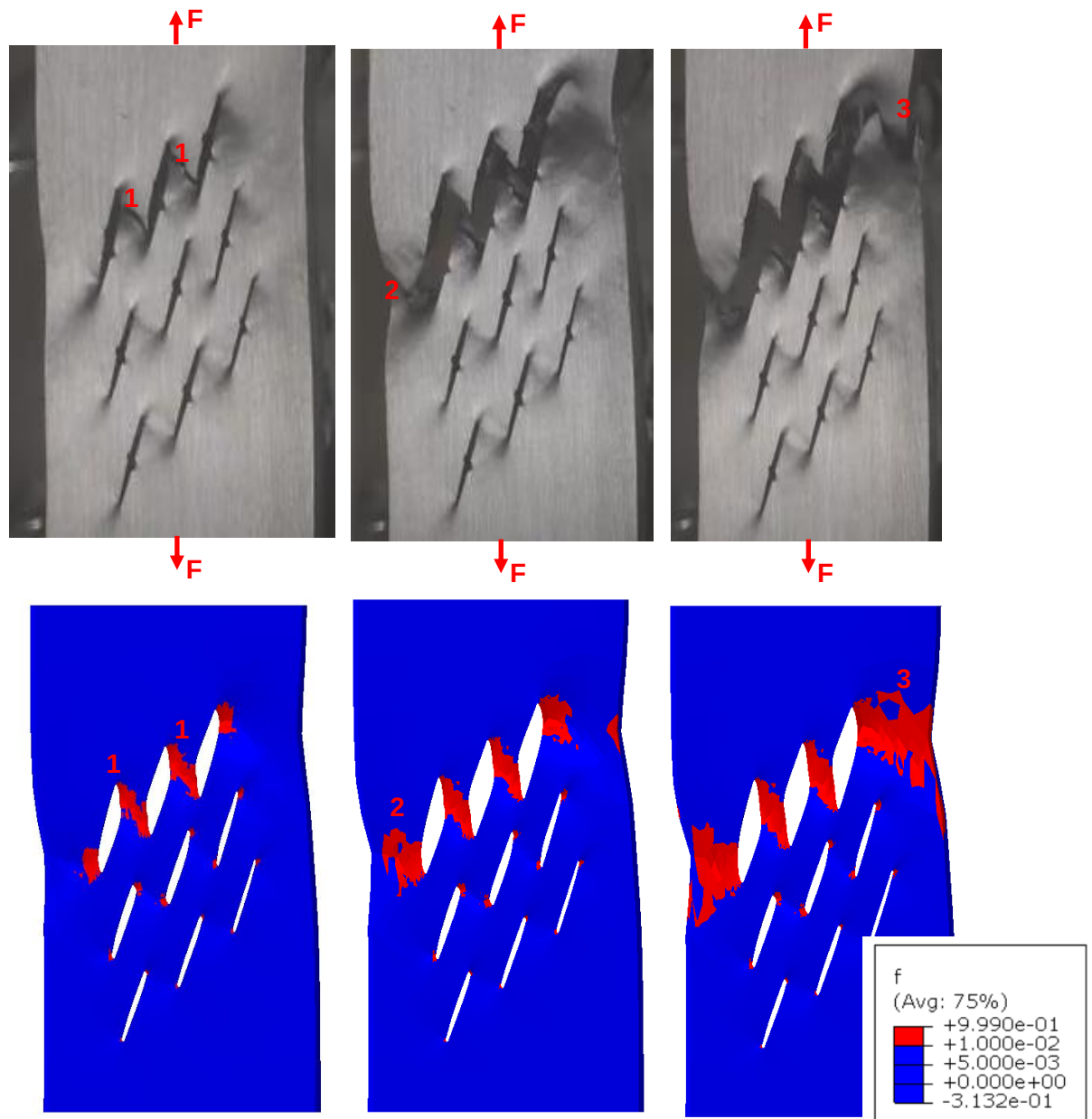


Bild AK3.32: Vergleich zwischen Experiment (oben) mit der Simulation (unten):
 Rissfeldprobe (Neigungswinkel 20°) bei $T = -20\text{ °C}$. Reihenfolge der
 Rissinteraktion bis zum Versagen der Probe

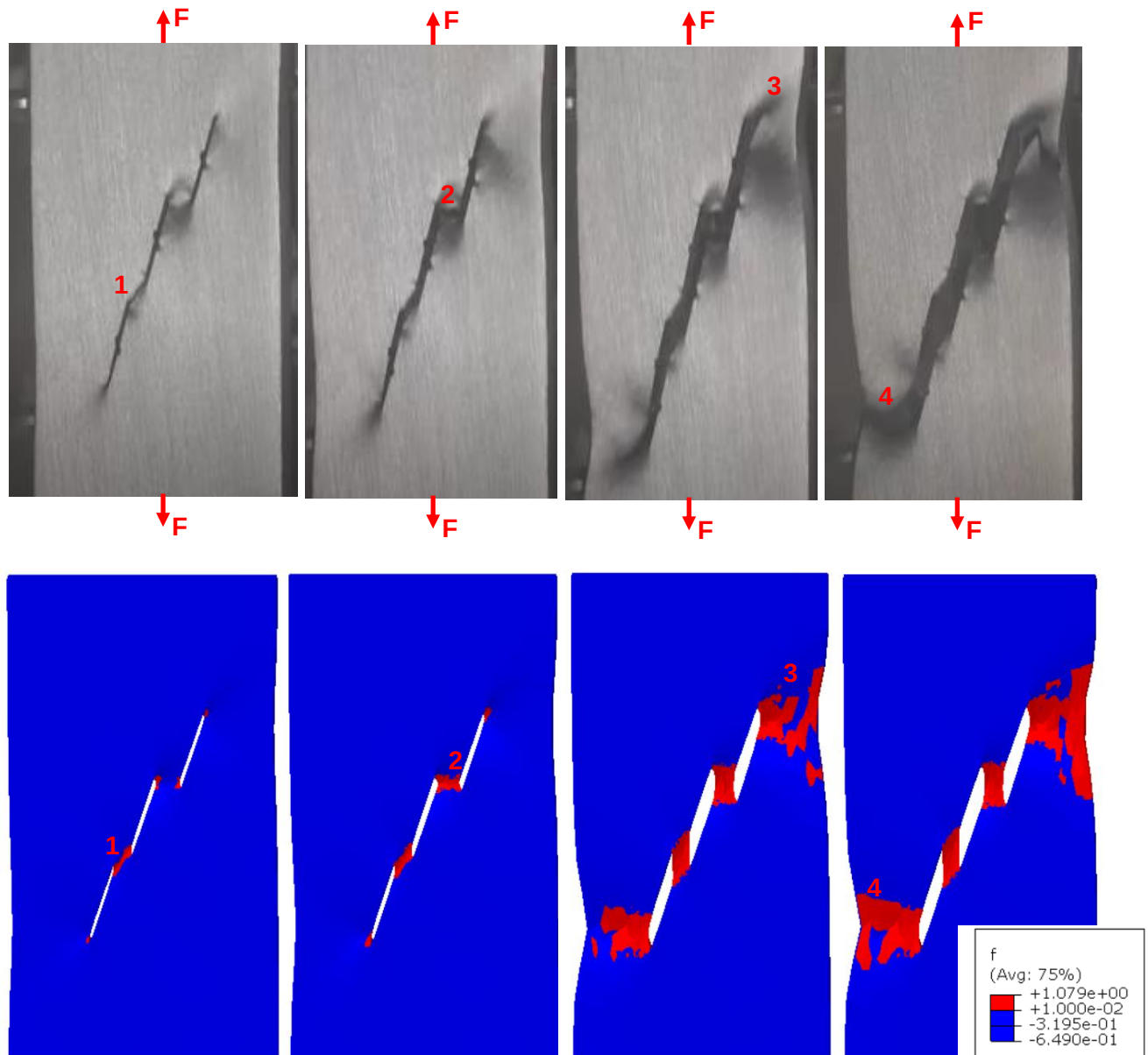


Bild AK3.33: Vergleich zwischen Experiment (oben) mit der Simulation (unten):
Rissfeldprobe (Schubeinfluss 1) bei T = -20 °C. Reihenfolge der
Rissinteraktion bis zum Versagen der Probe

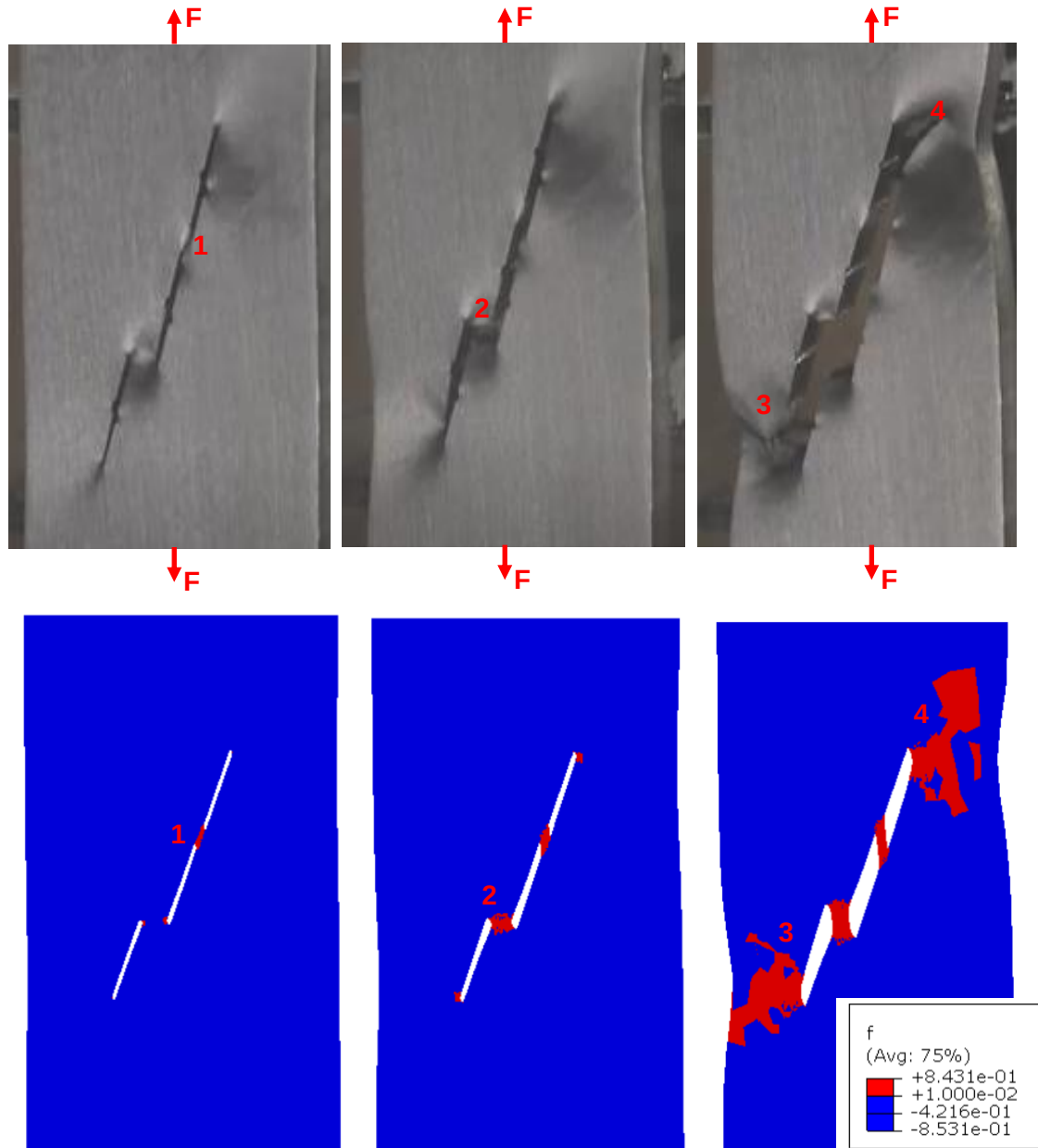


Bild AK3.34: Vergleich zwischen Experiment (oben) mit der Simulation (unten):
 Rissfeldprobe (Schubeinfluss 2) bei $T = -20\text{ °C}$. Reihenfolge der
 Rissinteraktion bis zum Versagen der Probe

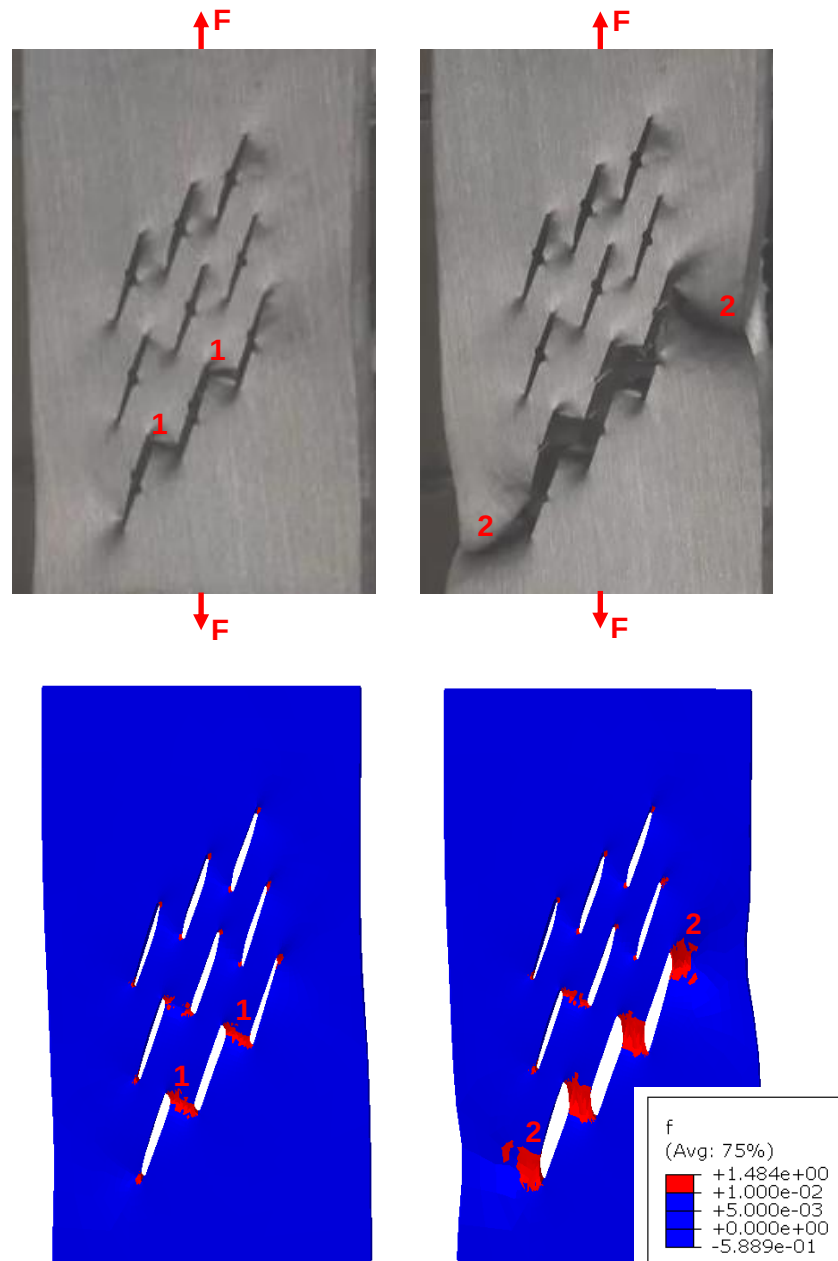


Bild AK3.35: Vergleich zwischen Experiment (oben) mit der Simulation (unten):
Rissfeldprobe (Neigungswinkel 20° , verringerter Abstand) bei $T = -20^\circ\text{C}$.
Reihenfolge der Rissinteraktion bis zum Versagen der Probe

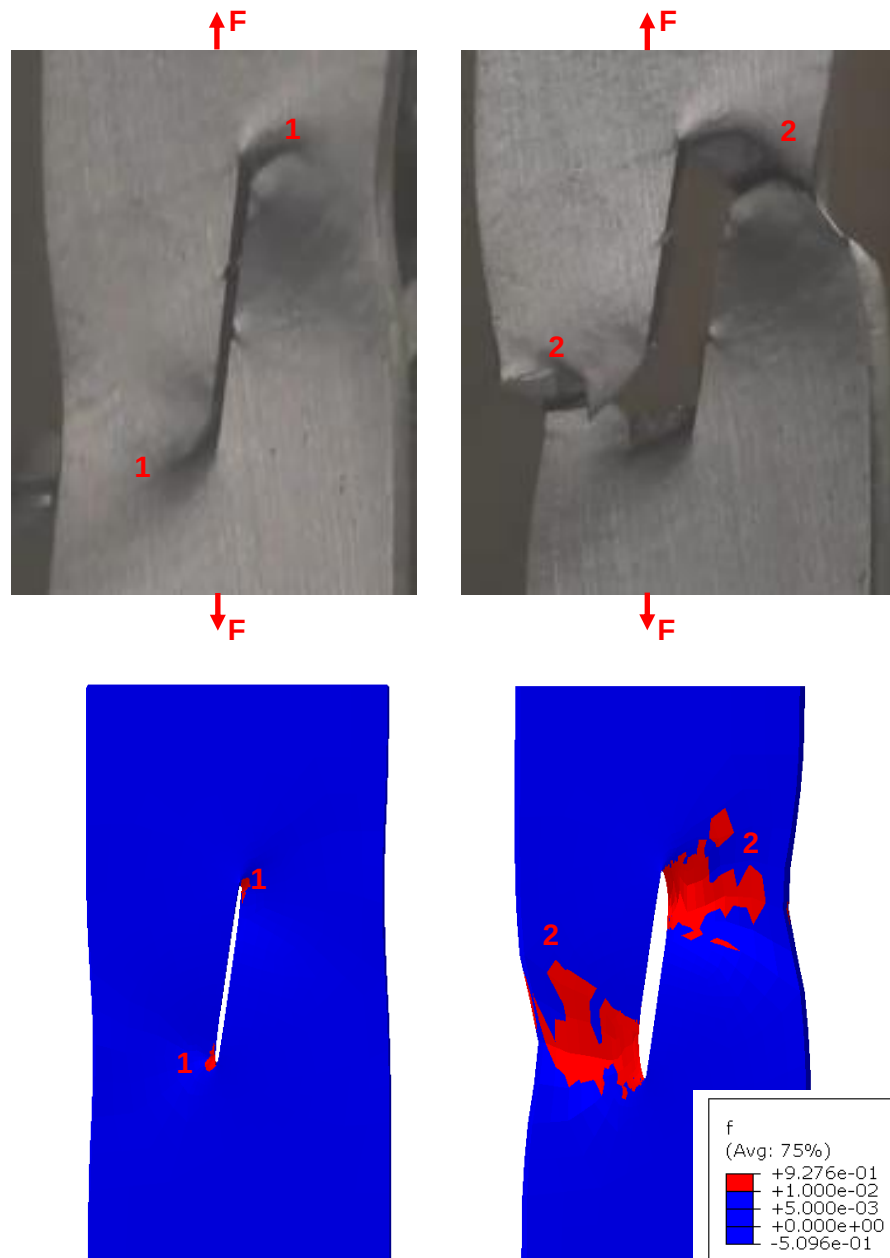


Bild AK3.36: Vergleich zwischen Experiment (oben) mit der Simulation (unten): Rissfeldprobe (Einzelriss) bei $T = -20\text{ °C}$. Rissspitzenaktivität bis zum Versagen der Probe

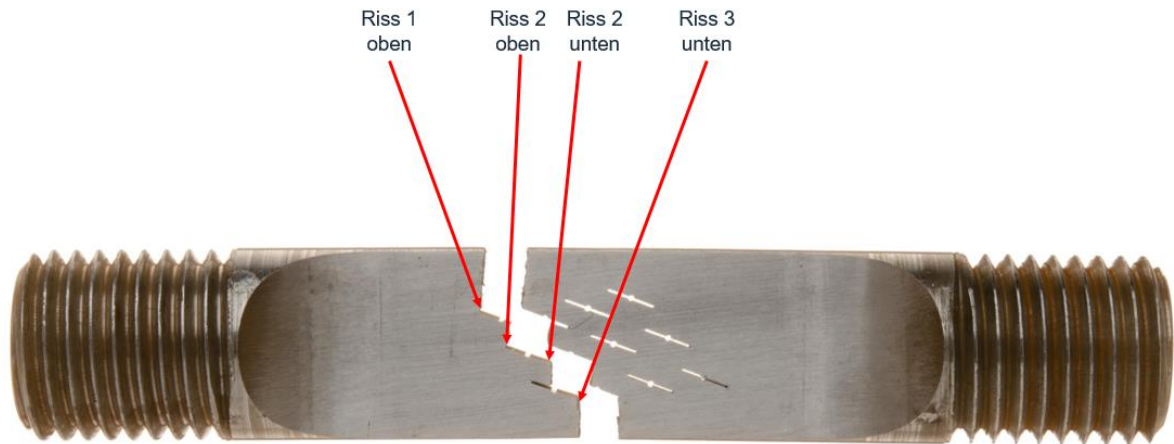


Bild AK3.37: Rissfeldprobe, Neigungswinkel 20°: Versagen der Probe bei $T = -160\text{ °C}$

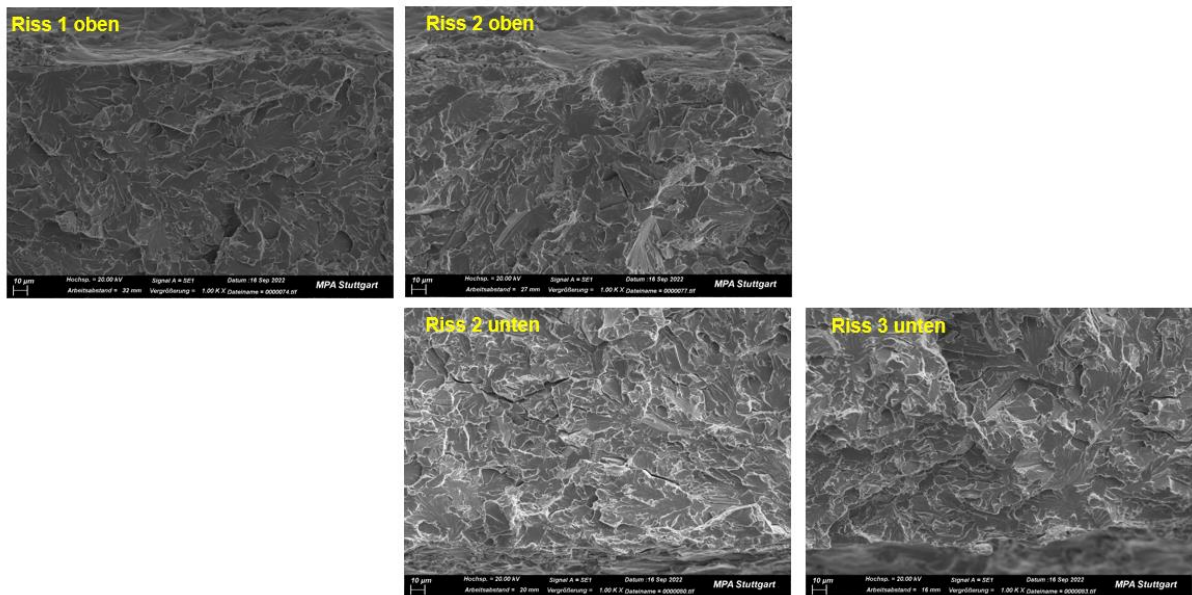


Bild AK3.38: Rissfeldprobe, Neigungswinkel 20°: REM-Aufnahmen der (Spalt)Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -160\text{ °C}$ (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.37)

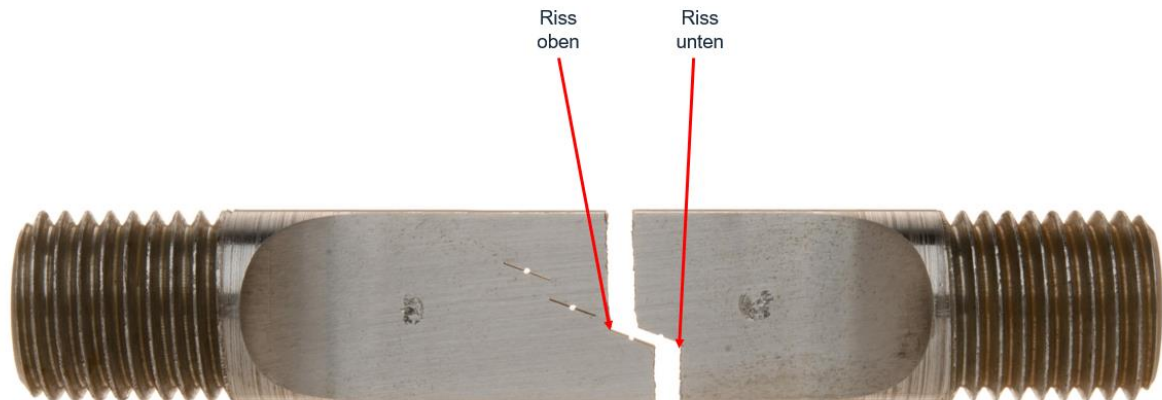
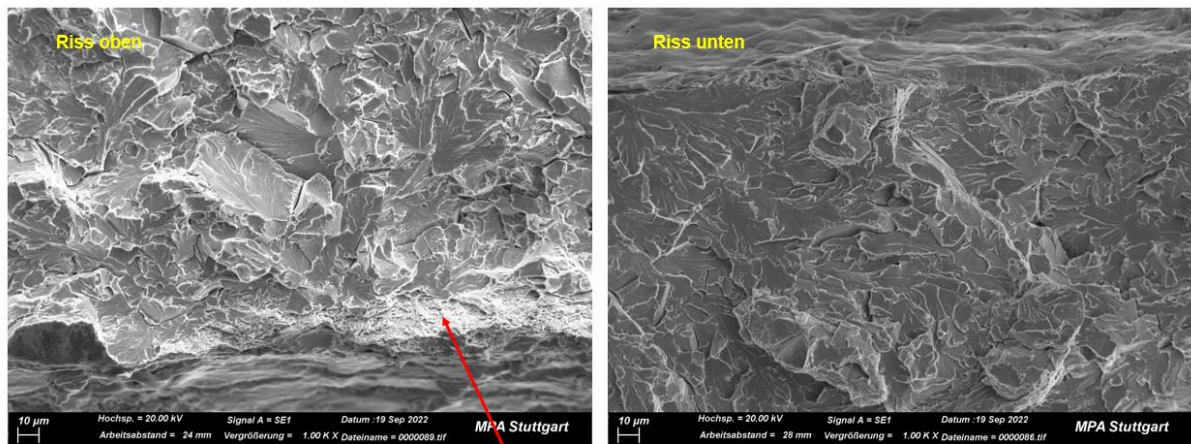


Bild AK3.39: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 1: Versagen der Probe bei $T = -160\text{ °C}$



Wabenbruchanteile (gering)

Bild AK3.40: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 1: REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Umgebung Risspitzen) bei $T = -160\text{ °C}$ mit geringen Wabenbruchanteilen (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.39)

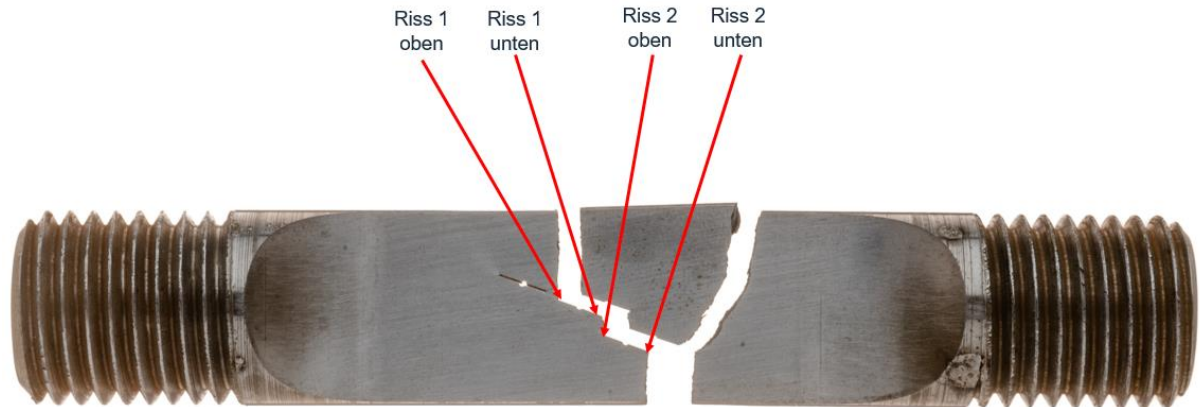
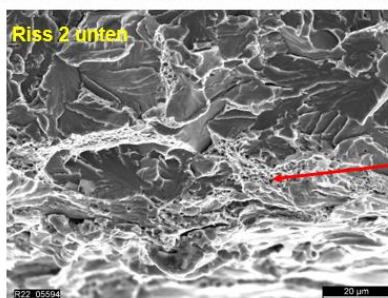
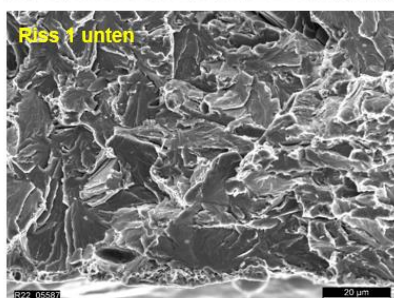
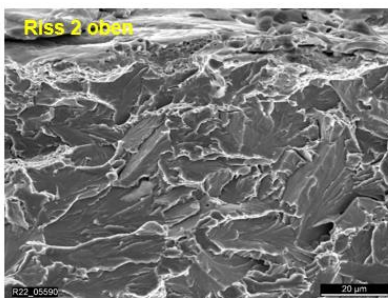
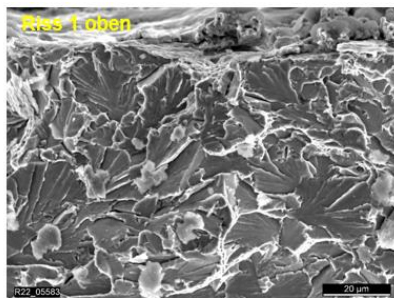


Bild AK3.41: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 2: Versagen der Probe bei $T = -160\text{ °C}$



Wabenbruchanteile (gering)

Bild AK3.42: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 2: REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -160\text{ °C}$ mit geringen Wabenbruchanteilen (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.41)

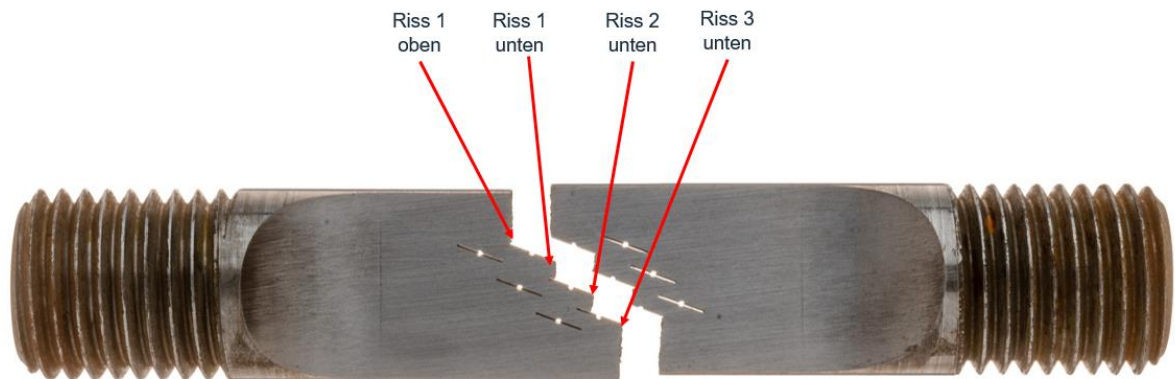


Bild AK3.43: Rissfeldprobe, verringerter Rissabstand: Versagen der Probe bei $T = -160\text{ °C}$

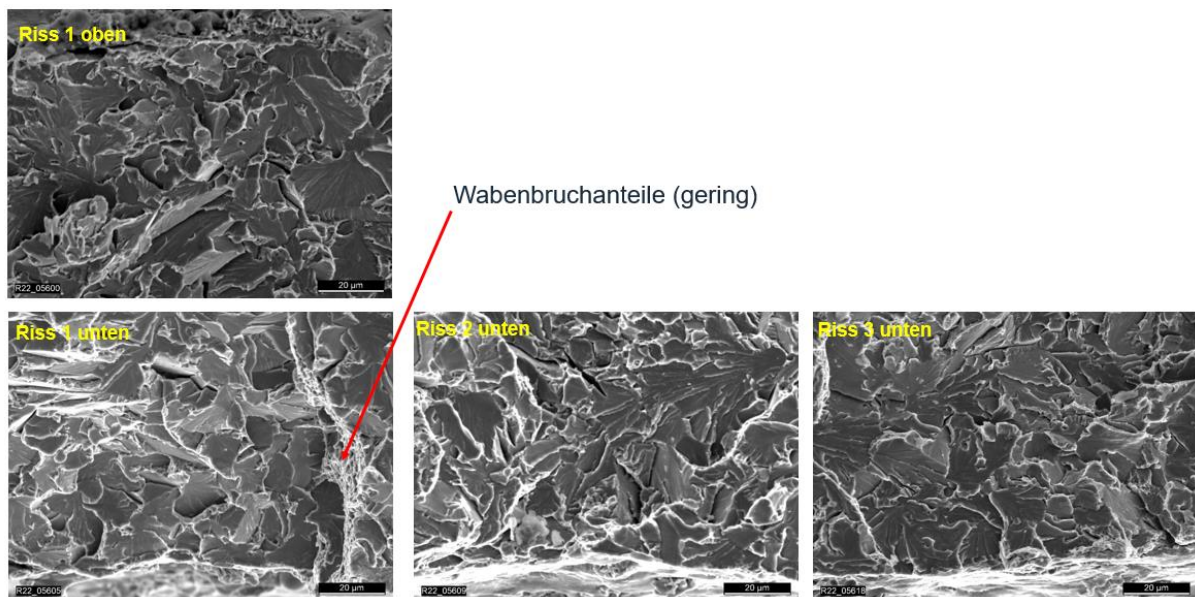


Bild AK3.44: Rissfeldprobe, verringerter Rissabstand: REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -160\text{ °C}$ mit geringen Wabenbruchanteilen (Rissbezeichnungen aus [Bild AK3.43](#))

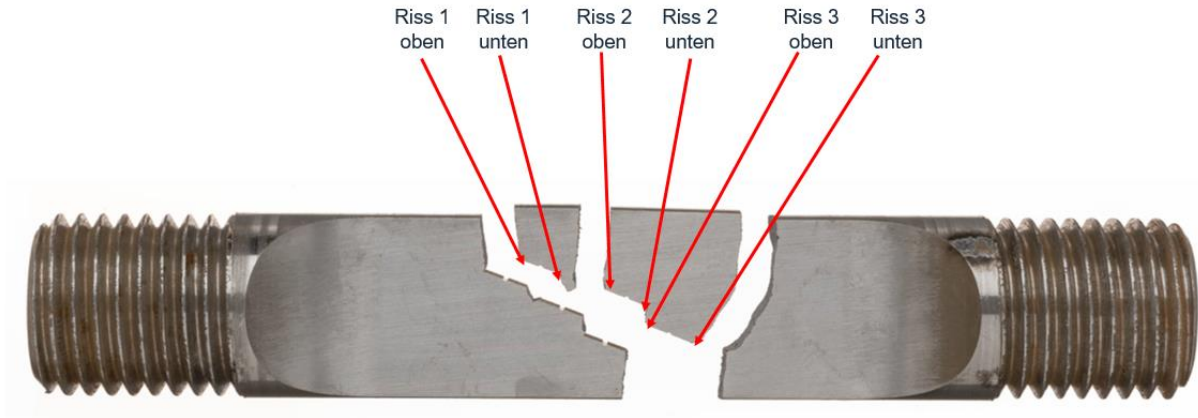


Bild AK3.45: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 1: Versagen der Probe bei $T = -180\text{ °C}$

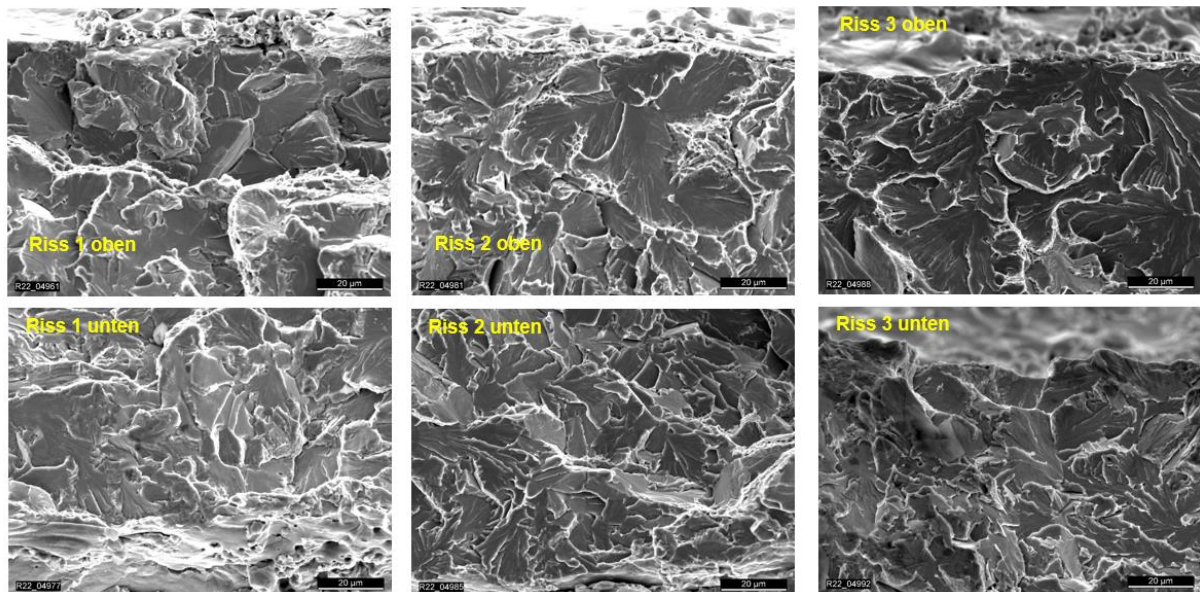


Bild AK3.46: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 1: REM-Aufnahmen der (Spalt)Bruchflächen (Umgebung Rissstippen) bei $T = -180\text{ °C}$ (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.45)

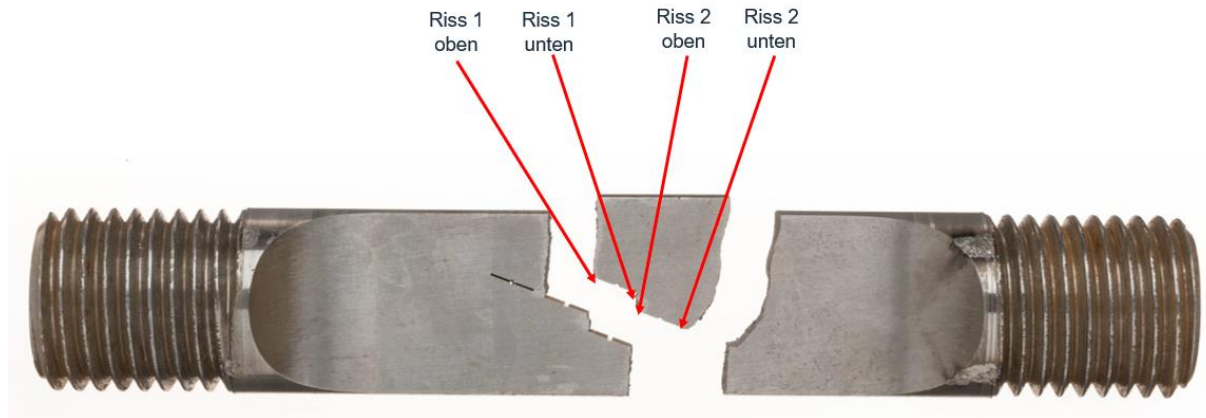


Bild AK3.47: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 2: Versagen der Probe bei $T = -180\text{ °C}$

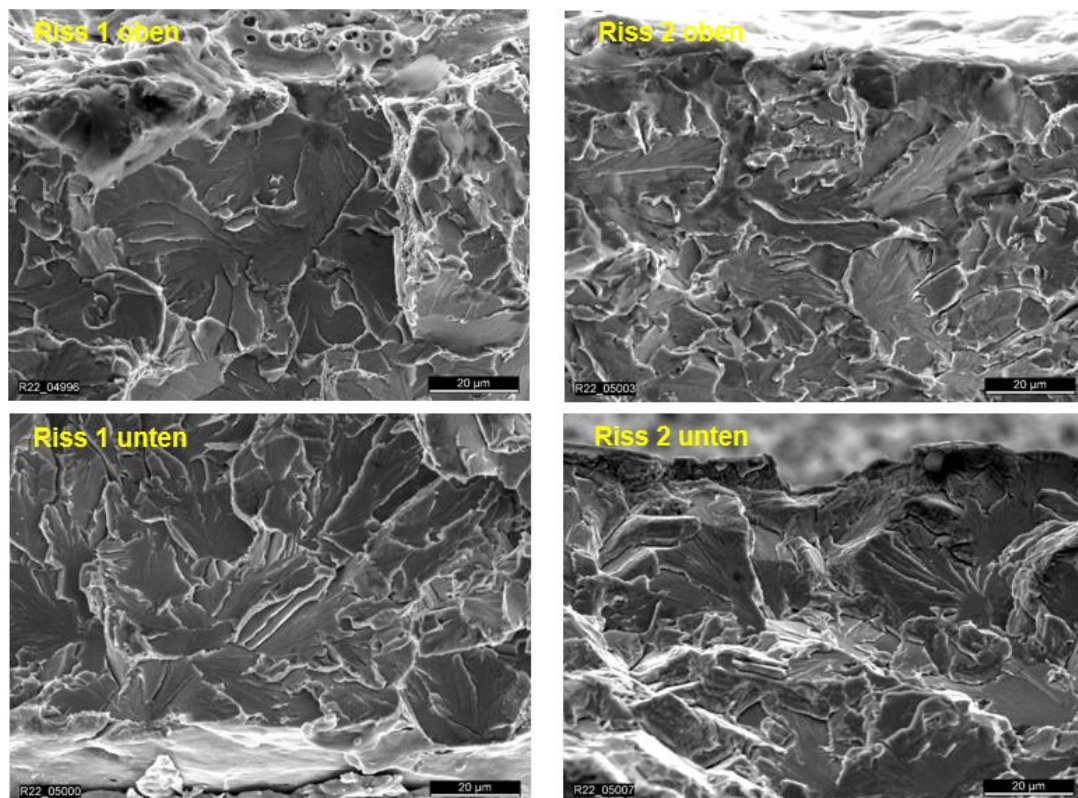


Bild AK3.48: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 2: REM-Aufnahmen der (Spalt)Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -180\text{ °C}$ (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.47)

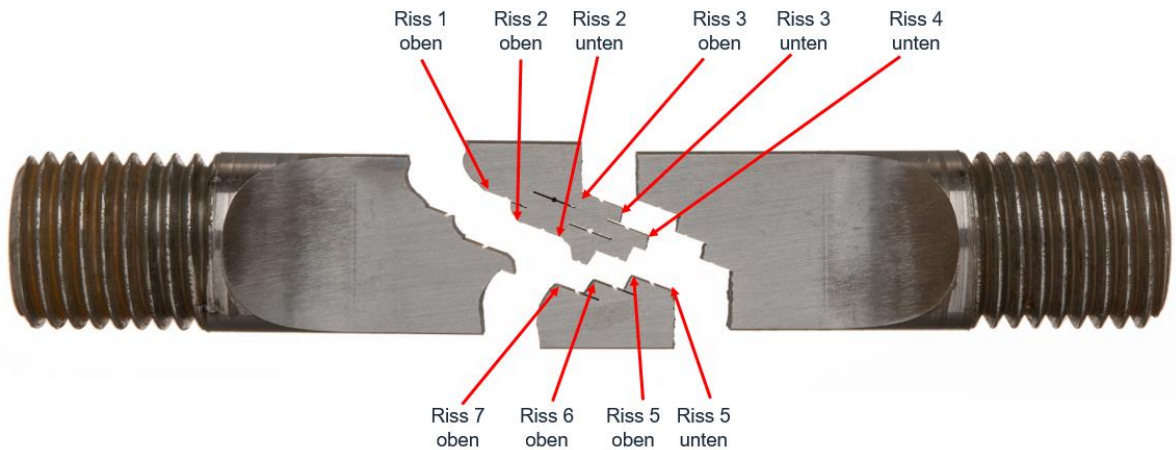


Bild AK3.49: Rissfeldprobe, verringerter Rissabstand: Versagen der Probe bei $T = -180\text{ °C}$

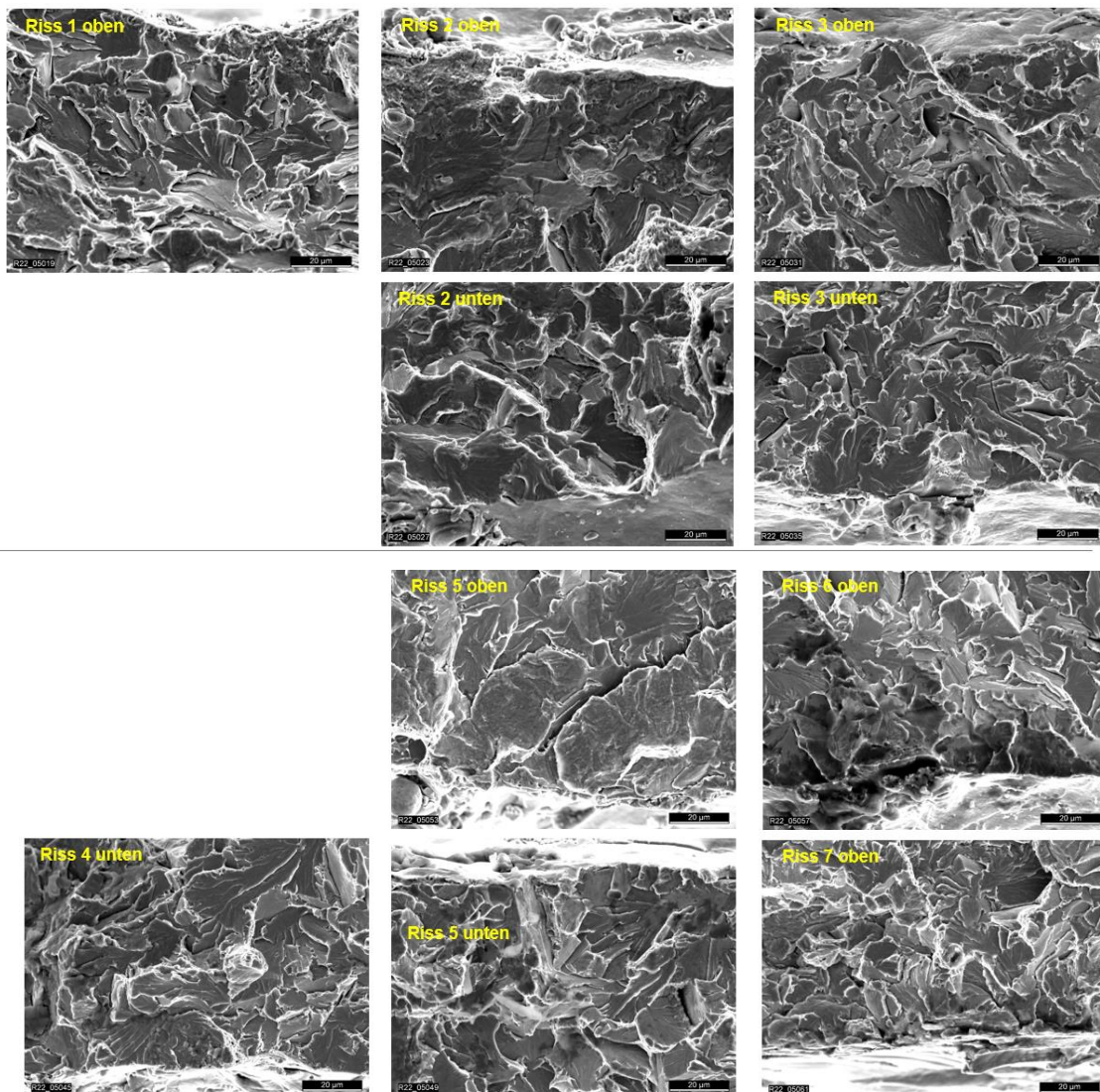


Bild AK3.50: Rissfeldprobe, verringerter Rissabstand: REM-Aufnahmen der (Spalt)Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -180\text{ °C}$ (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.49)

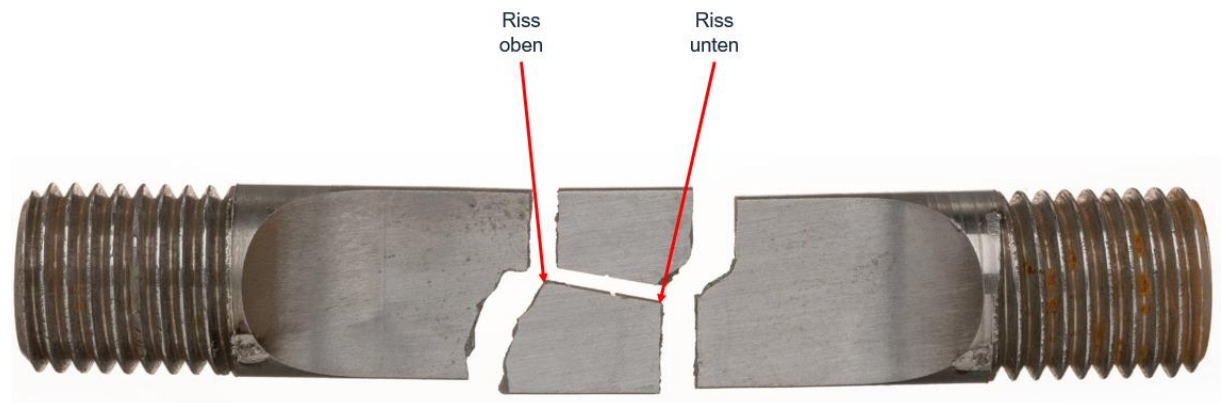


Bild AK3.51: Rissfeldprobe, Einzelriss: Versagen der Probe bei $T = -180\text{ °C}$

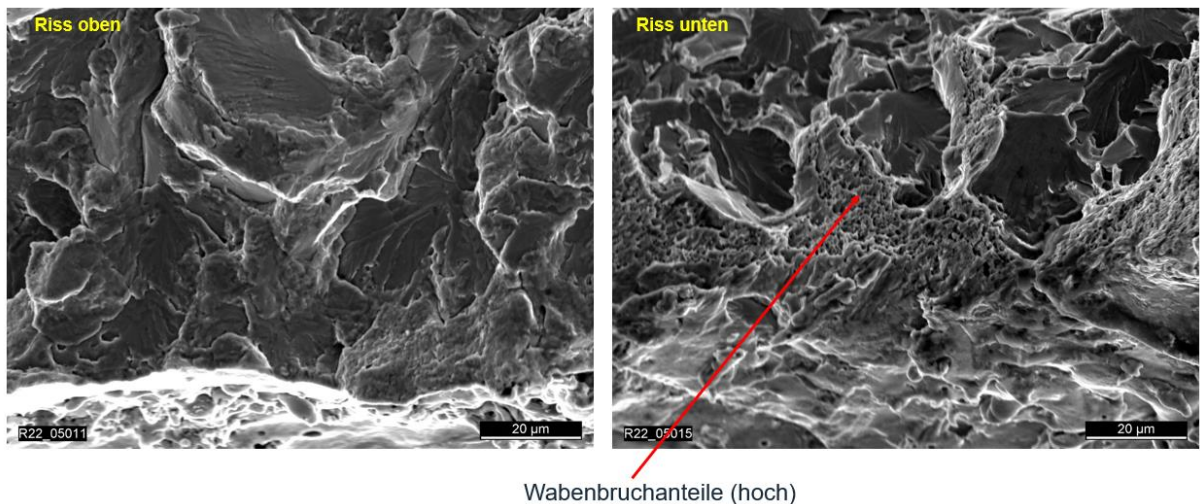


Bild AK3.52: Rissfeldprobe, Einzelriss: REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -180\text{ °C}$ mit hohen Wabenbruchanteilen (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.51)

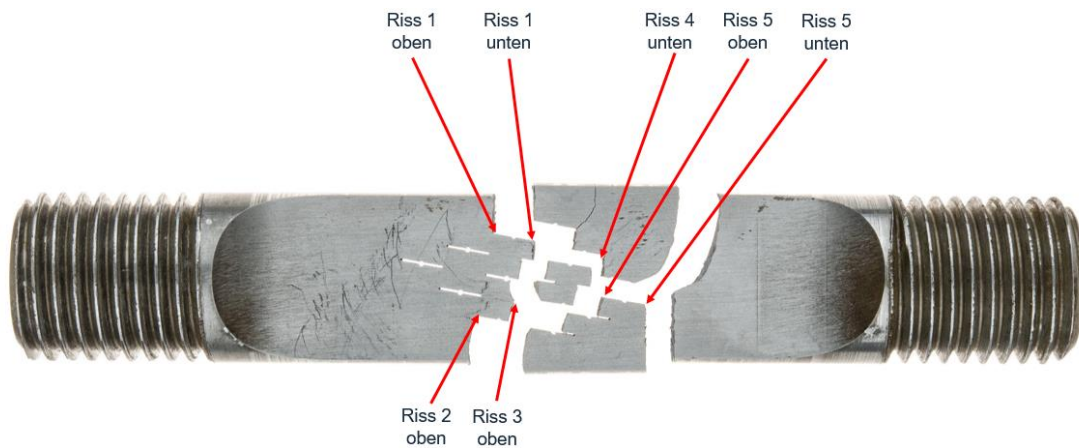


Bild AK3.53: Rissfeldprobe, Neigungswinkel 10°: Versagen der Probe bei $T = -196\text{ °C}$

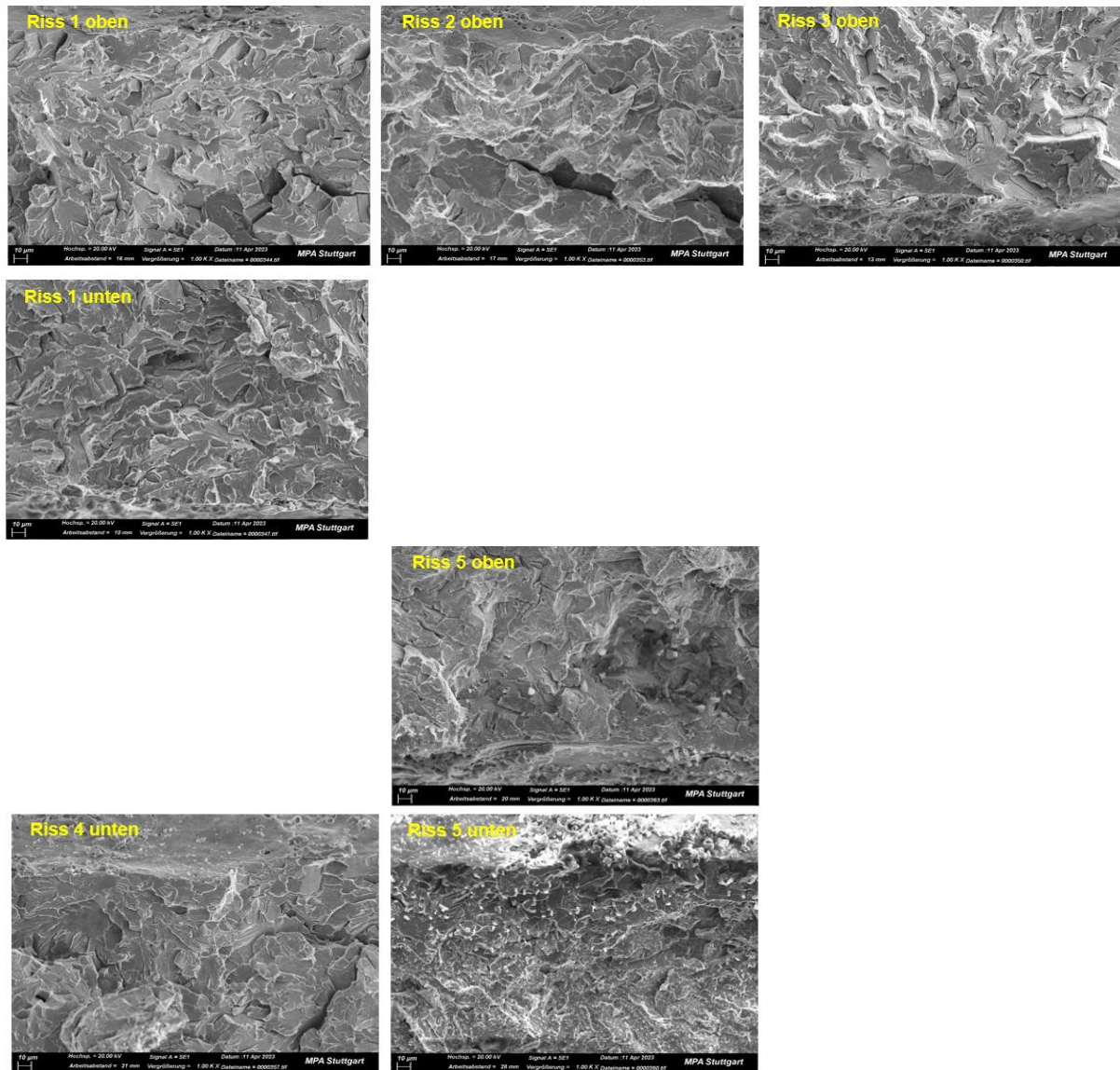


Bild AK3.54: Rissfeldprobe, Neigungswinkel 10°: REM-Aufnahmen der (Spalt)Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -196\text{ °C}$ (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.53)

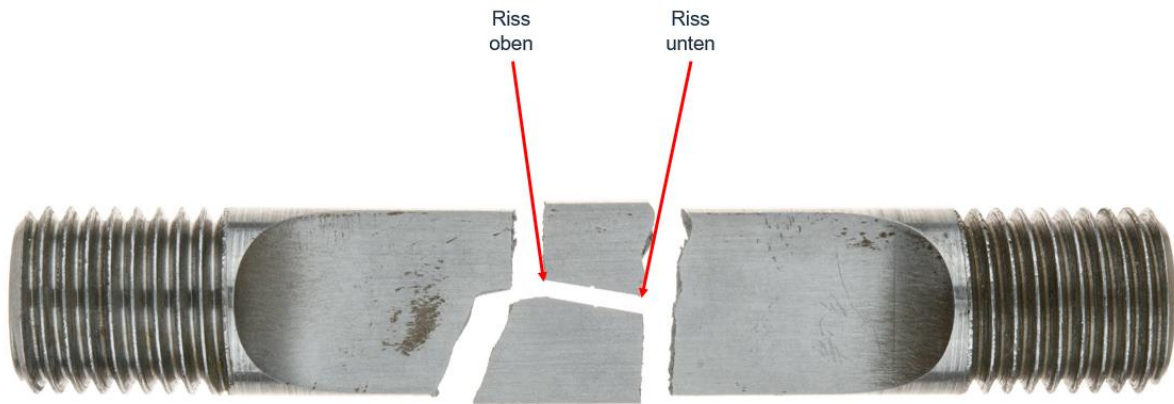


Bild AK3.55: Rissfeldprobe, Einzerriss: Versagen der Probe bei $T = -196\text{ °C}$

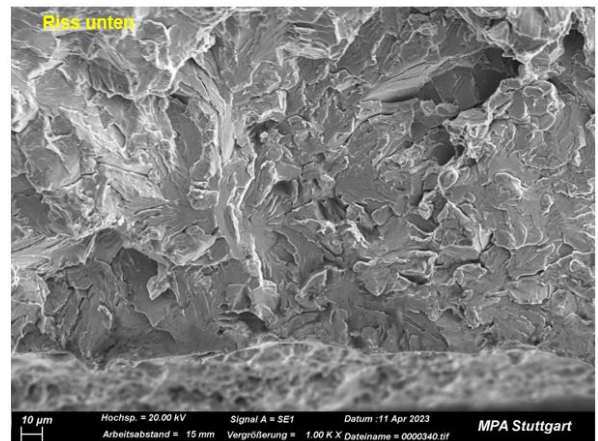
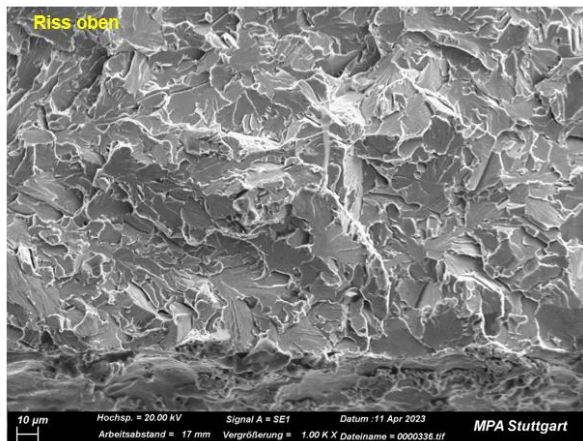


Bild AK3.56: Rissfeldprobe, Einzerriss: REM-Aufnahmen der (Spalt)Bruchflächen (Umgebung Rissspitzen) bei $T = -196\text{ °C}$ (Rissbezeichnungen aus Bild AK3.55)

Tabelle AK3.1: Ergebnisse der glatten Rundzugproben (B10x50) aus 22NiMoCr3-7

Proben- bezeich- nung	Tempe- ratur (°C)	E (MPa)	R _{eH} (MPa)	R _{eL} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	Z (%)
M2.1.1	RT	204000	455	410	563	26	70
M2.2.3	RT	207000	422	411	564	26	71
M2.3.48	RT	199000	434	406	561	24	69
M2.1.2	-20	209000	470	419	604	27	70
M2.2.41	-20	208000	474	417	604	28,5	69
M2.3.46	-20	211000	470	419	601	27	69
M2.1.5	-40	215000	495	425	620	27	69
M2.2.8	-40	212000	501	431	628	26	66
M2.3.43	-40	229000	497	448	623	27,5	69
M2.1.8	-60	211000	525	443	643	30	69
M2.2.4	-60	213000	520	457	645	30,5	68
M2.3.41	-60	216000	527	462	644	29,5	69
M2.1.7	-80	204000	565	474	667	29	67
M2.2.44	-80	222000	549	467	672	29	65
M2.3.42	-80	217000	583	488	673	31	68
M2.1.3	-100	223000	616	511	701	29	64
M2.2.7	-100	218000	603	506	701	29,5	63
M2.3.44	-100	200000	607	511	699	31	65
M2.1.41	-120	226000	673	571	738	31	65
M2.2.5	-120	217000	678	565	749	29,5	63
M2.3.47	-120	224000	672	555	738	31	65
M2.1.6	-140	206000	742	625	778	31,5	59
M2.2.2	-140	214000	735	624	787	31,5	61
M2.3.45	-140	221000	741	628	785	32	63
M2.1.46	-150	222000	778	656	796	28	58
M2.2.43	-150	227000	788	663	818	29	56
M2.3.1	-150	232000	789	684	812	28,5	61
M2.1.42	-180	209284	891	806	908	23	47
M2.1.41	-196	210557	960	930	996	16	20
M2.2.6	-196	210557	960	913	999	17,5	24

Tabelle AK3.2: Ergebnisse der einfach gekerbten Rundzugproben aus 22NiMoCr3-7,
Kerbradius R = 2 mm

Proben- bezeichnung	Tempe- ratur (°C)	Höchstzugkraft (kN)	Verlängerung nach Bruch (mm)	Einschnürung nach Bruch (mm)
M2.1.20	RT	67,40	1,511	1,937
M2.1.24	-60	75,22	1,571	1,869
M2.2.63	-80	79,10	1,4	1,58
M2.3.64	-100	82,06	1,385	1,6
M2.1.21	-120	86,29	1,111	1,25
M2.2.65	-140	91,62	0,462	0,494
M2.3.22	-160	90,61	0,173	0,155
M2.2.20	-180	98,47	0,11	0,08
M2.3.63	-180	95,66	0,09	0,05

Tabelle AK3.3: Ergebnisse der einfach gekerbten Rundzugproben aus 22NiMoCr3-7,
Kerbradius R = 8 mm

Proben- bezeichnung	Tempe- ratur (°C)	Höchstzugkraft (kN)	Verlängerung nach Bruch (mm)	Einschnürung nach Bruch (mm)
M2.1.23	RT	54,91	3,105	2,837
M2.1.22	-60	61,44	2,891	2,735
M2.3.65	-100	67,68	2,53	2,28
M2.1.25	-120	70,58	2,84	2,509
M2.2.21	-140	75,51	2,322	2,036
M2.2.60	-160	80,8	1,58	1,44
M2.3.62	-160	81,14	1,766	1,609
M2.2.64	-180	87,01	0,787	0,766

12.4 Anhang zu Kapitel 4

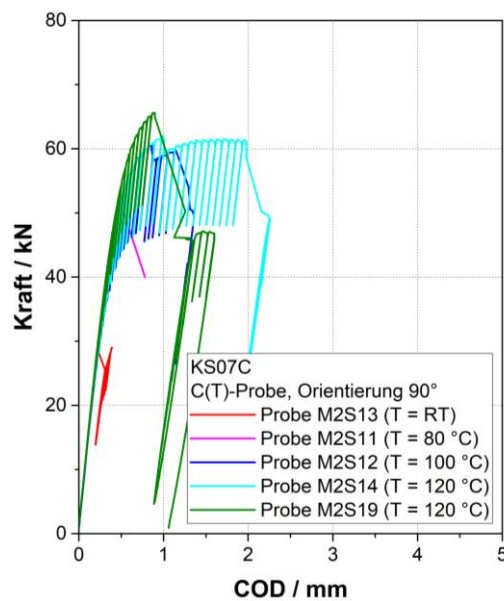
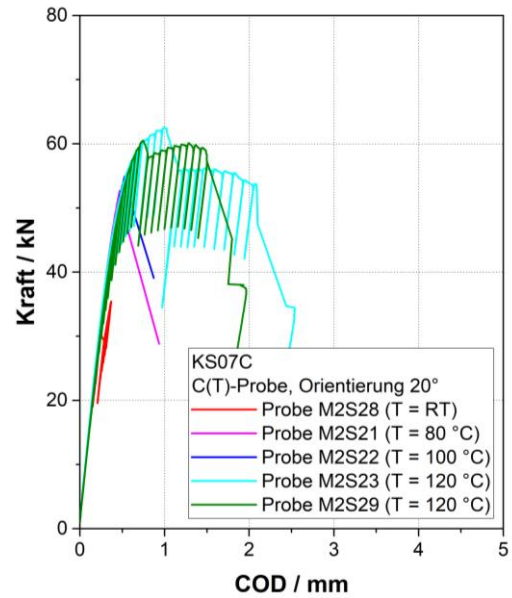
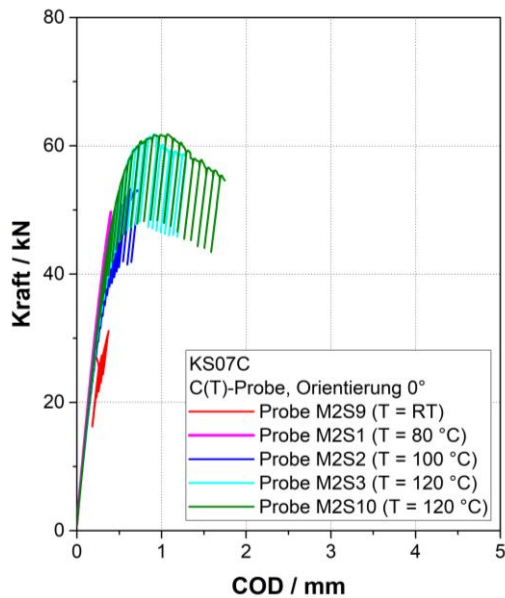


Bild AK4.1: F-COD-Kurven, C(T)-Proben mit Seigerungen, Orientierung 0° (links oben), Orientierung 20° (rechts oben) und Orientierung 90° (Mitte unten) (Werkstoff KS07C)

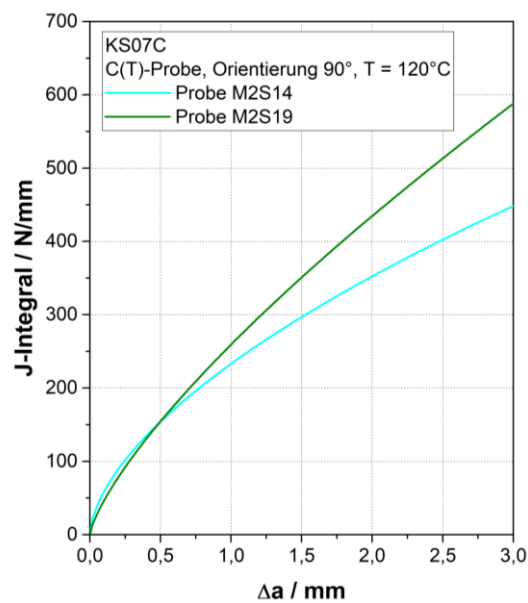
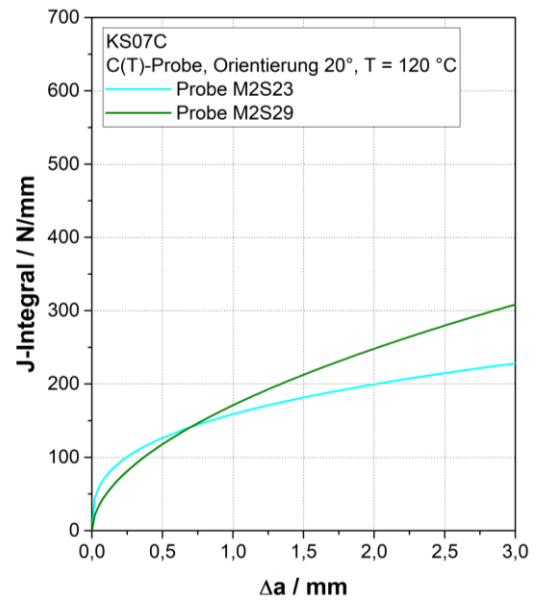
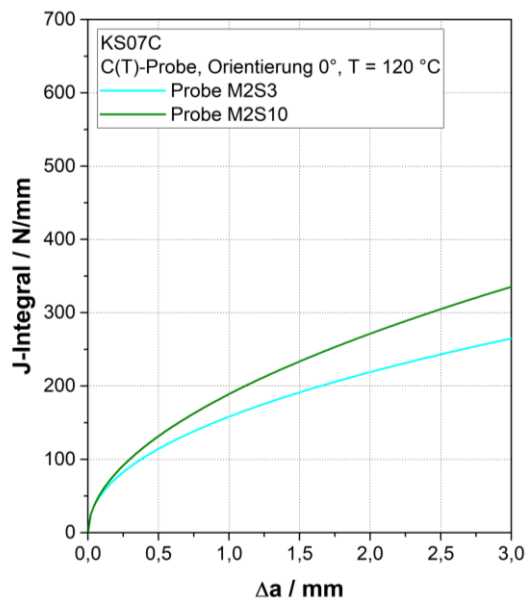


Bild AK4.2: J-R-Kurven, C(T)-Proben mit Seigerungen, Orientierung 0° (links oben), Orientierung 20° (rechts oben) und Orientierung 90° (Mitte unten), T = 120 °C (Werkstoff KS07C)

Tabelle AK4.1: C(T)-Proben mit Seigerung: Orientierung 0°

Proben- bezeichnung	Temperatur (°C)	Risswachstum (mm)	J_i (N/mm)
M2S4	150	6,34	44
M2S6	150	10,54	34
M2S7	150	8,04	51
M2S8	150	8,54	25
M2S3	120	3,27	36
M2S10	120	-	-
M2S2	100	-	-
M2S1	80	-	-

Tabelle AK4.2: C(T)-Proben mit Seigerung: Orientierung 20°

Proben- bezeichnung	Temperatur (°C)	Risswachstum (mm)	J_i (N/mm)
M2S24	150	9,83	53
M2S25	150	7,64	39
M2S26	150	7,83	41
M2S27	150	8,76	42
M2S23	120	7,51	52
M2S29	120	6,23	29
M2S22	100	5,87	24
M2S21	80	-	-

Tabelle AK4.3: C(T)-Proben mit Seigerung: Orientierung 90°

Proben- bezeichnung	Temperatur (°C)	Risswachstum (mm)	J_i (N/mm)
M2S15	150	4,69	39
M2S16	150	4,37	34
M2S17	150	5,79	42
M2S18	150	4,60	36
M2S20	150	4,74	55
M2S14	120	4,45	39
M2S19	120	4,75	21
M2S12	100	2,88	35
M2S11	80	-	-

12.5 Anhang zu Kapitel 5

In Kapitel 5 wird kein Anhang benötigt.

12.6 Anhang zu Kapitel 6

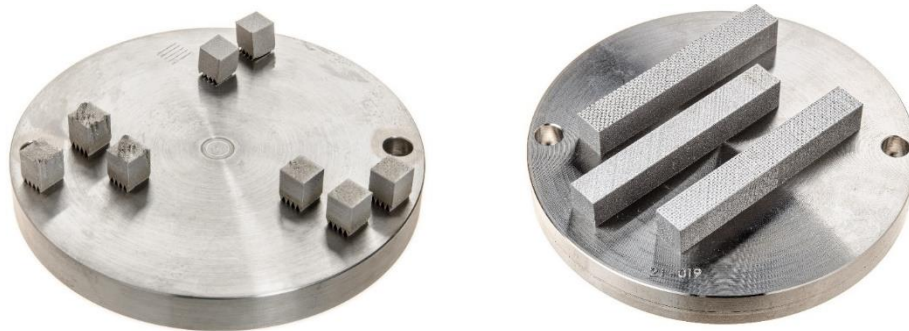


Bild AK6.1: Links: Additiv (SLM) gefertigte Würfel zur Optimierung der Wärmebehandlung. Rechts: Additiv (SLM) gefertigte Rohlinge zur Entnahme von Zugproben

Tabelle AK6.1: Übersicht der an den additiv gefertigten Würfeln durchgeführten Wärmebehandlungen

Wärme- behand- lung	Austenitisie- rungstemp- eratur (°C)	Austeniti- sierungs- zeit (min)	Abkühl- medium	Anlass- tempe- ratur (°C)	Anlass- zeit (min)	Abkühl- lung in	Härte HV10
1	900	20	Öl	keine			462
2	900	20	Wasser	keine			434
3	900	20	Öl	650	60	Luft	303
4	900	20	Wasser	650	60	Luft	301
5	900	20	Öl	650	120	Luft	278
6	900	20	Wasser	650	120	Luft	281
7	900	20	Luft	650	60	Luft	243
8	900	20	Luft	650	240	Luft	220
9	900	240	Luft	650	60	Luft	218
10	900	60	Luft	650	240	Luft	kein Wert
11	900	60	Ofen auf 100°C	keine			257
12	900	60	Ofen auf 100 °C	700	240		203
13	900	60	Ofen auf 100 °C	700	480		198

12.7 Anhang zu Kapitel 7

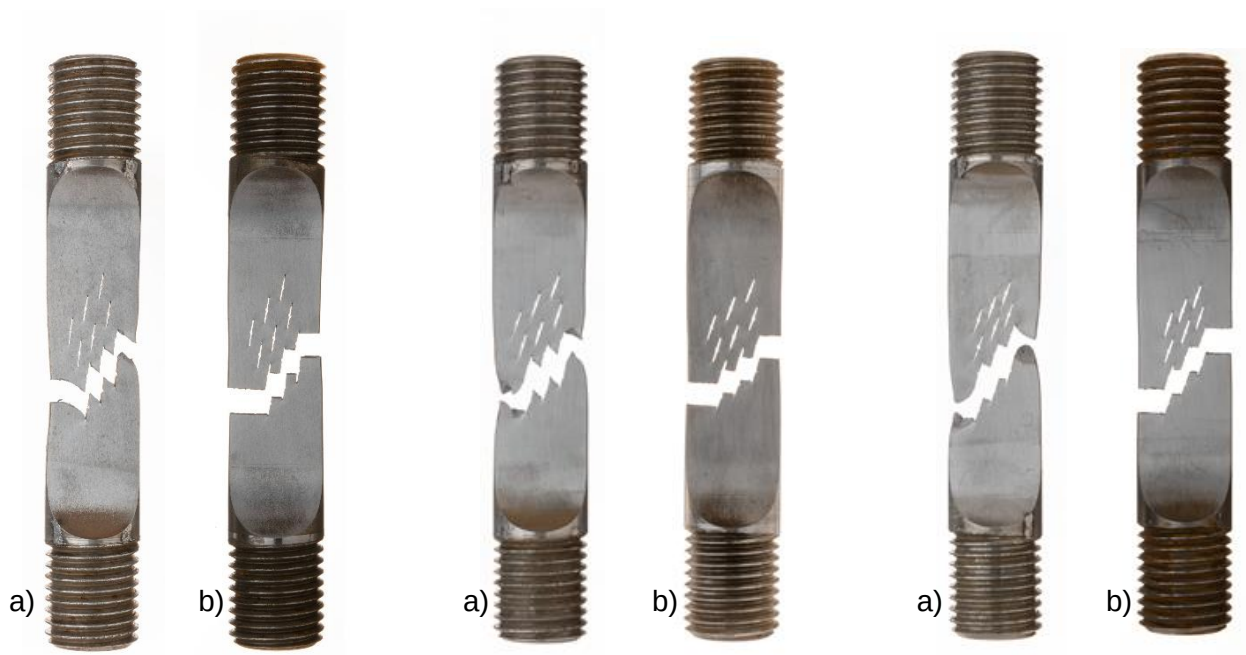


Bild AK7.1: Interaktion von Rissen. Links: Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 10° . Mitte: Rissfeldprobe mit Neigungswinkel 20° . Rechts: Rissfeldprobe, verringerter Rissabstand. a) in der Hochlage, b) im Übergangsgebiet

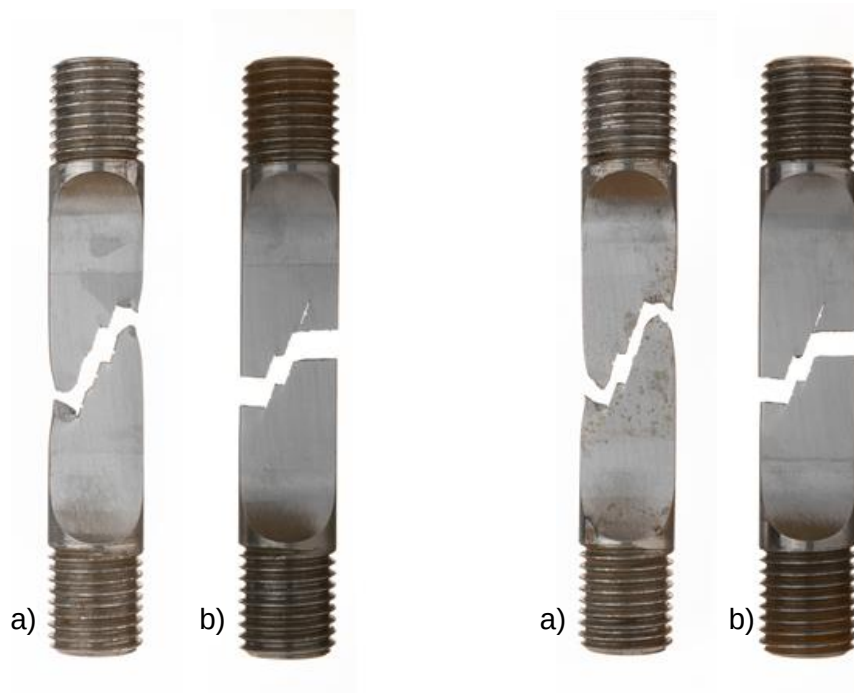


Bild AK7.2: Interaktion von Rissen. Links: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 1. Rechts: Rissfeldprobe, Schubeinfluss 2. a) in der Hochlage, b) im Übergangsgebiet

12.8 Anhang zu Kapitel 8

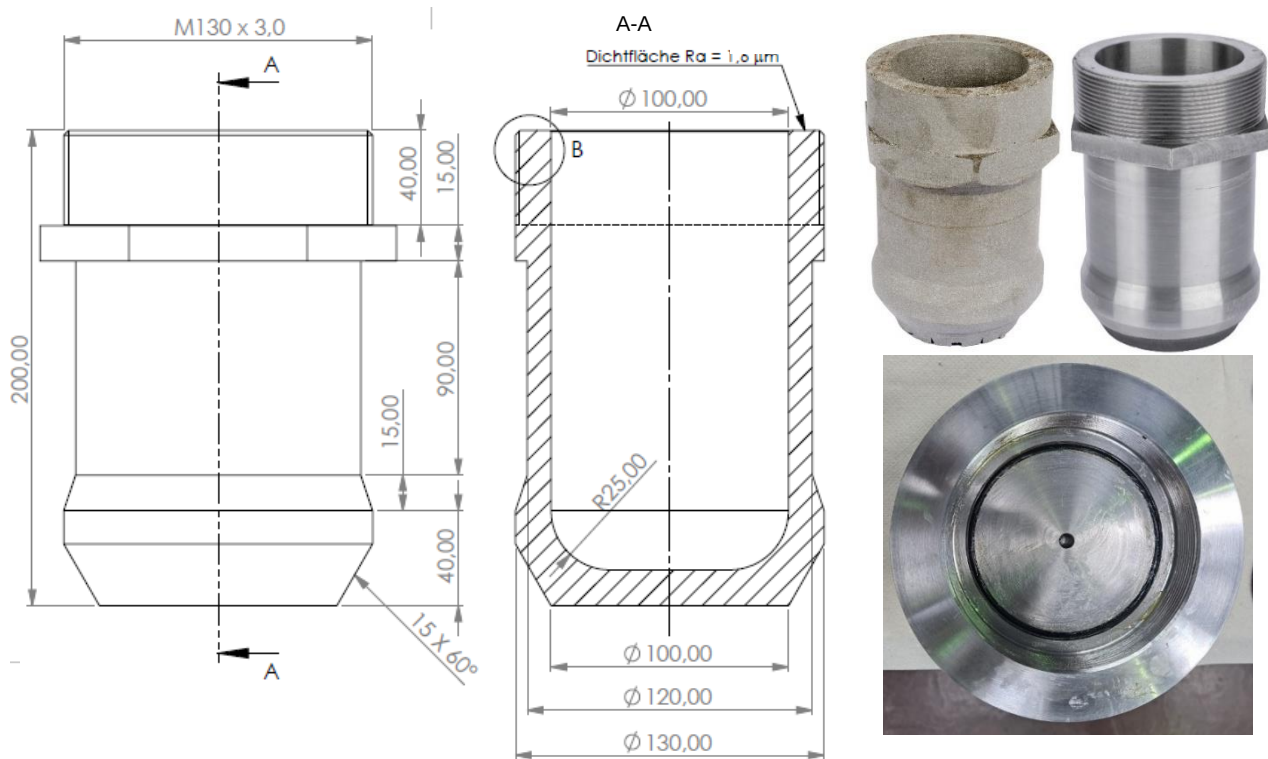


Bild AK8.1: Additiv gefertigter Druckbehälter: Links: Abmaße. Rechts: Rohling und Behälter nach der Nachbearbeitung und Verschlussdeckel mit O-Ring



Bild AK8.2: Additiv gefertigter Behälter, Farbeindringprüfung

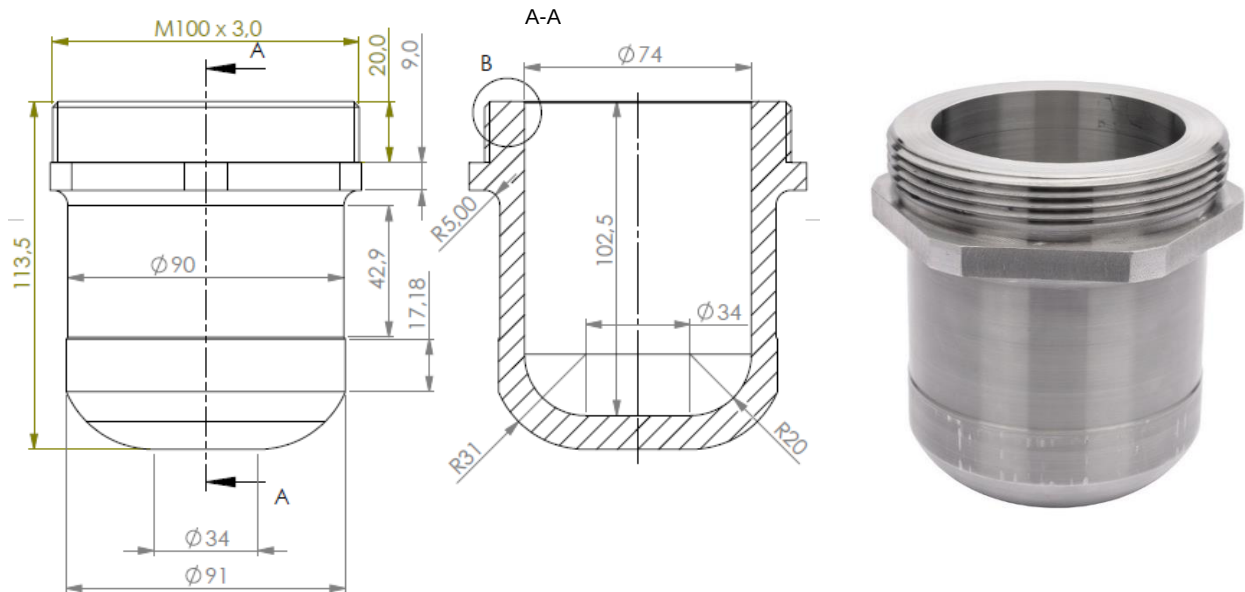


Bild AK8.3: Additiv gefertigter Druckbehälter (skaliert): Links: Abmaße. Rechts: Behälter nach der Nachbearbeitung

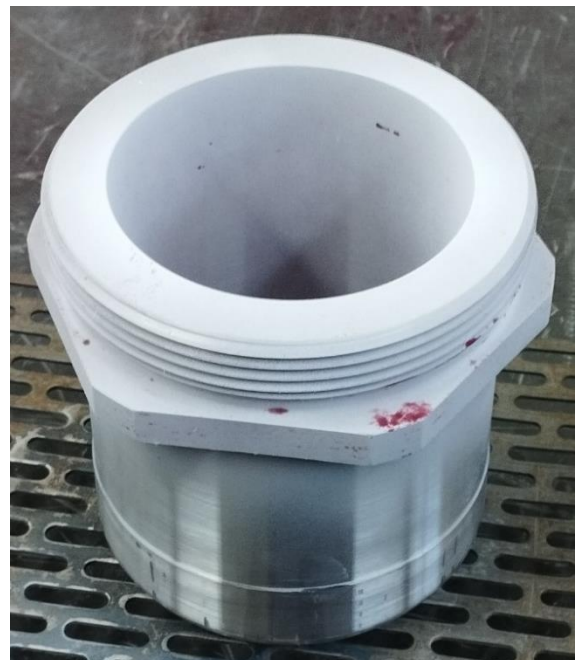
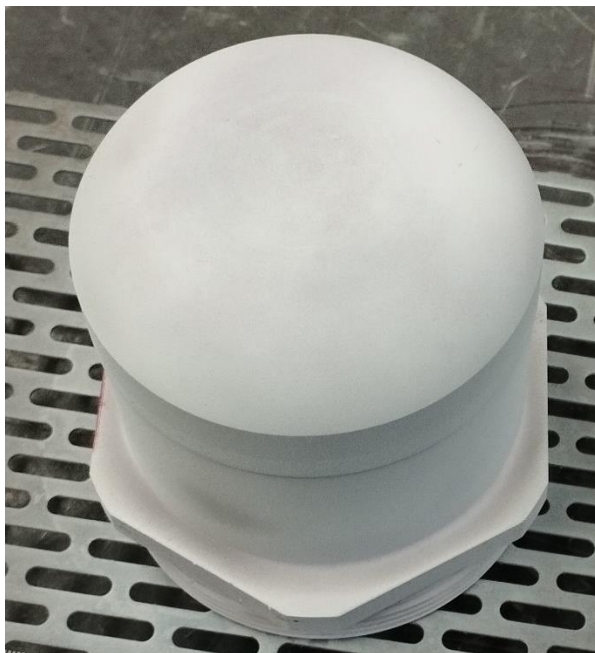


Bild AK8.4: Additiv gefertigter Behälter (skaliert), Farbeindringprüfung

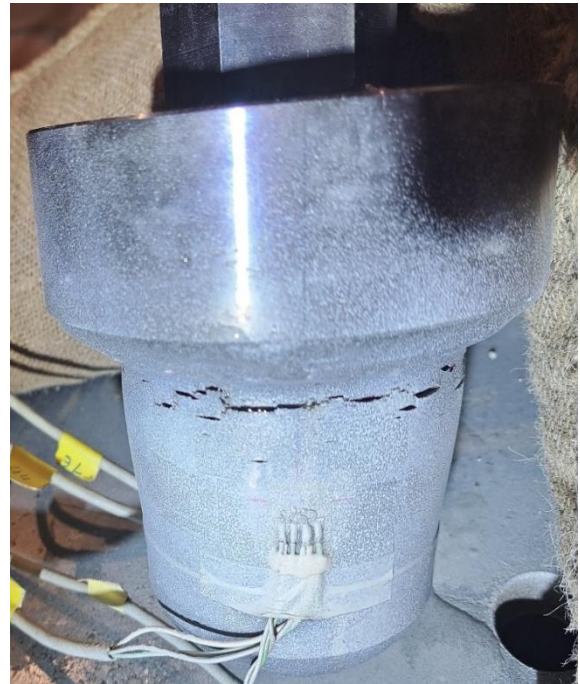


Bild AK8.5: Additiv gefertigte Behälter (skaliert). Links: Leckage in der Schweißnaht. Rechts: Risse unterhalb der Schweißnaht.

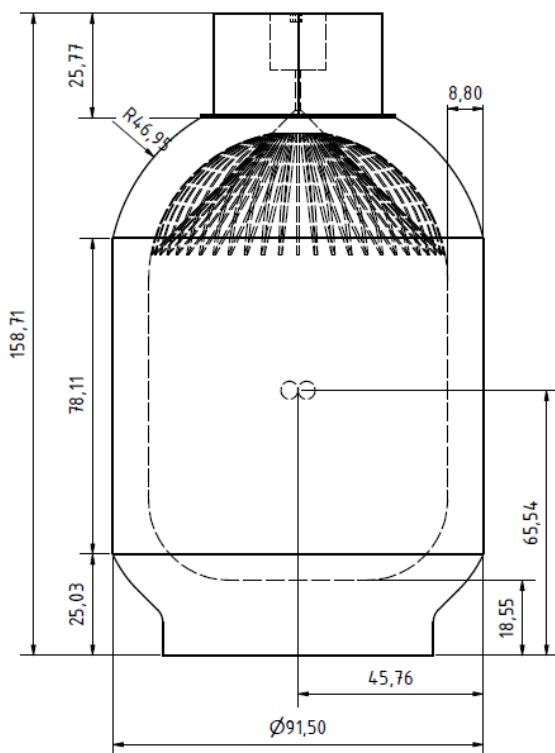


Bild AK8.6: Additiv gefertigter Druckbehälter (skaliert), Vollmodell ohne Verschlussdeckel: Links: Abmaße. Rechts: Behälter auf der Bauplatte nach dem 3D-Druck