

# **Werkstoffmechanische Untersuchungen zu den Mechanismen des Vorbelastungseffekts**

Von der Fakultät Energietechnik der Universität Stuttgart zur Erlangung der Würde eines  
Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Ulrich Alsmann, geb. in Lauda / Main-Tauber-Kreis

Hauptberichter: o. Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. C. Merten

Tag der mündlichen Prüfung: 07. Februar 2002

2002

Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Angestellter in der Abteilung Komponentensicherheit der staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA), Universität Stuttgart.

Dem Direktor der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos danke ich für die Zeit und das Interesse, das er der Arbeit entgegenbrachte sowie für die wertvollen Anregungen.

Weiterhin möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. C. Merten für die Übernahme des Mitberichts danken sowie Herrn Dr.-Ing. U. Eisele für die fruchtbaren Diskussionen.

Gedankt sei weiterhin den vielen Kolleginnen und Kollegen der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, die mich bei der Umsetzung des umfangreichen experimentellen Programms unterstützt haben.

Besonders hervorheben möchte ich an dieser Stelle Herrn Roland Ebinger, der durch seine verantwortungsvolle Mitarbeit bei der Durchführung der Experimente und wertvolle Diskussionsbeiträge wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Die der Arbeit zugrunde liegenden Untersuchungen wurden mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie (BMBF) Vorhabensnummer 1500 987 sowie Mitteln der VGB Technische Vereinigung der Großkraftwerksbetreiber e.V. VGB-Nr.: 8/96 gefördert. Ein Teil der Untersuchungen war Bestandteil einer Kooperation zwischen der Staatlichen Materialprüfungsanstalt und der Electricité de France EDF.

Stuttgart, im Februar 2002

Ulrich Alsmann

## Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen und Abkürzungen	5
Zusammenfassung	7
Abstract	9
1. Einleitung	16
2. Aufgabenstellung	18
3. Grundlagen der Bruchmechanik	19
3.1 Linearelastische Bruchmechanik	19
3.1.1 Spannungsintensitätsfaktor	19
3.1.2 Energiefreisetzungsrate	21
3.2 Elastische Bruchmechanik mit begrenzter plastischer Zone	23
3.2.1 Fließstreifenmodell nach Dugdale-Barenblatt	23
3.2.2 Ableitung des J-Integrals am Fließstreifenmodell	25
4. Werkstoffe	26
4.1 Gesichtspunkte für die Auswahl der untersuchten Werkstoffe	26
4.2 Chemische Zusammensetzung und mechanisch technologische Kennwerte	27
5. Experimentelle Simulation von WPS-Lastpfaden	29
5.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	29
5.2 Versuchsprogramm	32
5.2.1 WPS-Demonstrationsversuche	32
5.2.2 Ergänzende Demonstrationsversuche	33
5.2.3 Betreibertransiente I	34
5.2.4 Betreibertransiente II	35
5.2.5 WPS nach duktiler Initiierung	35
5.2.6 C(T)235-Großversuch	35
5.3 Ergebnisse	36
5.3.1 WPS-Demonstrationsversuche	36
5.3.2 Ergänzende Demonstrationsversuche	39
5.3.3 Betreibertransiente I	41
5.3.4 Betreibertransiente II	41

5.3.5	WPS nach duktiler Initiierung	43
5.3.6	C(T)235-Großversuch	43
5.4	Fraktographie	45
5.5	Zusammenfassende Bewertung und Vergleich mit Literaturergebnissen	49
6.	Mechanismen des Vorbelastungseffekts (WPS)	50
6.1	Untersuchung der Spannungsverteilung	51
6.2	Rolle der Rißspitzenabstumpfung	53
6.3	Einfluß der Vordehnung	55
6.3.1	Einfluß auf Bruchmechanikkennwerte	55
6.3.2	Einfluß auf Kennwerte des Zugversuchs	57
6.4	Diskussion	58
7.	Analytische Behandlung des Vorbelastungseffekts (WPS)	59
7.1	Superpositionsprinzip	61
7.2	Versagenskriterien bei Spröbruch	64
7.3	WPS-Modell nach Chell	65
7.4	Folgerungen aus dem Chell-Modell	70
7.5	Vergleich des Chell-Modells mit den experimentellen Befunden	74
8.	Anwendung des Vorbelastungseffekts in der Integritätsanalyse von Reaktordruckbehältern	79
8.1	Übertragbarkeit der experimentellen Ergebnisse	79
8.2	Berücksichtigung des Vorbelastungseffekts (WPS) im Regelwerk	81
8.2.1	Konservatives WPS-Prinzip	81
8.2.2	Quantifizierung des Sicherheitsabstands	83
8.2.3	Weiterentwickelte Versagenskurve	84
8.3	Einschränkungen	91
8.3.1	Konsequenzen für das Rißarrestverhalten	91
8.3.2	Kurze Risse	91
8.3.3	Mehrachsige Beanspruchung	92
9.	Literatur	93
10.	Anhang Versuchsergebnisse	100

## Formelzeichen und Abkürzungen

a	mm	Ritiefe
i	-	imaginäre Einheit
r	mm	Abstand von der Rißspitze
u,v	mm	Verschiebungen in x- und y-Koordinatenrichtung
A <sub>v</sub>	Nm	Kerbschlagarbeit
B	mm	Probenbreite
E	N/mm <sup>2</sup>	Elastizitätsmodul
E'	N/mm <sup>2</sup>	Elastizitätsmodul bei ebenem Dehnungszustand
G	-	Verhältnis der Streckgrenzen bei Kaltwiederbelastungs- und Warmvorbelastungstemperatur
G	N/mm	Energiefreisetzungsrate
J <sub>i</sub>	N/mm	physikalischer Rieinleitungskennwert
J <sub>e</sub>	N/mm	Chell-Integral
J <sub>ec</sub>	N/mm	kritischer Wert des J <sub>e</sub> -Integrals
K <sub>I</sub>	Mpa√m	Spannungsintensität bei Mode I Belastung
K <sub>Ic</sub>	Mpa√m	kritische Spannungsintensität / Bruchzähigkeit
K <sub>Ji</sub>	Mpa√m	in Spannungsintensität umgerechneter Wert von J <sub>i</sub>
M	Nm	Biegemoment
R <sub>e</sub>	N/mm <sup>2</sup>	Streckgrenze
RT <sub>NDT</sub>	°C	Referenztemperatur
T	°C	Temperatur
T <sub>NDT</sub>	°C	Nil-Ductility-Transition-Temperatur
W	mm	Probenweite
W	N/mm <sup>2</sup>	Formänderungsenergiedichte
σ	N/mm <sup>2</sup>	mechanische Spannung
ε	-	Dehnung
τ	N/mm <sup>2</sup>	Schubspannung
σ <sub>ei</sub>	N/mm <sup>2</sup>	Eigenspannung
σ <sub>id</sub>	N/mm <sup>2</sup>	ideelle Spannung
γ <sub>s</sub>	N/mm	spezifische Oberflächenenergie
σ <sub>wirk</sub>	N/mm <sup>2</sup>	wirkende Spannung
Φ	-	Spannungsfunktion
μ	-	Querkontraktionszahl

### Indices

$\Delta$	Differenz
FRAC	Bruch
p, pl	plastisch
pot	potentiell
WPS	Warmvorbelastung
UNL	Entlastung
x, y, z	kartesische Koordinatenrichtungen

### Abkürzungen

C(T)	Compact-Tension
C-F	Cool-Fracture ( $K_{Ic}$ -Versuch)
COD	Crack opening displacement
CTOD	Crack tip opening displacement
EDZ	ebener Dehnungszustand
EOL	end-of-life
ESZ	ebener Spannungszustand
FEM	Finite-Elemente Methode
KMV	Kühlmittelverlust
LEFM	Linear elastic fracture mechanics
LCF	Load-Cool-Fracture
LCUF	Load-Cool-Unload-Fracture
LPUCF	Load-Partial Unload-Cool-Fracture
LUCF	Load-Unload-Cool-Fracture
RDB	Reaktordruckbehälter
WPS	Warm-Prestress
WPS1	Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 formgeschweißt
WPS2	Werkstoff 22 NiMoCr 3 7 mod.
WPS3	Werkstoff 17 MoV 8 4 mod.
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfung

## Zusammenfassung

Im Rahmen der experimentellen Untersuchung des WPS-Effekts wurden mehr als hundert Lastpfadversuche durchgeführt. Dabei wurden die Einflußparameter Werkstoffzähigkeit, Lastpfadverlauf sowie Probengröße variiert. Hierbei wurden die folgenden Ergebnisse erzielt:

Der WPS-Effekt wurde bei allen drei untersuchten Werkstoffen trotz unterschiedlichster Zähigkeit in qualitativ ähnlicher Ausprägung beobachtet.

Durch die experimentelle WPS-Simulation konnte die Gültigkeit des konservativen WPS-Prinzips: „keine Initiierung bei zeitlich streng monoton fallender Spannungsintensität, wenn die Rißspitze im Laufe der aktuell betrachteten Transiente eine vorangegangene warme Vorbelastung erfahren hat“ bestätigt werden. Die Initiierung eines Bruches trat ausnahmslos erst ein, nachdem die Beanspruchung gesteigert wurde.

Das erreichbare Beanspruchungsniveau beim Bruch wird in erster Linie durch die Höhe der Warmvorbelastung bestimmt. Als weitere Einflußgrößen auf die Höhe des WPS-Effekts wurden der Verlauf der Transiente, insbesondere der Grad der Entlastung nach dem Maximum sowie die Probengröße identifiziert. Bei WPS-Versuchen mit teilweiser oder totaler Entlastung (LPUCF, LUCF) wurden in der Regel geringere Versagensbeanspruchungen gemessen als dies bei Lastpfaden ohne Entlastung (LCF) der Fall war. Bei LUCF-Lastpfaden wird beim Bruch das Niveau der Warmvorbelastung nicht in jedem Fall wieder erreicht. Bei gleicher Warmvorbelastungshöhe und gleicher Kaltwiederbelastungstemperatur erreicht der LUCF-Lastpfad das geringste Beanspruchungsniveau beim Bruch und damit den am geringsten ausgeprägten WPS-Effekt.

Wie bei Versuchen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  wurde bei der WPS-Simulation ein ausgeprägter Einfluß der Probengröße festgestellt. Der WPS-Effekt war bei Lastpfaden mit Entlastung bei großen Proben geringer als bei kleinen. Allerdings strebt dieser Trend gegen einen Sättigungswert. Auch bei weiterer Steigerung der verwendeten Probengröße wird der WPS-Effekt nicht mehr wesentlich weiter reduziert. Die Kombination aller den WPS-Effekt vermindender Einflußfaktoren führte schließlich zu einer C(T)235-Großprobe, die in einem LUCF-Lastpfad geprüft wurde. Auch unter diesen Bedingungen wurde noch ein deutlicher WPS-Effekt beobachtet.

Ein weiterer Teil der Untersuchung befaßte sich mit den dem WPS-Effekt zugrunde liegenden Mechanismen. Durch experimentelle Untersuchung der Einzelmechanismen Rißspitzenabstumpfung und Werkstoffvordehnung hinsichtlich ihrer Auswirkung auf das Spröbruchverhalten wurde gezeigt, daß der wesentlichste Beitrag zum WPS-Effekt aus einer günstigeren Spannungsverteilung im Vergleich mit nicht warmvorbelasteten Proben resultiert.

Nach Warmvorbeanspruchung ist der aus der Bruttobeanspruchung berechnete Spannungsintensitätsfaktor kein Maß mehr für die tatsächlich auf die Rißspitze einwirkende Beanspruchung. Daher ist nach Überschreiten des Lastpfadmaximums der Vergleich mit dem an monoton belasteten Proben ermittelten kritischen Spannungsintensitätsfaktor  $K_{Ic}$  zu konservativ.

Analytische Verfahren, die zur Bewertung der Rißspitzenbeanspruchung die gesamte thermomechanische Vorgeschichte der Warmvorbelastung berücksichtigen, sind in der Literatur seit einiger Zeit bekannt. Das bekannteste und bislang am besten überprüfte Verfahren in diesem Zusammenhang ist das Chell-Modell.

Das Chell-Modell ermöglicht es, die Versagenshöhe nach Standardlastpfaden (LCF, LUCF, LCUF, LPUCF..) mittels eines analytischen Ingenieurverfahrens, d.h. ohne Verwendung der FE-Methode, zu berechnen. Als Eingabeparameter werden neben den Eckdaten des Lastpfads lediglich die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  des Werkstoffs bei Bruchtemperatur sowie dessen Streckgrenze bei den Temperaturen der Warmvorbelastung und der Kaltwiederbelastung benötigt.

Das Chell-Modell beruht auf stark vereinfachenden Annahmen hinsichtlich des Werkstoffverhaltens. Ebenso bleibt die den Riß abstumpfende Wirkung („Blunting“) der Warmvorbelastung unberücksichtigt. Definitionsgemäß gilt das Chell-Modell nur für Beanspruchungen, die innerhalb der Grenzen des Kleinbereichsfließens liegen.

Die Überprüfung des Chell-Modells anhand der experimentellen Ergebnisse zeigte, daß die Phänomenologie des WPS-Effekts vom Chell-Modell richtig beschrieben wird. Bei Anwendung innerhalb der Gültigkeitsgrenzen ergab sich auch quantitativ eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Befunden. Insbesondere konnte gezeigt werden, daß bei Verwendung von „lower bound“-Bruchzähigkeitskennwerten mit Hilfe des Chell-Modells eine untere Abschätzung des zu erwartenden WPS-Effekts möglich ist.

Weiterhin wurde die Anwendbarkeit des WPS-Effekts in der Integritätsanalyse von RDB untersucht. Die bislang einzige quantitative Berücksichtigung des WPS-Effekts in Regelwerken (BS 7910) basiert auf dem Chell-Modell. In diesem Ansatz wird zur Abschätzung des WPS-Effekts eines beliebigen Lastpfads ein LUCF-Lastpfad als Referenz verwendet. Aufgrund des großen Einflusses der Entlastung auf die Höhe des WPS-Effekts beinhaltet diese Vorgehensweise ein hohes Maß an Konservativität. In einer hier vorgestellten Weiterentwicklung dieses Ansatzes wird dem realen Entlastungsverlauf Rechnung getragen. Als Referenzlastpfad wird in jedem Punkt der Transiente ein LPUCF-Lastpfad verwendet, dessen Entlastung dem Grad der Entlastung im betrachteten Punkt der Transiente entspricht. Die potentielle Wiederbelastbarkeit wird ebenfalls mit Hilfe des Chell-Modells ermittelt.

Die vorgestellte Methode ermöglicht es, bei Notkühllastpfaden den Sicherheitsabstand gegen Initiierung unter Einbeziehung des WPS-Effekts besser quantitativ zu erfassen.



## Abstract

If a cracked body is loaded in the upper shelf region of fracture toughness and then cooled under sustained load, fracture does not occur even if the loading-path intersects the fracture toughness curve  $K_{Ic}$  vs.  $T$  of the material. To trigger fracture a further increase of the loading is necessary (**Load-Cool-Fracture**).

A similar behaviour is observed, if the load is released after prestressing at higher temperature and the body is cooled in an unloaded condition. Again the load-bearing capacity at lower shelf temperatures is increased compared to a non-preloaded specimen (**Load-Unload-Cool-Fracture**).

This apparent increase of fracture toughness after preloading is called the warm-prestress-effect (WPS). The existence of WPS has been demonstrated experimentally many times by different researchers.

Today the most important application of the warm-prestress-effect is related to the analysis of brittle fracture of reactor pressure vessels (RPV) undergoing a loss of coolant accident (LOCA) or a pressurized thermal shock (PTS). Under those conditions cold water is fed into the reactor resulting in a steep temperature gradient at the inner side of the vessel wall.

During this scenario the stresses resulting from internal pressure are superimposed by biaxial tensile stresses induced by constrained thermal expansion. A postulated crack at the inner side of the vessel wall is exposed to a stress intensity that is increasing with the formation of the temperature gradient while the temperature at the crack tip is falling simultaneously. After reaching a maximum the equalization of the temperature profile over the vessel wall results in a decreasing crack loading in the further course of the load history.

According to German standards referring to emergency cooling conditions (ECC) it is not admissible that the loading-path of the transient cuts into the region of brittle fracture. The safety margin is expressed in terms of the temperature difference between the loading-path and the lower bound fracture-toughness curve of the material. During service life, neutron embrittlement leads to a steady degradation of the vessel material and the fracture toughness curve is shifted to higher temperatures gradually reducing the safety margin. In this approach - disregarding the beneficial influence of the WPS

effect - the components end-of-life state is encountered if the loading-path approaches the fracture-toughness curve.

If the maximum of the transient is reached at upper shelf temperatures, warm prestressing can be taken into account and the approach described above may be over-conservative. In these cases the WPS effect can guarantee the structural integrity of the vessel even if in the further course of the load history the nominally applied stress intensity is beyond the critical value at that temperature. Taking the warm prestress effect into consideration in integrity analysis may contribute to give a more realistic estimate of the tolerable service life of nuclear RPVs.

A necessary prerequisite for introducing the warm prestress effect into safety analysis is a quantitative treatment of the phenomenon. Methods are required, which allow to evaluate the margin against brittle fracture in each stadium of the transient. More precisely, the methods must quantify the allowable extent for reloading as a function of the preceding load history.

The overall objective of the presented work is to examine published WPS-methods and compare them to experimental results. If needed, these methods should be modified with regard to a future application in safety analysis.

In detail the following investigations have been pursued:

1. Provision of a broad experimental database considering size effects, effects of the loading path and influence of basic material toughness properties.
2. Description of the mechanisms on which the WPS effect is based. In a methodical approach the importance of each of the factors contributing to the phenomenon of warm-prestressing was isolated.
3. Verification of published analytical approaches that can be carried out by engineering means, i.e. methods that derive the fracture criterion from global parameters like stress-intensity or the J-Integral.
4. Adapting these methods - which in the past have been applied primarily to standard cycles (LCF, LUCF..) - for an application on emergency cooling cycles.

In the scope of the presented work more than hundred WPS-tests have been performed. Special emphasis was put on exact control of load and temperature during the tests. A fully computer-controlled testing facility was developed for that purpose.

The majority of the the tests were done using standard cycles (LCF, LUCF). Additionally tests were made with simultaneous cooling and unloading of the specimen. The specimen size was varied from C(T)25 up to C(T)235. Three different materials

have been investigated. The material properties covered a toughness range from a level representing begin-of-life conditions to material conditions beyond end-of-life.

Another important aspect was the profound knowledge of basic material properties of the selected materials. The good homogeneity of the primarily used material, permitting to manufacture a set of specimens with identical properties, was a useful feature, because WPS-results were not affected by the variation of the materials initial state.

Some of the tests have been repeated several times with identical test parameters. The intention was to statistically affirm findings despite of the scatter that is immanent to the process of brittle fracture.

### **Experimental results**

- The maximum benefit of WPS depends primarily on the loading level reached during warm prestressing.
- An influence of basic material properties on WPS-behaviour could not be detected. The experimental results of all three investigated materials showed similar WPS-results if test-temperatures are related to the respective transition temperatures.
- Specimens cooled under sustained load (LCF) never failed even if the temperature was lowered far beyond transition. Fracture was triggered exclusively under the condition of a rising load. Thus, the well-known "conservative WPS-principle" was fully confirmed. The scatter of LCF results was well below the scatter of unprestressed specimens ( $K_{Ic}$ -tests).
- Loading-cycles including total unloading of the specimen (LUCF) showed a less pronounced WPS-effect compared to LCF-cycles. The level of preloading was not always attainable at reloading. The reloading capacity depends on the preloading, the temperature of reloading and on the specimen size. For load histories with complete or partial unloading a considerable size effect was observed. Comparable to  $K_{Ic}$ -tests, the size-dependence of WPS-results tends towards a lower saturation niveau. However, size-criteria from fracture toughness standards can not be transferred directly.
- With respect to fracture load and observed scatter, the results of partially unloaded specimens are located between LCF- and LUCF results.
- Ductile tearing during preloading coming along with a resharping of the blunted crack tip did not lead to significant change of WPS-behaviour.

### **Mechanisms of the WPS-effect**

As early as 1968 Nichols presented an explanation for the experimentally observed phenomenon:

- Reduction of the notch acuity by crack-tip blunting.
- A more favourable stress distribution at the crack tip compared to monotonic loading.
- Strain induced change of the materials inherent resistance against brittle fracture.

A literature survey showed that there is no general agreement on the importance of the respective mechanisms. In the presented work an attempt was made to systematically isolate each of the mentioned factors and to give an estimate of their contribution to the phenomenon.

Experiments without prior loading using notched specimen of different radii allowed to quantify the apparent increase of fracture toughness solely induced by crack-tip blunting. This tests were only considering the aspect of crack-tip geometry on brittle fracture, effects of straining and redistribution of stresses were not operative in this case.

Based on both numerical and analytical work, the formation of crack-tip stress fields in the different stages of the WPS load history were investigated.

To evaluate the role of pre-deformation on the material a panel was uniformly pre-strained and a number of C(T)25 was manufactured from this material. By testing these specimens at lower shelf temperature according to brittle fracture standards and comparing the results to that of the unstrained material, it could be inferred how straining affects basic fracture behaviour.

### **Results**

- After prestressing the stress distribution is a function of the load history. The higher load-bearing capacity of a cracked body after warm prestressing can be primarily traced back to a more favourable stress distribution compared to non-prestressed bodies. In the case of total unloading (LUCF) this is quite obvious since residual compressive stresses after unloading are opposed to the tensile stresses at reloading thus protecting the crack-tip. In the case of a LCF-cycle the uncritical stress distribution attained at preloading is "frozen in" at cooling. To trigger fracture additional load increasing the crack-tip stress level is required.

- After prestressing stresses are not solely localized at the crack-tip but the ligament is also involved in bearing the applied load. High tensile stresses at the crack-tip - necessary to trigger brittle fracture - generally occur at higher nominal loads. Thus stress-intensity factors calculated from applied loads like under monotonic loading are no longer a measure representing the affinity to brittle fracture.
- Crack-tip blunting proved to be a beneficial effect but not to that extent as claimed by some researchers. The extrapolation of the test results of notched specimens to a blunting radius measured at a prestressed specimen showed that blunting plays an inferior role in warm prestressing. Another evidence for that statement is given in the results of specimens prestrained beyond the limit of ductile crack initiation, see above.
- Fracture mechanics tests with prestrained material showed no significant change of lower-shelf properties. Neither a change of the lower shelf fracture toughness niveau nor a shift of the transition temperature to higher or lower temperatures could be observed.

### **Analytical description of WPS with the Chell-model**

Among analytical WPS-approaches Chell's WPS-model is cited most frequent in literature. The ability to predict fracture loads after warm prestressing via Chell's model was repeatedly reviewed by experimental data. The validity of the model was judged positively by the majority of the investigators.

### **Results**

- Chell's model approximates the effective displacement-fields after a WPS load history based on the principle of "plastic superposition". In the presented work the physical relevance of that principle could be shown based on a simple stress-superposition model. Crack-tip blunting and strain induced material effects are neglected by Chell's model. As mentioned above, these two factors do not much contribute to the WPS-effect, so Chell's model reflects the most dominant factor of the phenomenon. By definition the application of Chell's model is limited to the domain of small-scale-yielding.
- Compared to the experimental results of the presented work, Chell's model evaluates the primary inputs influencing the WPS-effect, i.e. the level of preloading and the degree of unloading after the maximum according to the experimental findings.

- Fracture loads after LCF-cycles are predicted in a good quantitative agreement with experimental data.
- For fracture loads after LUCF-cycles Chell's model works with adequate accuracy provided the conditions of small-scale-yielding are met. This holds generally only for specimens with component-like dimensions. The fracture load of small specimens, whose preloading is generally outside the scope of small-scale-yielding is underpredicted, i.e. the results generated by the Chell-model are conservative considering the LUCF-cycle.
- Statements based on Chell's model referring to scatter of fracture loads for LCF- and LUCF-cycles are in agreement with observations.
- Comparing the results of 85 LCF-, LUCF- and LCUF-tests using different materials and specimens of sizes from C(T)25 to C(T)235 confirmed that Chell's model can give a lower bound estimate of the expected WPS-effect for standard cycles.

### **Safety margins evaluation of ECC transients**

The proposal made in the presented work is based on the Chell-model. Originally Chell's model is expedient to analyze standard load-cycles, i.e. cycles consisting of horizontal and vertical traces in the fracture toughness vs. temperature diagram. Unlike these, during emergency cooling cycles loading and cooling occurs simultaneously. ECC load-cycles therefore have to be approximated by a suitable standard load-cycle. From all load-cycles having their maximum at the same preloading level expressed in terms of stress-intensity factor and at the same temperature, the LUCF-cycle attains the least fracture loading at lower shelf temperatures. On the one hand this is predicted by Chell's model, on the other hand this was confirmed by numerous experimental results from different authors.

Hence, the warm prestress-effect is least distinctive in the case of an LUCF-cycle. The result of the LUCF-cycle can be taken as a lower bound estimate for any loading-cycle with identical key data. This approach forms the basis of a qualitative treatment of WPS in British standards.

A further reduction of conservatism can be achieved by a modification proposed in the presented work. Regarding the detrimental influence of unloading on the WPS-effect, it is more realistic to use the momentarily reached degree of unloading during the transient as a reference. Unlike the British approach, the proposed method uses a standard load cycle with partial unloading to calculate the reloading potential.

With this approach it is possible to construct a failure curve specific for a particular ECC-loading path. The distance between the loading path and the failure curve characterizes the reloading capacity in every instant of the transient and can be taken as a measure for the safety margin against brittle fracture.

## 1. Einleitung

Wird ein rißbehafteter Körper in der Hochlage der Bruchzähigkeit belastet und bei konstant gehaltener Belastung abgekühlt (L(oad)-C(ool)-F(racture)-Lastpfad) kommt es nicht zum Bruch, auch wenn im Spannungsintensitäts-Temperatur-Diagramm die  $K_{Ic}$ -Kurve des Werkstoffs geschnitten wird. Zur Auslösung eines Bruchs ist eine weitere Steigerung der Beanspruchung erforderlich. Ähnliches gilt, wenn nach der Warmvorbeanspruchung der Körper im entlasteten Zustand abgekühlt wird (L(oad)-U(nload)-C(ool)-F(racture)-Lastpfad). Auch hier kann bei Wiederbelastung im Gebiet der Bruchzähigkeitstieflage eine höhere Beanspruchung ertragen werden, als dies ohne Warmvorbeanspruchung der Fall wäre. Diese Erhöhung der Bruchzähigkeit nach einer Warmvorbeanspruchung wird als Vorbelastungs- oder WPS-Effekt bezeichnet. Die Existenz des WPS-Effekts wurde vielfach nachgewiesen, z.B. /1-1/, /1-2/ und /1-3/.

Von besonderer Relevanz ist der WPS-Effekt vor dem Hintergrund von Sprödbrechtsicherheitsanalysen an Reaktordruckbehältern (RDB) bei thermoschockartiger Beanspruchung. Derartige Lastfälle treten auf, wenn infolge einer mittleren bis großen Leckage des Primärkreissystems (KMV) zur Abfuhr der Nachwärme kaltes Notkühlwasser eingespeist werden muß. Neben der Beanspruchung durch den Innendruck tritt dann an der RDB-Innenwand infolge der behinderten Wärmedehnung eine zusätzliche, dem Innendruck überlagerte biaxiale Zugspannung auf. In der Integritätsanalyse nach KTA /1-4/ ist nachzuweisen, daß ein im Innenwandbereich postulierter Anriß in doppelter Größe der Erkennbarkeitsschwelle der zerstörungsfreien Prüfung nicht initiiert bzw. innerhalb von 75 % der Wanddicke gestoppt wird.

Der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  eines solchen Risses steigt ausgehend von der Innendruckbeanspruchung im Verlauf der Kühlung mit dem sich zunehmend ausbildenden Temperaturgradienten in der RDB-Wand an. Nach Durchlaufen eines Maximums folgt dann im weiteren mit dem Ausgleich des Temperaturprofils über der Wand eine stetige Abnahme der Beanspruchung. Der Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors  $K_I$  als Funktion der Rißspitztemperatur  $T$  wird als Lastpfad bezeichnet.

Bei den üblichen Notkühlszenarien überwiegt der thermisch induzierte Teil der Beanspruchung gegenüber der Rißbeanspruchung aus Innendruck. Daher ist die Höhe des Maximums primär durch die Größe des Rißpostulats und den Wärmeübergang Kühlmittel - Komponente bestimmt. Die Lage des Lastpfads im Spannungsintensitäts-Temperaturdiagramm ist durch



die thermohydraulischen Randbedingungen wie Betriebstemperatur und Kühlwassertemperatur festgelegt.

Ziel der Integritätsanalyse ist es, die wirkende der ertragbaren Beanspruchung gegenüberzustellen. Als Maß für die ertragbare Beanspruchung wird gemäß dem Regelwerk die untere Grenzkurve der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  des Werkstoffs verwendet. Üblicherweise wird der Sicherheitsabstand im K-T-Diagramm in Form einer Temperaturdifferenz  $\Delta T$  zwischen der  $K_{Ic}$ -Kurve und dem Notkühllastpfad ausgewiesen.

Aufgrund der akkumulierten Neutronenfluenz erfährt der RDB-Werkstoff im Verlauf der Jahre eine zunehmende Versprödung, die sich unter anderem in einer Verschiebung des Bruchzähigkeitsübergangs zu höheren Temperaturen äußert und daher zu einer zunehmenden Verminderung des Sicherheitsabstands und damit der Restbetriebsdauer der Komponente führt. Für  $\Delta T = 0$ , das heißt beim Schnitt der Lastpfadkurve mit der Bruchzähigkeitskurve wird auf der Basis der gegenwärtigen Sicherheitsanalyse - ohne Berücksichtigung des WPS-Effekts - Rißinitiierung postuliert. In experimentellen WPS-Untersuchungen konnte jedoch nachgewiesen werden, daß nach einer Warmvorbelastung Beanspruchungen oberhalb der Bruchzähigkeitskurve ertragen werden können. Es ist daher das Ziel, durch Einbeziehung des WPS-Effekts in die Integritätsanalyse rißbehafteter Komponenten bislang bestehende Konservativitäten abzubauen.

## 2. Aufgabenstellung

Experimentelle Untersuchungen der vergangenen Jahre haben gezeigt, daß für die Höhe der ertragbaren Beanspruchung eines angerissenen Körpers im Gebiet der Bruchzähigkeits-tieflage die Beanspruchungs-Temperatur-Geschichte des Rißspitzenbereichs, also der Last-pfad, bestimmend ist.

In diesem Sinne stellt die bislang als Werkstoffkenngröße verwendete  $K_{Ic}$ -Kurve den Sonderfall einer Versagenskurve dar, der in der WPS-Terminologie als C(ool)-F(racture) Last-pfad bezeichnet werden könnte. Lastpfade die anders als bei  $K_{Ic}$ -Versuchen bereits bei höheren Temperaturen als der Bruchtemperatur eine Belastung erfahren haben, erreichen im allgemeinen eine höhere Bruchbeanspruchung. Dies gilt auch für Lastpfade infolge von Kühlmittelverluststörfällen.

Um bei einem solchen Lastpfad den Sicherheitsabstand gegen Versagen zu quantifizieren, werden Methoden benötigt, mit denen in jedem Punkt des Lastpfads die Höhe einer möglichen Beanspruchungssteigerung berechnet werden kann.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, derartige Verfahren anhand experimenteller Ergebnisse zu überprüfen und weiterzuentwickeln.

Im einzelnen wurden dabei die folgenden Untersuchungsziele verfolgt:

- Schaffung einer breiten experimentellen Datenbasis zum WPS-Effekt mit Variation der Einflußgrößen: Lastpfad, Probengröße und Werkstoffzähigkeit.
- Beschreibung der Mechanismen, die dem WPS-Effekt zugrunde liegen, mit dem Ziel, das Gewicht der einzelnen Beiträge auf die Höhe des WPS-Effekts quantitativ zu erfassen.
- Überprüfung von veröffentlichten, ingenieurmäßig anwendbaren analytischen Ansätzen, die das Bruchkriterium ebenso wie bei der bisherige Vorgehensweise aus globalen Beanspruchungsgrößen ableiten, anhand der experimentellen Befunde.
- Weiterentwicklung dieser Methoden im Hinblick auf eine Anwendung bei Notkühl-lastpfaden, um die tatsächlichen Sicherheitsabstände bei realen Lastpfaden zu quantifizieren.

### 3. Grundlagen der Bruchmechanik

#### 3.1 Linearelastische Bruchmechanik

##### 3.1.1 Spannungsintensitätsfaktor

Die Aufgabe, den Spannungs- und Verzerrungszustand eines elastischen Körpers vollständig zu beschreiben, besteht darin, ein Spannungsfeld zu finden, das den Grundgleichungen der Elastizitätstheorie:

- Kräftegleichgewicht am Volumenelement,
- Kontinuitätsbedingung,
- und Werkstoffgesetz

genügt, sowie die Spannungs- und Verschiebungsbedingungen an der Berandung des Körpers erfüllt.

Für ebene Probleme konnte Airy zeigen, daß eine Funktion  $\Phi(x,y)$ , die der biharmonischen Gleichung

$$\frac{\delta^4 \Phi}{\delta x^4} + 2 \frac{\delta^4 \Phi}{\delta x^2 \delta y^2} + \frac{\delta^4 \Phi}{\delta y^4} \equiv \nabla^2(\nabla^2 \Phi) = 0 \quad \text{Gl. 3-1}$$

genügt und von der die gesuchten Spannungen in der folgenden Weise abgeleitet werden

$$\sigma_{xx} = \frac{\delta^2 \Phi}{\delta y^2}, \quad \sigma_{yy} = \frac{\delta^2 \Phi}{\delta x^2}, \quad \tau_{xy} = -\frac{\delta^2 \Phi}{\delta x \delta y}, \quad \text{Gl. 3-2}$$

sowohl die Gleichgewichtsbedingungen als auch die Verträglichkeitsbedingungen (Kontinuität des Körpers) erfüllt. Die Funktion  $\Phi(x,y)$  wird als Spannungsfunktion bezeichnet.

Eine entscheidende Erleichterung beim Auffinden geeigneter Spannungsfunktionen ergibt sich aus den Eigenschaften analytischer komplexer Funktionen  $F(z)$ ,  $z = x+iy$ . Aufgrund der definitionsgemäßen Richtungsunabhängigkeit der Ableitung gelten bei diesen Funktionen für die partiellen Ableitungen die Cauchy-Riemannschen Beziehungen:

$$\frac{\delta(\text{Re})}{\delta x} = \frac{\delta(\text{Im})}{\delta y}, \quad \frac{\delta(\text{Im})}{\delta x} = -\frac{\delta(\text{Re})}{\delta y}, \quad \frac{\delta}{\delta x} = \frac{d}{dz}. \quad \text{Gl. 3-3}$$

Ausgehend von diesen Beziehungen kann gezeigt werden, daß bei analytischen komplexen Funktionen sowohl der Real- als auch der Imaginärteil sowie Produkte des Real- bzw. Imaginärteils mit den Variablen  $x$  und  $y$  die biharmonische Gleichung erfüllen und damit als Spannungsfunktionen verwendbar sind.

Zur Lösung von Rißproblemen führte Westergaard /3-1/ eine Spannungsfunktion vom Typ

$$\Phi = \text{Re}\left\{\bar{\bar{\phi}}(z)\right\} + y \text{Im}\left\{\bar{\phi}(z)\right\} \quad \text{Gl. 3-4}$$

ein, wobei  $\phi(z)$  eine analytische Funktion der komplexen Variablen  $z$  ist und durch die einfache und doppelte Überstreichung die einfache bzw. zweifache Integration nach der Variablen  $z$  symbolisiert wird.

Durch Anwendung der Gl. 3-2 auf Gl. 3-4 ergeben sich mit Hilfe der Beziehungen Gl. 3-3 die entsprechenden Ausdrücke für die Spannungen zu:

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{\delta^2 \Phi}{\delta y^2} = \operatorname{Re}\{\phi(z)\} - y \operatorname{Im}\{\phi'(z)\} && \text{Gl. 3-5} \\ \sigma_{yy} &= \frac{\delta^2 \Phi}{\delta x^2} = \operatorname{Re}\{\phi(z)\} + y \operatorname{Im}\{\phi'(z)\} \\ \tau_{xy} &= -\frac{\delta^2 \Phi}{\delta x \delta y} = -y \operatorname{Re}\{\phi'(z)\} .\end{aligned}$$

Für die speziellen Randbedingungen der ebenen Platte mit Mittelriß der Länge  $2a$  entlang der  $x$ -Achse unter der biaxialen Spannung  $\sigma$  fand Westergaard die komplexe Spannungsfunktion

$$\phi(z) = \frac{\sigma}{\sqrt{1 - a^2/z^2}} . \quad \text{Gl. 3-6}$$

Für  $y = 0$  ergibt sich mit Gl. 3-5 Schubspannungsfreiheit in der Symmetrieebene, für die rißöffnend wirkende Komponente der Spannung gilt entlang der  $x$ -Achse:

$$\sigma_{yy} = \frac{\sigma}{\sqrt{1 - a^2/x^2}} . \quad \text{Gl. 3-7}$$

Im Bereich der Rißränder  $-a < x < a$  wird  $\phi(z)$  komplexwertig und da für  $y = 0$  die Normalspannungen dem Realteil von  $\phi(z)$  entsprechen, wird die Randbedingung der lastfreien Rißflanken von Gl. 3-6 erfüllt. In der Nähe der Rißspitzen  $|x| \rightarrow a$  wachsen die Spannungen in  $x$ - und  $y$ -Richtung über alle Grenzen wogegen in großer Entfernung  $z \gg a$  die Spannungen auf den Wert  $\sigma$  abfallen. Somit liefert der Westergaardsche Ansatz eine geeignete Spannungsfunktion um Mode I Rißprobleme zu beschreiben. In späteren Modifikationen konnte Sih /3-2/ den Westergaardschen Ansatz weiter verallgemeinern, um ihn für eine größere Anzahl von Rißkonfigurationen verwendbar zu machen.

Mit Hilfe des Hookschen Gesetzes für den EDZ lassen sich die zu den Spannungen Gl. 3-5 gehörenden Dehnungen und daraus durch Integration die Verschiebungen  $u$  und  $v$  in  $x$ - und  $y$ -Richtung ermitteln:

$$u = \frac{1+\mu}{E} \left[ (1-2\mu) \operatorname{Re}\{\bar{\phi}(z)\} - y \operatorname{Im}\{\phi(z)\} \right] \quad \text{Gl. 3-8a}$$

$$v = \frac{1+\mu}{E} \left[ 2(1-\mu) \operatorname{Im}\{\bar{\phi}(z)\} - y \operatorname{Re}\{\phi(z)\} \right] . \quad \text{Gl. 3-8b}$$

An den Rißufern  $y = 0$  und  $-a < x < a$  folgt aus Gl. 3–6 und Gl. 3–8 für die Rißgeometrie

$$v = \frac{2\sigma}{E}(1-\mu^2)\sqrt{a^2 - x^2}, \text{ EDZ, } y = 0. \quad \text{Gl. 3–9a}$$

Für den ESZ ergibt sich:

$$v = \frac{2\sigma}{E}\sqrt{a^2 - x^2}, \text{ ESZ, } y = 0. \quad \text{Gl. 3–9b}$$

Dies sind Gleichungen von Ellipsen.

Durch Verschiebung des Koordinatenursprungs an die Rißspitze und Approximation der neuen Funktion  $\phi(\zeta = z-a)$  durch das erste Glied einer Reihenentwicklung brachte Sneddon Gl. 3–6 in eine einfacher handhabbare Form. Nach Übergang auf Polarkoordinaten  $\zeta = re^{i\theta}$  erhält man zunächst

$$\phi(\zeta) = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot e^{-1/2 i\theta} \quad \text{Gl. 3–10}$$

und nach Anwendung der Gl. 3–5 die bekannten Sneddon-Gleichungen /3-3/ :

$$\sigma_{xx} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos\frac{\theta}{2} \left(1 - \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3\theta}{2}\right) \quad \text{Gl. 3–11a}$$

$$\sigma_{yy} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos\frac{\theta}{2} \left(1 + \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3\theta}{2}\right) \quad \text{Gl. 3–11b}$$

$$\tau_{xy} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \sin\frac{\theta}{2} \cos\frac{\theta}{2} \cos\frac{3\theta}{2} \quad \text{Gl. 3–11c}$$

Diese Gleichungen sind aufgrund der Approximation, die zu Gl. 3–10 führten, nur für Bereiche nahe der Rißspitze gültig. Aus Gleichung Gl. 3–11 geht hervor, daß die Spannungskomponenten eines beliebigen Rißproblems und bei beliebiger Spannung  $\sigma$  an allen Punkten zueinander in festen Verhältnissen stehen. Der Betrag der Spannungen  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  und  $\tau_{xy}$  wird allein durch den Ähnlichkeitsparameter

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{Gl. 3–12}$$

bestimmt.  $K_I$  ist der Spannungsintensitätsfaktor bei Mode I Belastung.

### 3.1.2 Energiefreisetzungsrates

Ein anderer Ansatz zur Behandlung von Rißproblemen geht auf Griffith /3-4/ zurück. Anhand einer energetischen Betrachtungsweise postulierte Griffith, daß Rißausbreitung nur dann möglich sei, wenn die Freisetzung von potentieller Energie  $W_{\text{pot}}$  des Körpers infolge Rißausbreitung größer ist als der Arbeitsbetrag  $W_s$ , der durch die Schaffung der neuen Rißoberfläche verzehrt wird. Aus dem Gleichgewicht der beiden Energiebeträge folgt das Instabilitätskriterium:

$$\frac{dW_{\text{pot}}}{da} + \frac{dW_s}{da} = 0. \quad \text{Gl. 3–13}$$

Werden die Angriffspunkte der äußeren Kräfte festgehalten, so daß diese keine Arbeit verrichten können, entspricht die Änderung der potentiellen Energie der Abnahme der im Körper gespeicherten elastischen Energie. Basierend auf einer Arbeit von Inglis /3-5/ errechnete Griffith diesen Energiebetrag zu

$$\frac{dW_{\text{pot}}}{da} = -\frac{\sigma^2 \pi a}{E'} \quad \text{Gl. 3-14}$$

mit  $E' = E$  für ESZ und  $E' = E/(1 - \mu^2)$  für EDZ.

Damit folgt aus dem Instabilitätskriterium mit  $2\gamma_s = W_s/a$  der spezifischen Oberflächenenergie an den beiden neu gebildeten Rißoberflächen:

$$\frac{\sigma^2 \pi a}{E'} = 2\gamma_s \quad \text{Gl. 3-15}$$

Griffith konnte Gl. 3-15 experimentell an Glas verifizieren. Bei Anwendung auf Metalle zeigte sich jedoch, daß dort die dissipierte Energie aufgrund des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens wesentlich größer ist als die zur Trennung der Atombindungen erforderliche Energie  $\gamma_s$ . Aus diesem Grund ergänzte Irwin /3-6/ die rechte Seite von Gl. 3-15 durch einen weiteren dissipativen Term  $\gamma_p$ , der nun alle weiteren Energiebeträge erfasst, die bei der Rißausbreitung in unmittelbarer Nähe der Rißspitze als plastische Verformungsarbeit dissipiert werden. Ein weiterer Verdienst Irwin's ist die Verknüpfung des Konzepts der elastischen Energiefreisetzungsrates mit dem Konzept des Spannungsintensitätsfaktors, /3-7/. In einem Gedankenexperiment wird ein Riß um ein infinitesimales Stück der Rißlänge  $\Delta a$  geschlossen. Der dafür notwendige Aufwand an spezifischer Energie ist wegen des elastischen Werkstoffverhaltens betragsmäßig genauso groß wie die Änderung der elastischen Energie bei Rißfortschritt. Für die Energiefreisetzung  $G\Delta a$  bei Einheitsdicke gilt:

$$G\Delta a = 2 \cdot \int_0^{\Delta a} \frac{1}{2} \sigma_{yy} \cdot v \, dx \quad \text{Gl. 3-16}$$

Mit Gl. 3-7 und Gl. 3-9 folgt für den EDZ

$$G\Delta a = \frac{2\sigma}{E} (1 - \mu^2) \cdot \int_a^{a+\Delta a} \frac{\sqrt{(a + \Delta a)^2 - x^2}}{\sqrt{1 - a^2/x^2}} \, dx \quad \text{Gl. 3-17}$$

Der Integrand in Gl. 3-16 erklärt sich dadurch, daß bei Beginn des Rißschließens ein Punkt auf dem Rißufer um den Betrag  $v(x)$  von seiner späteren Endlage auf der x-Achse entfernt ist. Die Spannung auf dem anfänglich unbelasteten Rißufer steigt linear auf den Endwert  $\sigma_{yy}(x)$  an, wenn der Riß um den infinitesimal kleinen Betrag  $\Delta a$  geschlossen wird. Die Auswertung des Integrals führt auf

$$G\Delta a = \frac{\sigma^2 \pi a}{E'} \Delta a \quad \text{Gl. 3-18}$$

und bei Verwendung des Spannungsintensitätsfaktors  $K_I$  auf die bekannte Beziehung

$$G = \frac{K_I^2}{E'}, \quad \text{Gl. 3-19}$$

die einen Zusammenhang zwischen der Energiefreisetzungsrate und dem Ähnlichkeitsparameter des elastischen Spannungsfelds am Ri herstellt.

### 3.2 Elastische Bruchmechanik mit begrenzter plastischer Zone

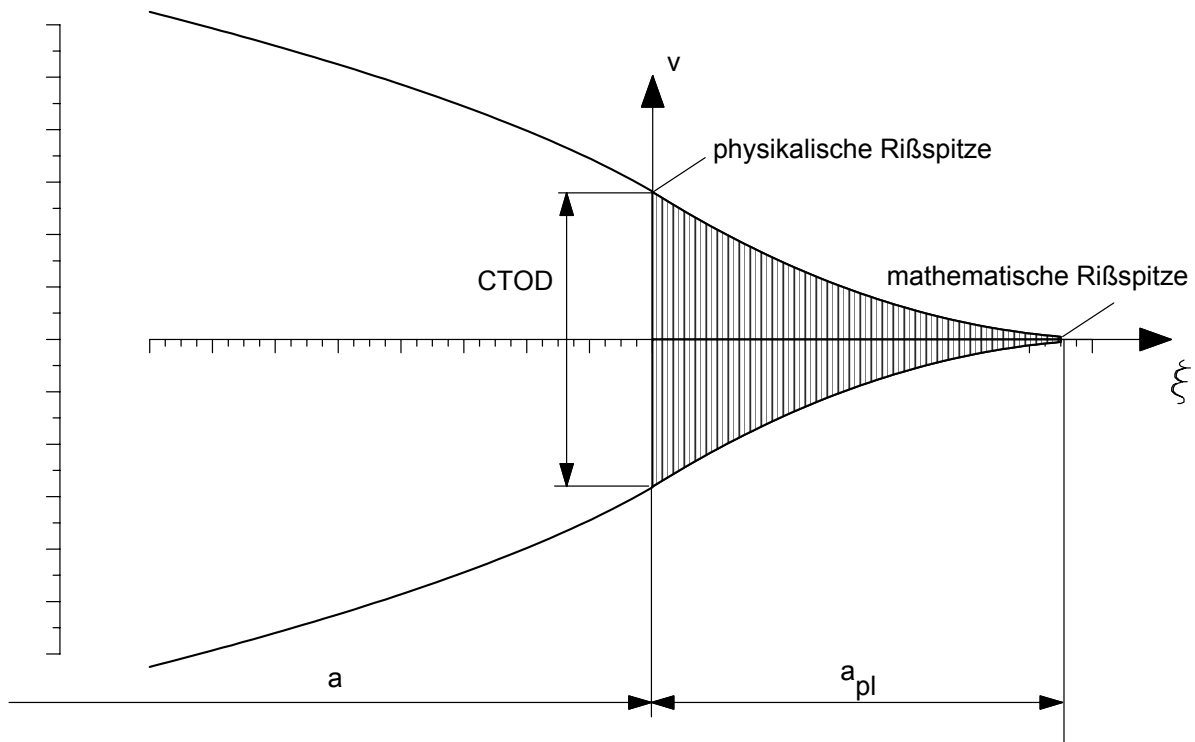
Der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  beschreibt Spannungen und Dehnungen eines elastischen Körpers in der Nähe der Rißspitze. Die meisten metallischen Werkstoffe zeigen jedoch nichtlineares Verhalten, weshalb sich an der Rißspitze eine mehr oder weniger große plastische Zone ausbildet, in der die durch die linearelastische Theorie berechnete Spannungsspitze durch plastisches Fließen abgebaut wird. Die Spannungen in der plastischen Zone können durch Gl. 3-11 nicht quantifiziert werden. Falls die plastische Zone jedoch klein genug ist, so daß sie komplett von ungestörten elastischen Bereichen umgeben ist, das heißt Bereichen, in denen Spannungen und Dehnungen eine Funktion von  $K_I$  sind, so sind die Bedingungen am Rand der plastischen Zone durch  $K_I$  eindeutig vorgegeben und die Spannungs- und Dehnungsfelder innerhalb der plastischen Zone sind lediglich eine Funktion der Fliecharakteristik des Werkstoffs. Auch in diesem Fall ist  $K_I$  als Beanspruchungsparameter verwendbar, da  $K_I$  bei gleichem Werkstoff den Spannungs- und Verzerrungszustand eindeutig bestimmt. Insbesondere gilt dies auch für Form und Größe der plastischen Zone.

#### 3.2.1 Fließstreifenmodell nach Dugdale-Barenblatt

Dugdale [3-8] führt mit dem Fließstreifenmodell die Lösung des elastisch-plastischen Problems auf ein elastisches Problem zurück. Neben dem physikalisch vorhandenen Ri der Länge  $a$  wird ein mathematischer Ri der Länge  $a+a_{pl}$  eingeführt, dessen Rißspitze mit dem Ende der plastischen Zone zusammenfällt, Bild 3-1.

Die Wirkung der plastischen Zone wird dadurch modelliert, daß an den Flanken des mathematischen Risses im Bereich der plastischen Zone  $a < x < a+a_{pl}$  eine rischlieende Streckenlast in Höhe der Streckgrenze  $-R_e$  aufgebracht wird (ESZ, ideal-plastisches Werkstoffverhalten).

Die Spannungsfunktion für dieses Riproblem berechnete Dugdale aus der Superposition der Spannungsfunktion für lastfreie Rißflanken Gl. 3-6 und einer Spannungsfunktion, die die Randbedingung einer Streckenlast im Bereich der plastischen Zone auf der Riflanke erfüllt.



**Bild 3-1:** Fließstreifenmodell nach Dugdale-Barenblatt

Die Spannungsfunktion des Gesamtproblems lautet:

$$\begin{aligned} \phi(z) = & \frac{\sigma z}{\sqrt{z^2 - (a + a_{pl})^2}} - \frac{2 \cdot R_e}{\pi} \frac{z}{\sqrt{z^2 - (a + a_{pl})^2}} \arccos\left(\frac{a}{a + a_{pl}}\right) & \text{Gl. 3-20} \\ & + \frac{2 \cdot R_e}{\pi} \operatorname{arccot}\left(\frac{a}{z} \sqrt{\frac{z^2 - (a + a_{pl})^2}{(a + a_{pl})^2 - a^2}}\right) \end{aligned}$$

Aus der Bedingung, daß sich für  $y = 0$ ,  $z = a + a_{pl}$  am elastisch plastischen Übergang die Singularität aus der äußeren Belastung auf den Riß der Länge  $a + a_{pl}$  und der singuläre Term aus der auf den Flanken aufgetragenen Streckenlast sich gegenseitig aufheben müssen, da dort nur eine endliche Spannung möglich ist, folgt:

$$\sigma - \frac{2 \cdot R_e}{\pi} \arccos\left(\frac{a}{a + a_{pl}}\right) = 0. \quad \text{Gl. 3-21}$$

Nach Umformen und Reihenentwicklung der Cosinusfunktion erhält man die Größe der plastischen Zone nach Dugdale

$$a_{pl} = \frac{\pi}{8} \left( \frac{K_I}{R_e} \right)^2. \quad \text{Gl. 3-22}$$



Analog zu Gl. 3–9 ermöglicht Gl. 3–20 die Bestimmung der Rißuferverschiebung  $v$  im Bereich der Fließstreifens entlang der  $x$ -Achse.

Nach Burdekin und Stone /3-9/ gilt für  $\sigma \ll R_e$

$$v(x) = \frac{K^2}{E \cdot R_e} \left[ \sqrt{1 - \frac{x-a}{a_{pl}}} - \frac{x-a}{2 \cdot a_{pl}} \ln \frac{1 + \sqrt{1 - \frac{x-a}{a_{pl}}}}{1 - \sqrt{1 - \frac{x-a}{a_{pl}}}} \right] \quad \text{Gl. 3–23}$$

und unmittelbar an der Spitze des physikalischen Risses

$$v(x=a) = \text{CTOD} / 2 = \frac{K_I^2}{E \cdot R_e} \quad \text{Gl. 3–24}$$

### 3.2.2 Ableitung des J-Integrals am Fließstreifenmodell

Eine weitere Methode, die Rißzähigkeit eines angerissenen nicht linearelastischen Körpers zu bestimmen, basiert auf der Bestimmung eines Energieterms, der die Änderung der potentiellen Energie bei Rißerweiterung ausdrückt. Das Linienintegral nach Rice /3-10/ lautet

$$J = \oint_{\Gamma} W \, dy - \mathbf{T} \frac{\delta \mathbf{u}}{\delta x} \, ds, \quad \text{Gl. 3–25}$$

mit der Formänderungsenergiedichte  $W = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} \cdot d\epsilon_{ij}$ , dem Spannungsvektor  $\mathbf{T}_i$  und der Verschiebung  $\mathbf{u}_i$  am Linienelement  $ds$  des Integrationsweg  $\Gamma$  um die Rißspitze.

Es läßt sich zeigen, daß das Rice'sche Linienintegral eine Verallgemeinerung der Beziehung Gl. 3–19 für elastisches Werkstoffverhalten darstellt, das im Gegensatz zu Gl. 3–19 nicht notwendigerweise linearelastisch sein muß.

$J$  kann in diesem Sinne als Energiefreisetzungsrate interpretiert werden und steht im linearelastischen Fall mit dem Spannungsintensitätsfaktor in der Beziehung

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad \text{Gl. 3–26}$$

mit  $E' = E$  für ESZ und  $E' = E / (1 - \mu^2)$  für EDZ.

Bei Anwendung der J-Integral-Definition auf das Fließstreifenmodell an einer Kontur, die unmittelbar an den Rand des Fließstreifens gelegt wird, verschwindet der erste Term in Gl. 3–25, da der Fließstreifen keine Ausdehnung in  $y$ -Richtung hat,  $dy = 0$ .

Für  $J$  ergibt sich in diesem Fall für elastisch-idealplastisches Werkstoffverhalten

$$J = R_e \cdot 2 \cdot \int_{\Gamma} \frac{\delta v}{\delta x} \, dx = R_e \cdot \text{CTOD} \quad \text{Gl. 3–27}$$

## 4. Werkstoffe

### 4.1 Gesichtspunkte für die Auswahl der untersuchten Werkstoffe

Bei der Auswahl der Werkstoffe wurde angestrebt, durch ein breites Zähigkeitspektrum der Versuchswerkstoffe den WPS-Effekt im Hinblick auf die mit zunehmender Betriebsdauer sich verschlechternden Zähigkeitseigenschaften von Reaktorwerkstoffen abdeckend zu untersuchen. Folgende Werkstoffe wurden untersucht:

- Der Schwerpunkt der Untersuchungen wurde am Werkstoff 10 MnMoNi 5 5 formgeschweißt durchgeführt, im folgenden als Werkstoff WPS1 bezeichnet. Hierbei handelt es sich um Werkstoff, der einem ursprünglich 72 t schweren Behälterschuß entnommen wurde, der im Verfahren des Formschweißens lagenweise aus Schweißgut aufgebaut wurde /4-1/. Herstellungsbedingt treten hierbei Seigerungen nur innerhalb der Schweißraupen auf. Makroskopisch zeichnet sich der Werkstoff durch hohe Gleichmäßigkeit und Isotropie der mechanisch-technologischen Eigenschaften aus. Er ist daher für die Untersuchung des WPS-Effekts hervorragend geeignet, da eine große Zahl von Proben mit identischen Ausgangseigenschaften hergestellt werden können. Aufgrund seiner Gefügestruktur (Erstarrungsgefüge) ist der Werkstoff WPS1 darüberhinaus repräsentativ für die durch Sprödbruch besonders gefährdeten Mehrlagenschweißnähte an RDB. Mit einer Hochlagenzähigkeit  $A_v$  von ca. 200 J im Kerbschlagbiegeversuch und einer NDT-Temperatur von  $T_{NDT} = -45 \text{ }^\circ\text{C}$  repräsentiert der Werkstoff die Zähigkeitseigenschaften unbestrahlter Reaktorwerkstoffe.
- Als Werkstoff mittlerer Zähigkeit wurde der Werkstoff 22 NiMoCr 3 7 mod. eingesetzt, im folgenden als Werkstoff WPS2 bezeichnet. Es handelt es hierbei um eine Sonderschmelze, die im Rahmen des Forschungsprojekts Komponentensicherheit FKS /4-2/ untersucht wurde. Die Proben wurden einem Schmiedeblock entnommen, der durch Umschmieden und erneute Wärmebehandlung aus dem FKS-Werkstoff in der Halbzeugform Schmiedepatte hergestellt wurde. Hinsichtlich der chemischen Analyse liegt er noch innerhalb der VdTÜV Spezifikation für den entsprechenden Reaktorwerkstoff. Die Zähigkeit liegt mit einer Hochlagenenergie  $A_v$  von ca. 60 J und einer  $T_{NDT}$  von  $10 \text{ }^\circ\text{C}$  unterhalb der Spezifikation eines basissicheren Werkstoffs.
- Als Vertreter eines hochfesten niederzähnen Werkstoffs wurde der Werkstoff 17 MoV 8 4 mod. untersucht, im folgenden als WPS3 bezeichnet. Ursprünglich einer Komponente des Heißdampfreaktors Großwelzheim entnommen, wurde der Werkstoff umgeschmolzen und zu einem Zylinder ausgeschmiedet. Durch eine spezielle Wärmebehandlung, die eine Dispersionshärtung infolge von Karbidausscheidungen bewirkte, wurde der angestrebte Werkstoffzustand eingestellt. In einem Forschungsprogramm der MPA

/4-3/ konnte gezeigt werden, daß die bei dieser Wärmebehandlung ablaufenden Prozesse hinsichtlich der Auswirkungen auf die Mikrostruktur mit denjenigen bei Neutronenbestrahlung vergleichbar sind. Der Werkstoff ist daher geeignet, das mechanisch-technologische Verhalten von bestrahltem Werkstoff zu simulieren. Im Kerbschlagbiegeversuch zeigt der Werkstoff WPS3 eine Hochlagenenergie  $A_v$  von ca. 60 J. Mit einer Verschiebung der Übergangstemperatur im Fallgewichtsversuch auf  $T_{NDT} = 180 \text{ }^\circ\text{C}$  können Werkstoffzustände jenseits der Lebensdauer eines Reaktorwerkstoffs abdeckend untersucht werden.

## 4.2 Chemische Zusammensetzung und mechanisch technologische Kennwerte

Die Tabellen 4-1 bis 4-3 zeigen die Ergebnisse der chemischen Analyse zusammenfassend für alle drei untersuchten Werkstoffe. Die Werkstoffe liegen bezüglich ihrer chemischen Zusammensetzung im Rahmen der Analysenanforderungen der nicht modifizierten Schmelzen. Die durch die Wärmbehandlung der drei Werkstoffe beabsichtigte Differenzierung hinsichtlich der Werkstoffzähigkeit schlägt sich in den Kennwerten des Zugversuchs und den Bruchzähigkeitskurven nieder, Bild 4-1 und Bild 4-2.

Werkstoff	Analyse	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Mo	Ni	V	Co
WPS1	St	.10	.15	1.29	.007	.004	.03	.020	.06	.58	.94	.01	.03
KTA min	St	.08		1.00				.010		.45	.80		
KTA max	St	.13	.30	1.50	.012	.010	.10	.040	.10	.60	1.10	.015	

Tabelle 4-1: Chemische Analyse des Werkstoffs WPS1 im Vergleich mit /4-4/

Werkstoff	Analyse	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Mo	Ni	V	Co
WPS2	S	.24	.20	.69	.01	.011	.19	.008	.48	.75	.71	<.01	.016
WPS2	St	.24	.22	.69	.01	.012	.17	.007	.47	.75	.70	<.01	.015
VdTÜV min	St	.17		.50					.30	.50	.60		
VdTÜV max	St	.25	.35	1.00	.025	.025	.20	.05	.50	.80	1.00	.05	

Tabelle 4-2: Chemische Analyse des Werkstoffs WPS2 im Vergleich mit /4-5/

Werkstoff	Analyse	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr	Mo	Ni	V	Co
WPS3	S	.24	.20	.69	.01	.011	.19	.008	.48	.75	.71	<.01	.016
WPS3	St	.24	.22	.69	.01	.012	.17	.007	.47	.75	.70	<.01	.015
SEL min	St	.17		.50					.30	.50	.60		
SEL max	St	.25	.35	1.00	.025	.025	.20	.050	.50	.80	1.00	.05	

Tabelle 4-3: Chemische Analyse des Werkstoffs WPS3 im Vergleich mit /4-6/

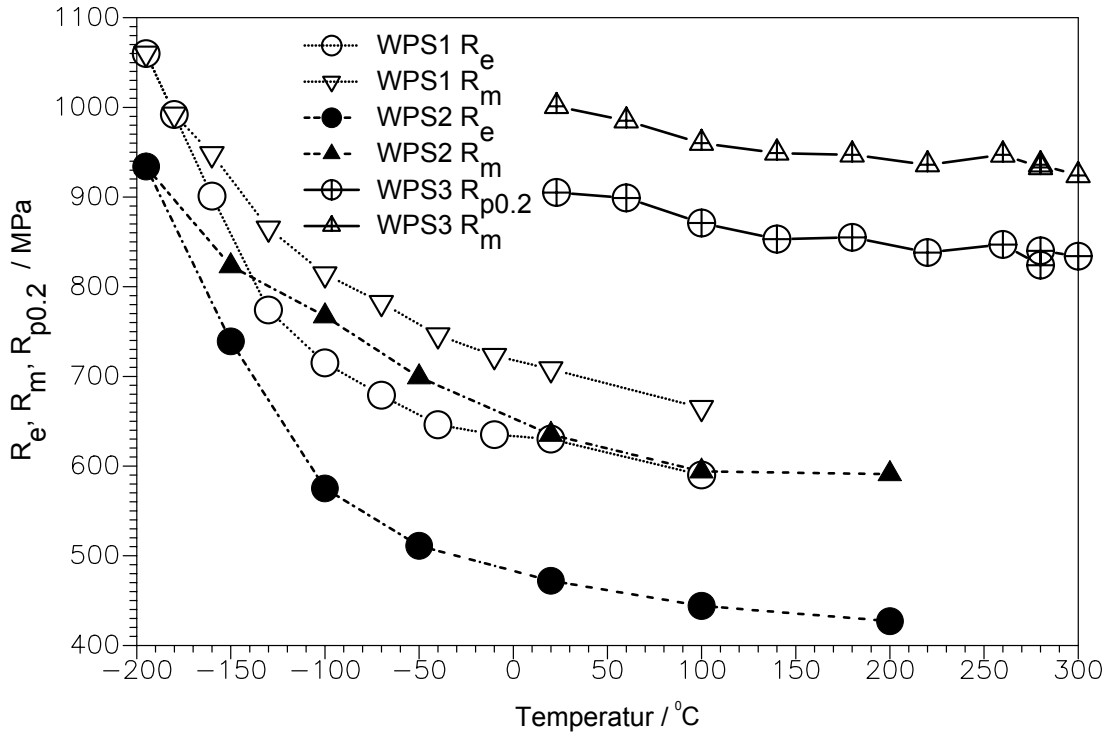


Bild 4-1: Festigkeitskennwerte der drei untersuchten Werkstoffe

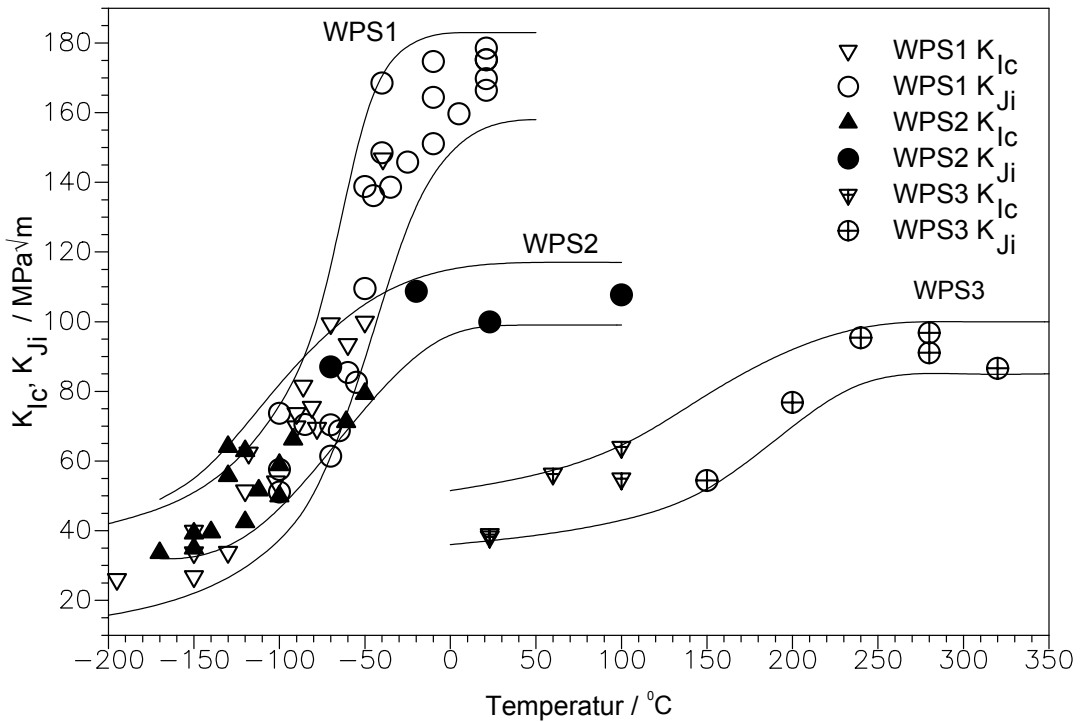


Bild 4-2: Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurven der drei untersuchten Werkstoffe

Die Entnahmerichtungen der Zugproben entsprechen jeweils der Hauptbelastungsrichtung der Bruchzähigkeitversuche. Die Zugversuchskennwerte wurden nach DIN EN 10002-1 ermittelt.

Die bruchmechanische Charakterisierung erfolgte in der Tieflage der Bruchzähigkeit gemäß der Prüfnorm zur Bestimmung des kritischen Spannungsintensitätsfaktors ASTM E 399-90 /4-7/. Im Übergangsbereich und der Hochlage wurde zur Beschreibung des duktilen Rißeinleitungsverhaltens der physikalische, aus der Größe der „stretched-zone“ /4-8/ bestimmte Initiierungskennwert  $J_i$  in Anlehnung an DVM 002 /4-9/ ermittelt. Zur gemeinsamen Darstellung der spröd- und zähbruchmechanischen Kennwerte über den gesamten Temperaturbereich wurden die  $J_i$ -Werte über Gl. 3–26 in  $K_{Ji}$ -Werte umgerechnet.

## 5. Experimentelle Simulation von WPS-Lastpfaden

### 5.1 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

Für die Lastpfadsimulation wurden C(T)-Proben der Größen C(T)25, C(T)50, C(T)100 und C(T)235 verwendet. Die Proben wurden auf ein  $a/W$ -Verhältnis von ca. 0,55-0,6 angeschwungen. In der Regel wurden alle Proben 20 % seitengekerbt. Lediglich vom Werkstoff WPS1 wurden zu Vergleichszwecken C(T)25-Proben auch ohne Seitenkerbung geprüft.

Die WPS-Lastpfadsimulation gliedert sich in drei Versuchsphasen, Bild 5-1:

- J-kontrollierte Warmvorbelastung (Load),
- Abkühlung ggf. mit totaler oder partieller Entlastung der Probe (Unload/Cool),
- Kaltwiederbelastung bis zum Bruch der Probe (Fracture).

Bild 5-2 zeigt das Schema der WPS-Simulationsanlage. Der Versuchsaufbau wurde je nach Probengröße an Prüfmaschinen der Größe 100kN/C(T)25, 400kN/C(T)50, 1000kN/C(T)100 und 15MN/C(T)235 eingesetzt. Bei den Versuchen wurden die Größen Last, Rißaufweitung in der Lastangriffslinie (COD) sowie verschiedene Temperaturen digital mit einer Abtastrate von ca. 1Hz gemessen.

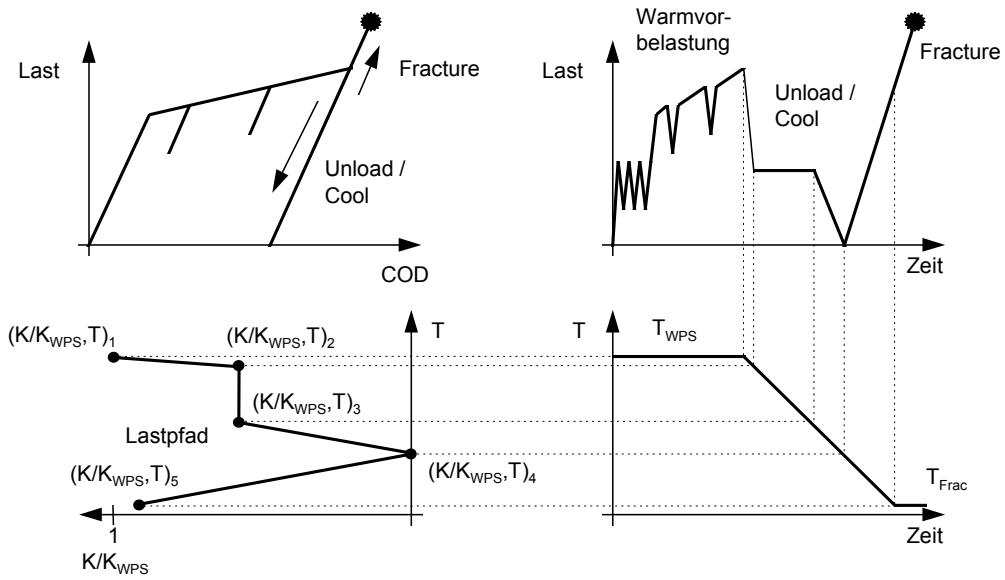


Bild 5-1: Lastpfadsimulation (schematisch)

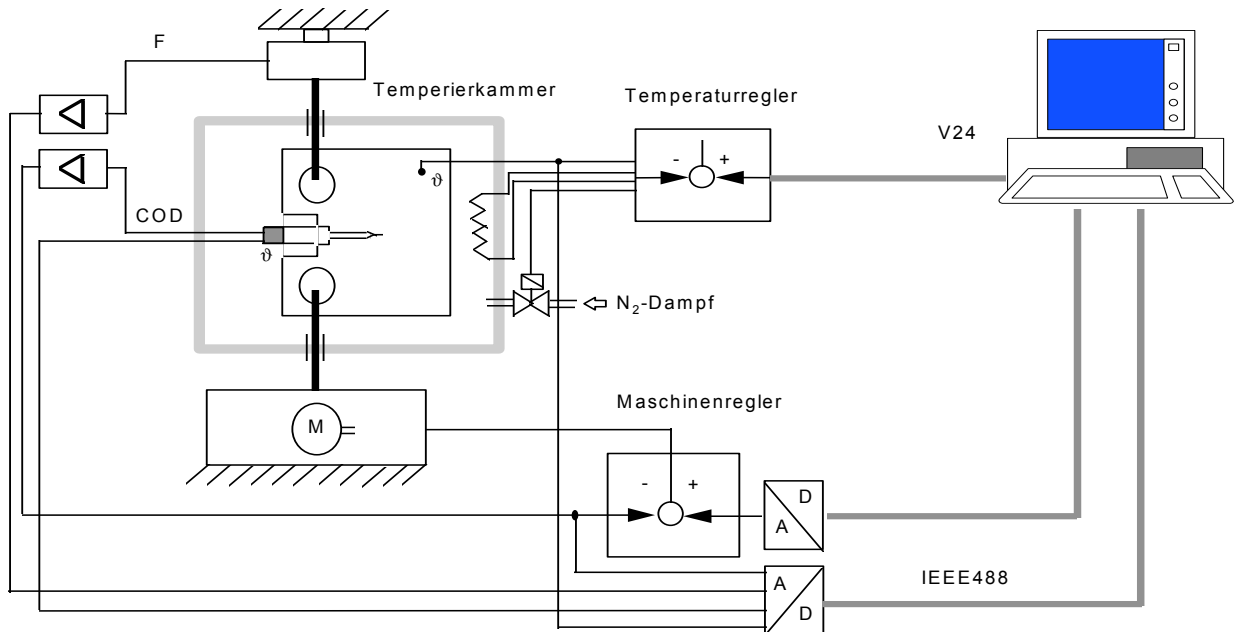


Bild 5-2: Schema des Versuchsaufbaus zur WPS-Simulation

Die Anlage ermöglicht eine vollständig rechnergesteuerte Versuchsführung sowohl der mechanischen Beanspruchung als auch der Temperatur während eines Lastpfads. Es können beliebige, durch Polygonzüge approximierte Lastpfadverläufe im K-T Diagramm vorgegeben werden, die dann programmgesteuert nachgefahren werden, Bild 5-1. Die Temperaturregelung der Probe erfolgte über eine elektrische Heizung und N<sub>2</sub>-Dampf. Alle Proben wurden COD-geregelt mit einer Geschwindigkeit kleiner als 0,3 mm/min geprüft. Zur Kontrolle des Warmvorbelastungsniveaus wurde während der Warmvorbeanspruchung das J-Integral nach ASTM E 813 /5-1/ online ausgewertet.

Während der Kühlphase wurde die Kühlrate so eingestellt, daß Spannungen infolge einer inhomogenen Temperaturverteilung ausgeschlossen werden konnten und somit die Rissspitzenbeanspruchung ausschließlich durch die von außen aufgebrachte Prüflast bestimmt wurde. In Vorversuchen wurde gezeigt, daß bei einer Kühlrate von 120 K/h zwischen oberflächennahen Bereichen und dem Probeninneren eine maximale Temperaturdifferenz von 7 K auftrat, Bild 5-3.

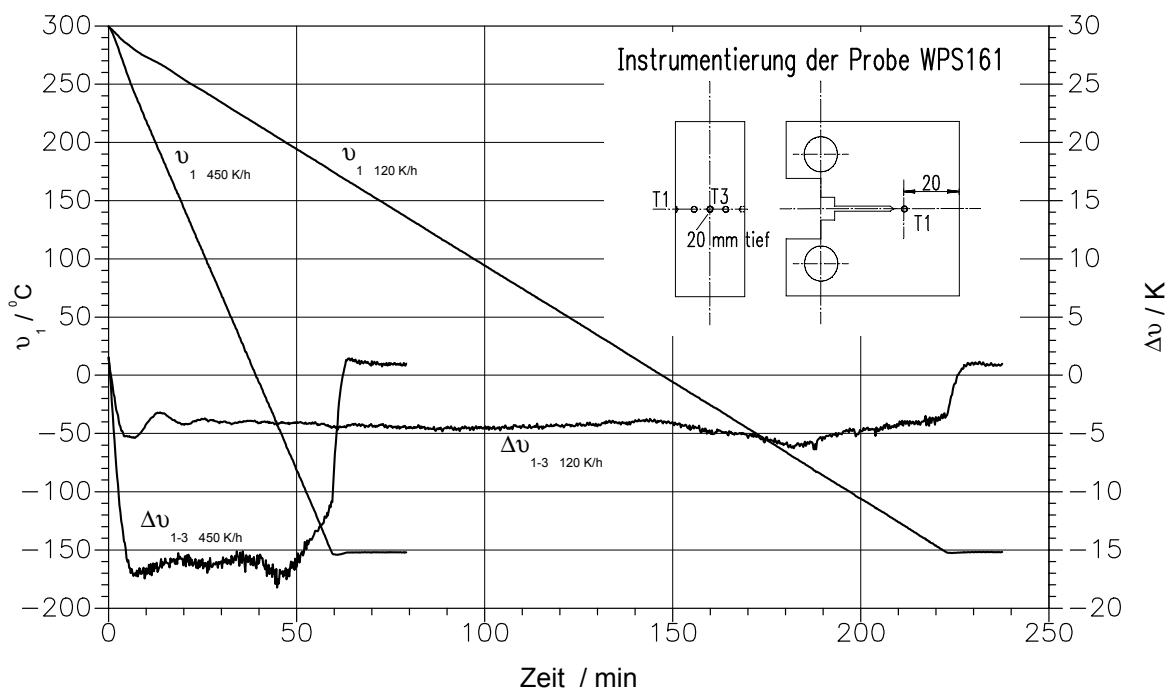


Bild 5-3: Temperaturdifferenz des Probeninneren zur Probenoberfläche

Die komplexen KMV-Beanspruchungsbedingungen resultierend aus Innendruck und inhomogener Temperaturverteilung über der RDB-Wandstärke wurden durch Aufbringen ent-

sprechender mechanischer Beanspruchung bei homogener Temperatur simuliert. Für das Initiierungsverhalten sind allein die lokalen Vorgänge, insbesondere die Beanspruchungs-Temperatur-Geschichte im Bereich der Rißspitze entscheidend. Die Temperatur- und damit die Zähigkeitsverhältnisse in größerer Entfernung von der Rißspitze sind für die Spröbruchinitiierung nicht von Bedeutung. Sie spielen jedoch eine große Rolle bei der Frage, ob ein einmal initiiertes Riß wieder arretiert. Das heißt, die Simulation ist hinsichtlich des Initiierungsverhaltens auf RDB-Verhältnisse übertragbar, hinsichtlich des Rißstoppverhaltens jedoch nicht.

Während der Kaltwiederbelastungsphase wurde die Beanspruchungsgeschwindigkeit so eingestellt, daß die zeitliche Zunahme des Spannungsintensitätsfaktors kleiner als  $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} / \text{s}$  blieb. Der Fehler der Proben temperatur lag bei der Kaltbelastung hinsichtlich Sollwert und Konstanz unterhalb 1 K.

## 5.2 Versuchsprogramm

### 5.2.1 WPS-Demonstrationsversuche

Im Rahmen der WPS-Demonstrationsversuche wurden Lastpfaddeckdaten gewählt, die hinsichtlich der Warmvorbelastungshöhe  $J_{\text{WPS}}$  bzw.  $K_{\text{WPS}}$  und der Temperaturdifferenz  $\Delta T = T_{\text{WPS}} - T_{\text{FRAC}}$  außerhalb des Bereichs liegen, der bei Notkühltransienten auftritt. Ziel dieser Versuche war es, den WPS-Effekt möglichst ausgeprägt zu demonstrieren. Durch mehrfache Wiederholung der Lastpfade konnten die den WPS-Effekt beeinflussenden Faktoren trotz der bei Spröbruchversuchen üblichen Ergebnisstreuung deutlich gemacht werden. Die Lastpfad-Eckdaten der einzelnen Werkstoffe wurden nach folgenden Kriterien festgelegt:

- Warmvorbelastungstemperatur  $T_{\text{WPS}}$  in der Hochlage der Bruchzähigkeit,
- Warmvorbelastungsniveau  $J_{\text{WPS}}$  bis in den Bereich der zähen Rißinitiierung  $J_i$  des jeweiligen Werkstoffs,
- Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{\text{FRAC}}$  in der Bruchzähigkeitstieflage.

Für die Werkstoffe WPS1, WPS2 und WPS3 ergeben sich daraus die in [Bild 5-4](#) dargestellten Lastpfade. Den zahlenmäßigen Schwerpunkt der Untersuchungen bildeten die LCF- und LUCF-Lastpfade. Daneben wurden auch sogenannte „realitätsnahe Transienten“ durchgeführt. Diese Lastpfade sind dadurch gekennzeichnet, daß wie beim Thermoschock eines RDB nach Durchlaufen eines Beanspruchungsmaximums mit fallender Beanspruchung bei gleichzeitiger Abkühlung in das Spröbruchgebiet gefahren wird. Der Lastpfad REAL30 wurde folgendermaßen definiert:

- Warmvorbelastung wie bei LCF/LUCF-Versuchen auf  $J_{\text{WPS}}$ .



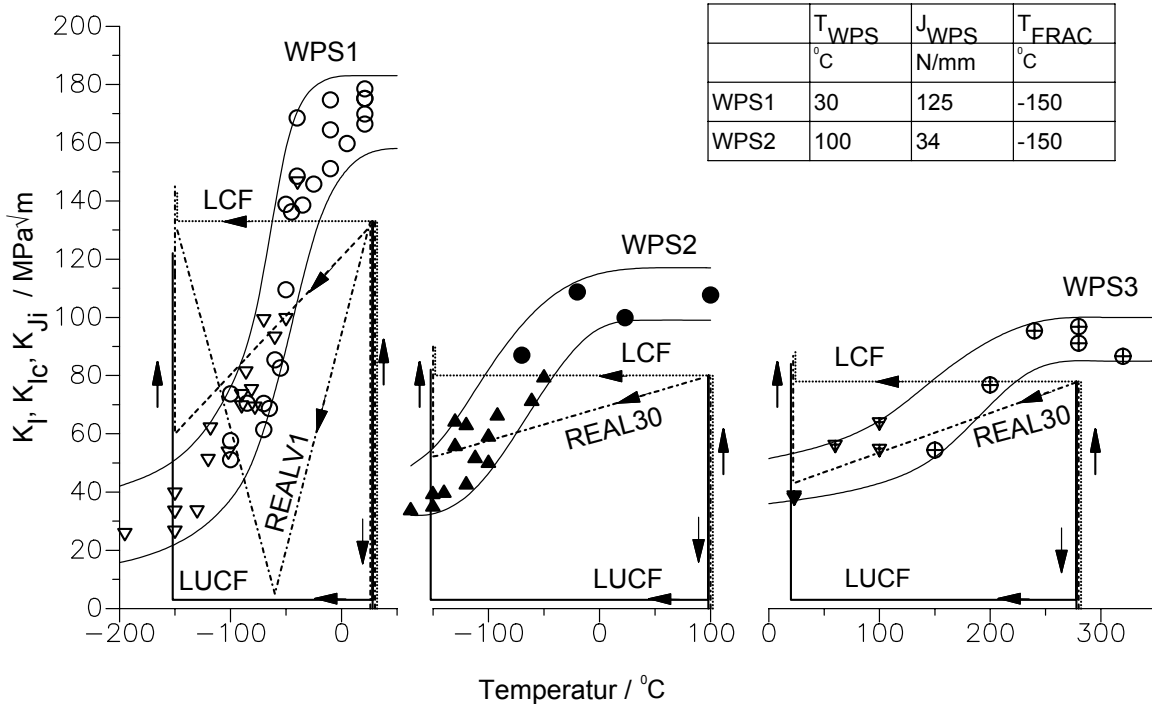
- Abkühlung bei gleichzeitiger Entlastung. Schnitt mit der  $K_{Ic}$ -Kurve des Werkstoffs bei 70 % der maximalen Warmvorbeanspruchung  $K_{WPS}$ . Im weiteren monoton fallender Beanspruchungsverlauf bis zur Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{FRAC}$ .
- Kaltwiederbelastung bis zum Bruch bei  $T_{FRAC}$ .

Die genannten Lastpfade wurden an allen drei Werkstoffen mit Proben der Größen C(T)25, C(T)50 und C(T)100 durchgeführt. Aufgrund der J-kontrollierten Vorbeanspruchung ergeben sich für die unterschiedlichen Probenformate verschieden hohe Werte des linear-elastisch berechneten Spannungsintensitätsfaktors  $K_{WPS}$  und beim Lastpfad REAL30 auch verschiedene Lastpfadverläufe. Dieser Unterschied ist beim Werkstoff WPS1 am stärksten ausgeprägt, da hier die Warmvorbelastung einen hohen plastischen Anteil aufweist.

Zusätzlich wurde ein realitätsnaher Lastpfad (REALV1) mit Totalentlastung bei gleichzeitiger Abkühlung und anschließender Wiederbelastung bis zum Bruch bei weiterer Abkühlung entsprechend Bild 5-4 gefahren. Dieser Lastpfad wurde lediglich am Werkstoff WPS1 und dem Probenformat C(T)25 geprüft.

### 5.2.2 Ergänzende Demonstrationsversuche

Das hohe Niveau der Warmvorbelastung bis in den Bereich der zähen Rißeinleitung bei den



**Bild 5-4:** Lastpfade der WPS-Demonstrationsversuche

WPS1-Demonstrationslastpfaden führte dazu, daß zähe Rißinitiierung und ein geringes Maß an zähem Rißwachstum bei der Vorbelastung nicht vollständig ausgeschlossen werden konnte. Aus diesem Grund wurden zum Vergleich mit dem Werkstoff WPS1 drei LUCF-Lastpfade mit reduzierter Vorbelastung von  $J_{WPS} = 95 \text{ N/mm}$  gefahren. Bei diesem Warmvorbelastungsniveau kann duktile Rißinitiierung definitiv ausgeschlossen werden.

An jeweils einer C(T)25 Probe des Werkstoffs WPS1 wurde untersucht inwieweit ein weiteres Absenken der Kaltwiederbelastungstemperatur auf  $T_{FRAC} = -190 \text{ }^\circ\text{C}$  bei ansonsten gleichen Beanspruchungsparametern wie bei den Demonstrationsversuchen das Ergebnis des LCF- und LUCF-Lastpfads beeinflusst.

Weiterhin wurde am Werkstoff WPS1 an zwei C(T)25 und einer C(T)50-Probe der Einfluß der Entlastungstemperatur untersucht (LCUF-Lastpfade).

### 5.2.3 Betreibertransiente I

Die Lastpfaddeckdaten der „Betreibertransiente I“ entsprechen hinsichtlich der Höhe der Warmvorbeanspruchung und der Lage der Transiente in bezug zur  $RT_{NDT}$  einem 10 mm tiefen sehr langen Rißpostulat bei mittragender Plattierung. Die Temperaturabsenkung zwischen Lastpfadmaximum und Wiederbelastung beträgt 80 K, Bild 5-5. Der Lastpfad wurde

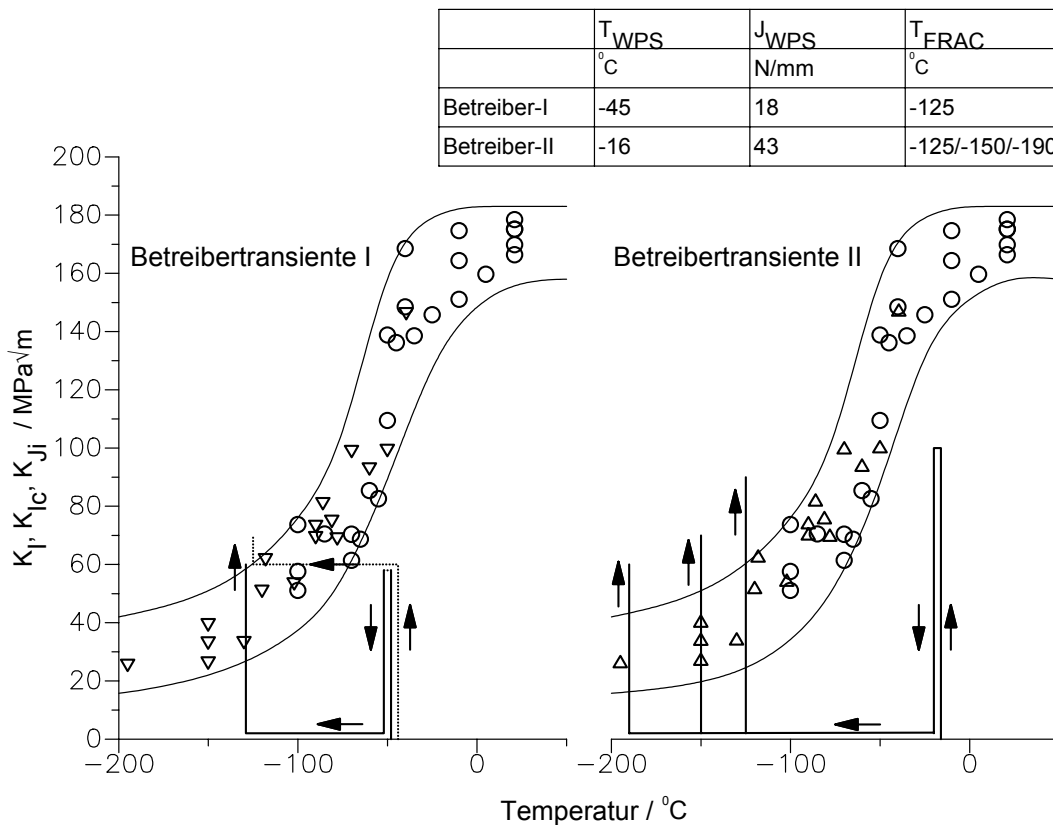


Bild 5-5: Lastpfade der Betreibertransienten I und II

sowohl ohne Entlastung (LCF) als auch mit einer totalen Entlastung (LUCF) mit jeweils drei C(T)25-Proben am Werkstoff WPS1 geprüft.

#### **5.2.4 Betreibertransiente II**

Die „Betreibertransiente II“ wurde lediglich im LUCF-Lastpfad am Werkstoff WPS1 durchgeführt. Aufgrund der höheren Warmvorbeanspruchung von  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  wurden hierzu C(T)50-Proben eingesetzt.

Ziel der Untersuchung war es, die Auswirkung unterschiedlicher Kaltwiederbelastungstemperaturen auf die Höhe des WPS-Effekts zu ermitteln. Alle Proben wurden identisch warmvorbelastet und mit je zwei Versuchen bei drei Kaltwiederbelastungstemperaturen geprüft, Bild 5-5.

Auf die Durchführung der entsprechenden Versuche mit LCF-Lastpfaden wurde verzichtet, da die ergänzenden Demonstrationsversuche gezeigt hatten, daß die Versagenshöhe bei LCF-Lastpfaden von der Kaltwiederbelastungstemperatur nahezu unabhängig ist.

#### **5.2.5 WPS nach duktiler Initiierung**

In weiteren Versuchen wurde überprüft, welche Auswirkung duktile Rißinitiierung und die damit verbundene Wiederanschärfung des durch „Blunting“ abgestumpften Risses auf den WPS-Effekt hat. Auch wenn diese Versuche keinen Bezug zu realen Notkühlszenarien haben, da bei den dort üblichen Rißpostulaten der duktile Rißinitiierungswert  $J_i$  nicht erreicht wird und stabiles Rißwachstum deshalb ausgeschlossen ist, so kann damit die Bedeutung der Rißspitzenabstumpfung für den WPS-Effekt beurteilt werden. Wenn die Abstumpfung der dominierende Mechanismus des WPS-Effekts wäre, müßte aufgrund der wesentlich schärferen Rißspitze des duktil wachsenden Risses der WPS-Effekt deutlich abgeschwächt werden.

Die Warmvorbelastung erfolgte auf ein Niveau von  $J = 300 \text{ N/mm}$ , dies hatte ein stabiles Rißwachstum von ungefähr 0,4-0,6 mm zur Folge. Die Temperaturen bei der Warmvorbelastung bzw. Kaltwiederbelastung betragen  $30 \text{ }^\circ\text{C}$  bzw.  $-150 \text{ }^\circ\text{C}$  und entsprachen damit den Lastpfad-Temperaturen der Demonstrationsversuche. Sowohl der LCF- als auch der LUCF-Lastpfad wurden mit jeweils fünf C(T)25-Proben des Werkstoffs WPS1 geprüft.

#### **5.2.6 C(T)235-Großversuch**

Ziel weiterer experimenteller Arbeiten war es, anhand einer Probengeometrie mit größtmöglicher Dehnungsbehinderung zu untersuchen, wie sich der bereits bei den Demonstrationsversuchen beobachtete Größeneffekt beim LUCF-Lastpfad im Übergang auf komponentenrelevante Abmessungen entwickelt. Bei einer Zylinderwanddicke von  $s = 280 \text{ mm}$  des für die

Entnahme des Werkstoffs WPS1 zur Verfügung stehenden Behältersegments führte dies zu einer seitengekerbten C(T)-Probe der Abmessung B = 235 mm.

### 5.3 Ergebnisse

#### 5.3.1 WPS-Demonstrationsversuche

Bild 5-6, Bild 5-7 und Bild 5-8 zeigen die zusammengefassten Ergebnisse der LCF-, LUCF- bzw. der „realistischen“ Lastpfade. Die Darstellung der Vorbeanspruchung und der Versagensbeanspruchung erfolgt in Form des aus der Last berechneten linear-elastischen Spannungsintensitätsfaktors  $K_I$  nach ASTM E 399 für C(T)-Proben. Die so berechnete Beanspruchungsgröße wird im folgenden als „nomineller“ Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet. Bei den teilweise großen plastischen Verformungsanteilen der Warmvorbeanspruchung liefert eine linear-elastische Größe zwar keine zutreffende Beschreibung der tatsächlichen Rißspitzenbeanspruchung, aber es besteht ein direkter Zusammenhang mit der Tragfähigkeit der Probe. Bei der Darstellung von WPS-Ergebnissen in der Literatur wird üblicherweise ebenfalls die linear-elastische Beschreibung gewählt.

Beim LCF-Lastpfad liegt die Versagensbeanspruchung  $K_{FRAC}$  bei allen Probengrößen und

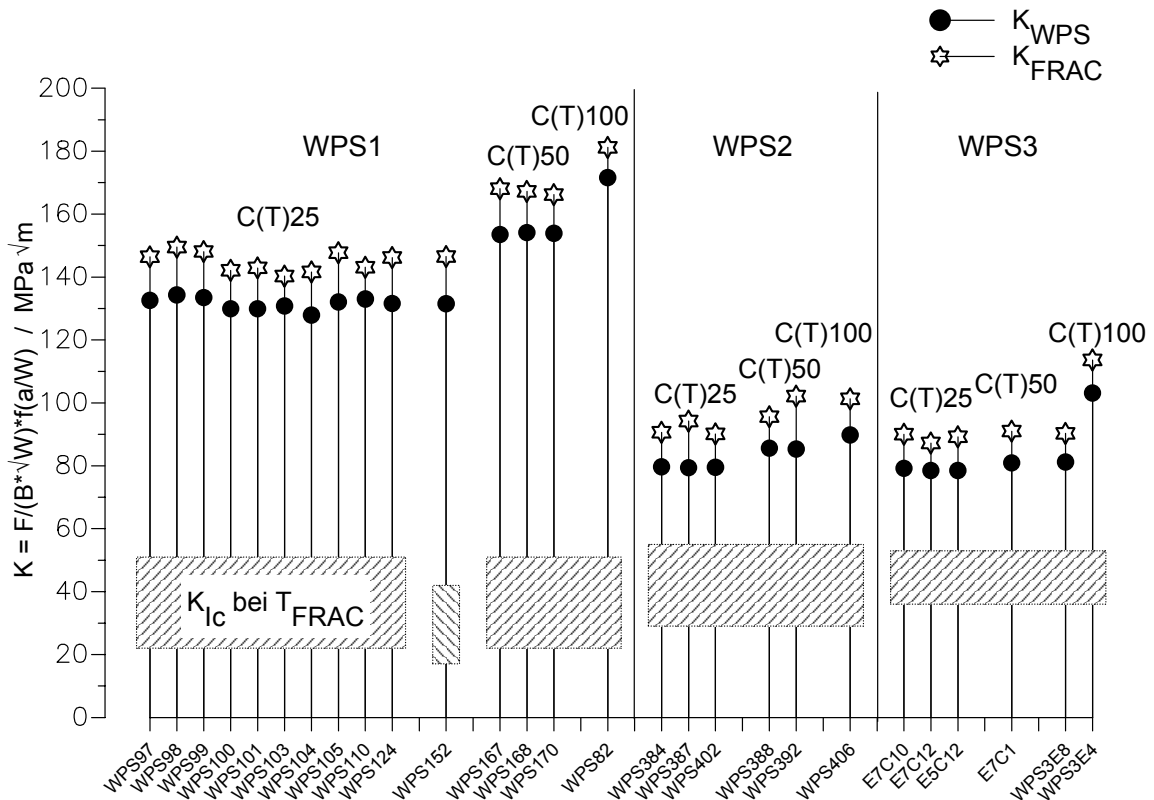


Bild 5-6: Ergebnis der LCF-Demonstrationsversuche

allen Werkstoffen immer über dem Niveau der Warmvorbeanspruchung  $K_{WPS}$ . Der Betrag der Beanspruchungssteigerung  $K_{FRAC}-K_{WPS}$  bis zum Bruch liegt unabhängig vom Werkstoff und der Höhe der Vorbelastung immer bei ca.  $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Die maximale Erhöhung der nominellen Bruchzähigkeit im Vergleich zu nicht vorbelasteten Proben beträgt beim LCF-Lastpfad

- bei WPS1 ca. 450 %-550 %,
- bei WPS2 ca. 250 %,
- bei WPS3 220 %.

Zum Vergleich sind in Bild 5-6 die  $K_{Ic}$ -Streubänder bei  $T_{FRAC}$  des jeweiligen Werkstoffs eingetragen.

Die Probe ohne Seitenkerbung WPS124 liegt im Streuband der seitengekerbten Proben.

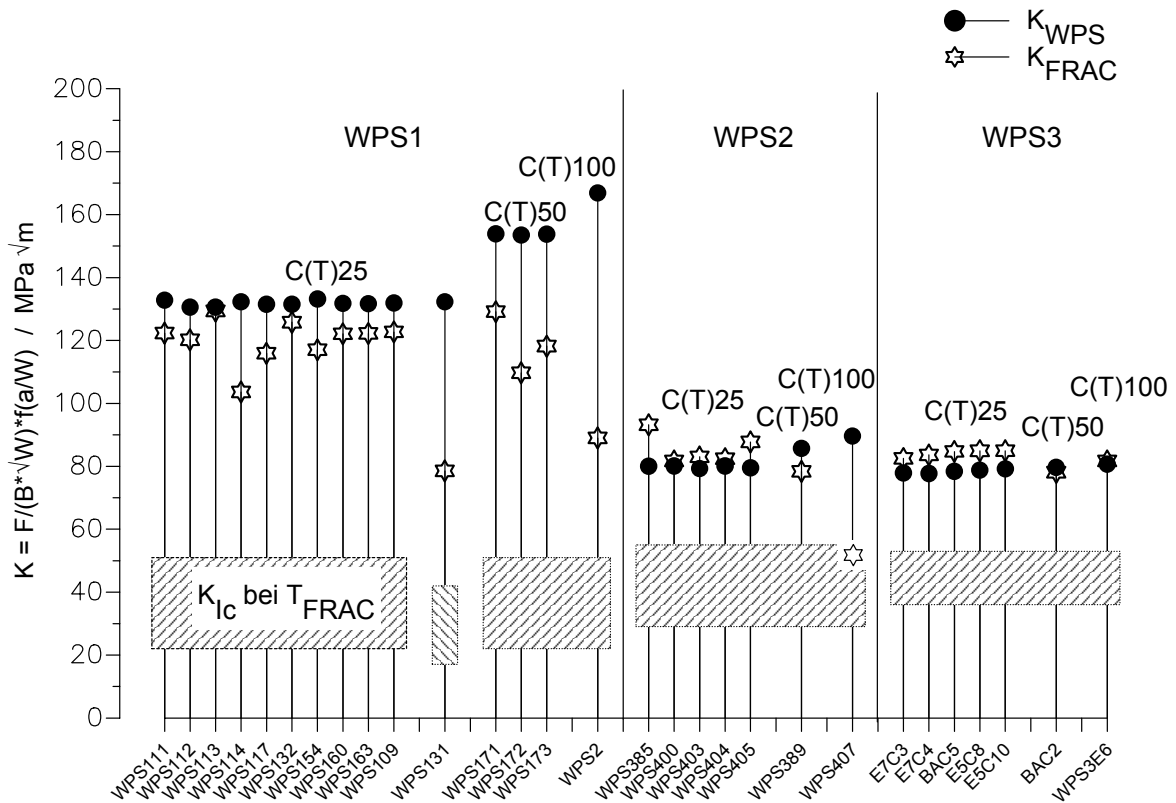
Insgesamt ist auffallend, daß die LCF-Lastpfadergebnisse eine sehr geringe Streuung aufweisen. Die Streuung ist wesentlich kleiner als dies bei Sprödbbruchversuchen in der Bruchzähigkeitstieflage bei nicht vorbeanspruchten Proben beobachtet wird.

Beim LUCF-Lastpfad am Werkstoff WPS1, Bild 5-7, wird das Vorbeanspruchungsniveau in keinem Fall wieder erreicht. Die Streuung der Ergebnisse ist deutlich größer als beim LCF-Lastpfad.

Mit zunehmender Probengröße ist beim Werkstoff WPS1 eine Abnahme der Kaltwiederbelastungskapazität in Bezug zur Warmvorbelastung  $K_{FRAC}/K_{WPS}$  feststellbar.

Die maximale Erhöhung der nominellen Bruchzähigkeit im Vergleich zu nicht vorbelasteten Proben beträgt beim Werkstoff WPS1 im LUCF-Lastpfad ca. 350 % (C(T)25) bis 270 % (C(T)100).

Beim Werkstoff WPS2 wird bei C(T)25-Proben auch im LUCF-Lastpfad die Vorlast beim Bruch überschritten. Die Bruchlast beim Versuch WPS385 liegt auf dem Niveau der C(T)25 LCF-Lastpfade. Wie beim Werkstoff WPS1 ist ein Trend zu erkennen, daß bei größeren Proben der WPS-Effekt abgeschwächt wird. Die maximale Erhöhung der nominellen Bruchzähigkeit im Vergleich zu nicht vorbelasteten Proben beträgt beim Werkstoff WPS2 ca. 230 % (C(T)25) bis 140 % (C(T)100).



**Bild 5-7:** Ergebnis der LUCF-Demonstrationsversuche

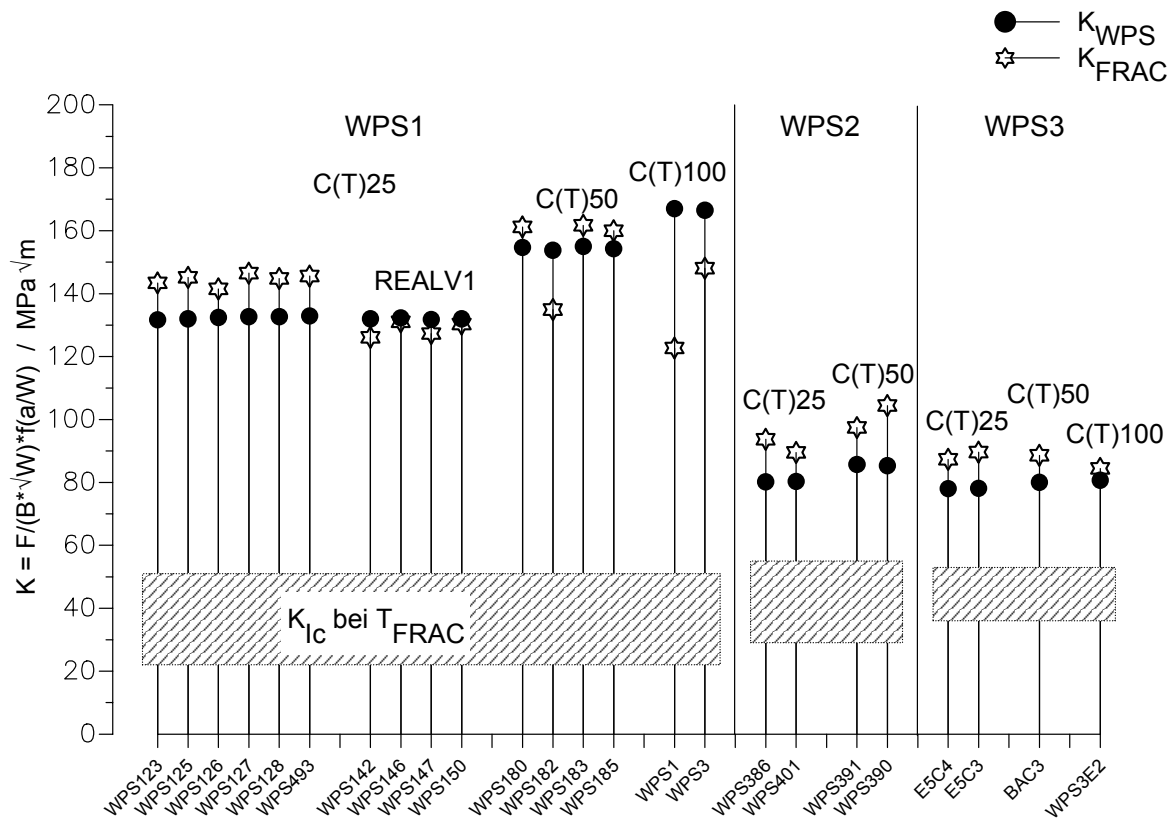
Die Bruchlasten der LUCF-Lastpfade am Werkstoff WPS3 liegen knapp oberhalb (C(T)25) bzw. auf der Höhe (C(T)50, C(T)100) des Vorbelastungsniveaus. Der Unterschied zu den LCF-Ergebnissen ist geringer als bei den Werkstoffen WPS1 und WPS2.

Der Lastpfad REAL30 mit C(T)25-Proben des Werkstoffs WPS1, Bild 5-8, ist hinsichtlich der Belastung beim Bruch auf dem Niveau des entsprechenden LCF-Lastpfads. Die Ergebnisstreuung ist gering. Auch in dieser Hinsicht ist der REAL30-Lastpfad bei C(T)25-Proben eher mit dem LCF-Lastpfad als mit dem LUCF-Lastpfad vergleichbar. Die partielle Entlastung wirkt sich auf den WPS-Effekt weniger negativ aus als die Totalentlastung beim LUCF-Lastpfad.

Die C(T)25-Lastpfade mit Totalentlastung (REALV1, WPS142-WPS150) am Werkstoff WPS1 führten knapp unterhalb des Vorbelastungsniveaus zum Bruch und liegen mit ihren Versagenslasten zwischen den LCF- und den LUCF-Ergebnissen desselben Werkstoffs. Aufgrund der Definition des REALV1-Lastpfads gibt es keine definierte Kaltwiederbelastungstemperatur. Die Bruchtemperaturen lagen zwischen  $-147^{\circ}\text{C}$  und  $-150^{\circ}\text{C}$ .

Verglichen mit den C(T)25-REAL30 Ergebnissen am Werkstoff WPS1 sind die Bruchlasten im gleichen Lastpfad bei den C(T)100-Proben im Verhältnis zur Vorbelastung geringer. Die Streuung ist größer soweit dies mit nur zwei Versuchen beurteilt werden kann. Dieses Verhalten wurde auch bei den LUCF-Lastpfaden beobachtet.

Die C(T)50-Ergebnisse zeigen beides: LCF-typische Bruchlasten über dem Vorbelastungsniveau und einen Versuch (WPS182), der beim Bruch deutlich unter der Vorbelastung bleibt.

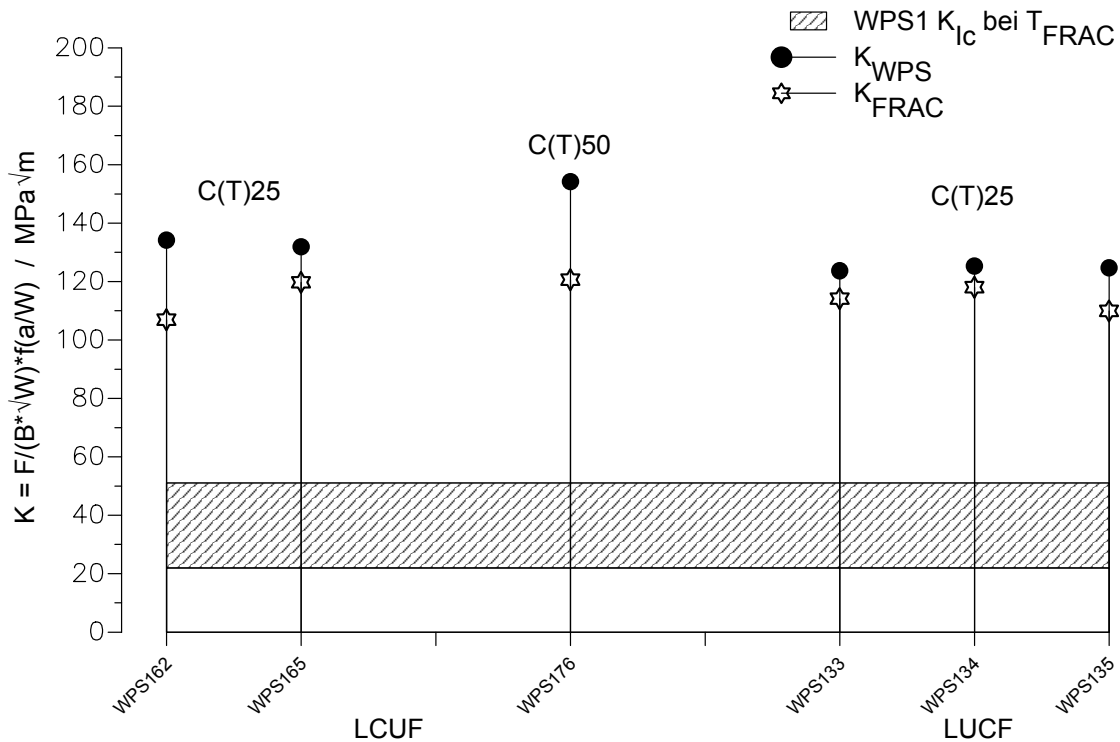


**Bild 5-8:** Ergebnis der REAL30- und REALV1-Demonstrationsversuche

Bei den Werkstoffen WPS2 und WPS3 ist bei allen Probenformaten bei den REAL30-Lastpfaden kein signifikant unterschiedliches Verhalten verglichen mit den LCF-Versuchen erkennbar.

### 5.3.2 Ergänzende Demonstrationsversuche

Beim Versuch WPS152 (Bild 5-6) wurde im Vergleich zu den anderen LCF-Lastpfaden am Werkstoff WPS1 bei deutlich tieferer Temperatur weiterbelastet ( $T_{FRAC} = -190$  °C). Das Versuchsergebnis liegt im Streuband der WPS1 LCF-Demonstrationsversuche.



**Bild 5-9:** Ergebnis der ergänzenden Demonstrationsversuche

Wird die Kaltwiederbelastungstemperatur beim LUCF-Lastpfad abgesenkt (Bild 5-7,  $T_{FRAC} = -190\text{ }^{\circ}\text{C}$ , C(T)25, WPS131) beobachtet man beim Werkstoff WPS1 bei ansonsten gleichen Warmvorbelastungsparametern einem deutlichen Einbruch der nominellen Bruchzähigkeit gegenüber den Versuchen mit  $T_{FRAC} = -150\text{ }^{\circ}\text{C}$  (WPS111-WPS109). Dennoch blieb auch WPS131 deutlich über der Bruchzähigkeit ohne Warmvorbelastung.

Die WPS1-Proben mit einer Vorbelastung unterhalb des Niveaus der duktilen Rißeinleitung WPS133-WPS135 in Bild 5-9 zeigten keinen signifikanten Unterschied zu Versuchen, die bis in den Bereich von  $J_i$  vorbelastet wurden und bei denen es möglicherweise auch zu einem geringen Maß an zähem Rißwachstum gekommen ist.

Bei den LUCF-Versuchen, bei denen im Gegensatz zu LUCF-Versuchen die totale Entlastung bei der Tieflagentemperatur  $T_{FRAC}$  durchgeführt wird, beobachtet man eine Versagenshöhe, die im Rahmen der vergleichbaren LUCF-Versuche liegt. Die Temperatur, bei der entlastet wird, hat keinen signifikanten Einfluß auf die Höhe des WPS-Effekts.



### 5.3.3 Betreibertransiente I

Die Beanspruchung beim Bruch  $K_{FRAC}$  lag unter den Bedingungen der Betreibertransiente I beim LCF-Lastpfad durchweg oberhalb und beim LUCF-Lastpfad knapp oberhalb bzw. knapp unterhalb des Warmvorbelastungsniveaus (Bild 5-10). Der Einfluß der Beanspruchungsgeschichte (LCF/LUCF) auf den WPS-Effekt ist gering. Die Erhöhung der Bruchzähigkeit gegenüber dem Sprödbbruchstreuband  $K_{Ic}$  nicht-warmvorbeanspruchter Proben bei

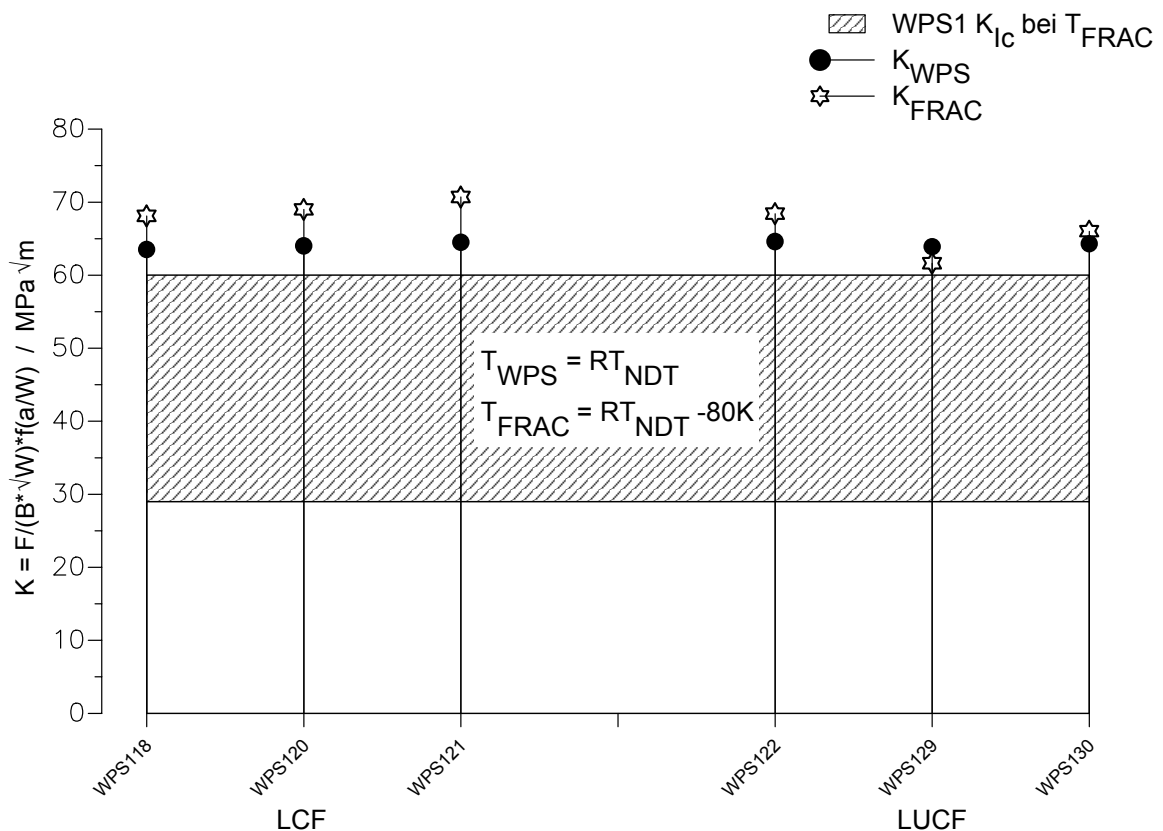
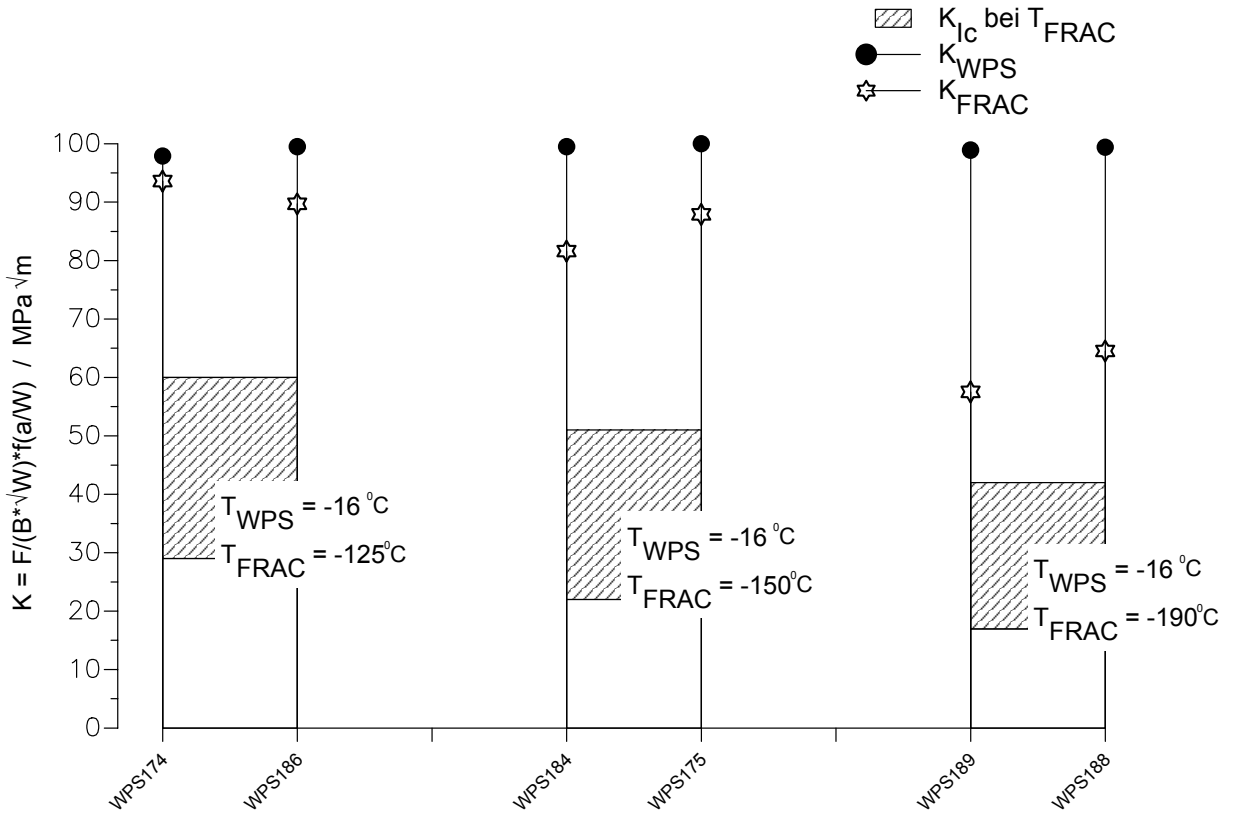


Bild 5-10 Ergebnis der Betreibertransiente I

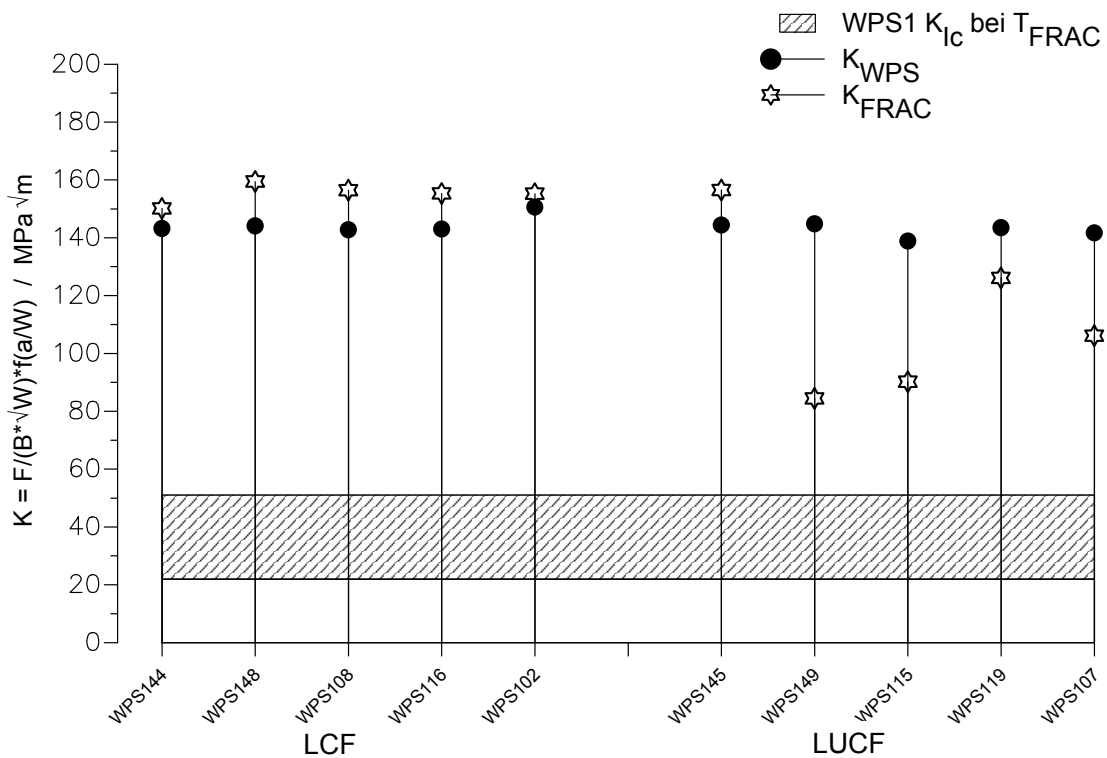
Wiederbelastungstemperatur betrug ca. 3 % bis 18 % bezüglich des oberen Rands des Streubands. Bezieht man die Erhöhung der Bruchzähigkeit nach WPS auf den Streubandmittelwert ergeben sich für die Betreibertransiente I Werte zwischen 37 % und 57 %.

### 5.3.4 Betreibertransiente II

Wie in Bild 5-11 deutlich wird, nimmt unter den Bedingungen der Betreibertransiente II das erreichbare Kaltwiederbelastungsniveau mit abnehmender Temperatur  $T_{FRAC}$  ab. Tendenziell scheint die Versagenskurve nach LUCF der parallel zu tieferen Temperaturen versetzten  $K_{Ic}$ -Kurve zu folgen.



**Bild 5-11:** Ergebnis der Betreibertransiente II



**Bild 5-12:** Ergebnis der Lastpfade mit duktiler Initiierung bei der Warmvorbelastung

### 5.3.5 WPS nach duktiler Initiierung

Beim LCF-Lastpfad ist keinerlei Einfluß des duktilen Rißwachstums auf die Ausprägung des WPS-Effekts erkennbar, Bild 5-12. Wie bei den WPS-Demonstrationsversuchen wurde beim LCF-Lastpfad das Niveau der Warmvorbeanspruchung beim Bruch in jedem Fall übertroffen. Bezogen auf den  $K_{Ic}$ -Mittelwert wird der linear-elastisch berechnete Spannungsintensitätsfaktor beim LCF-Lastpfad um mehr als 400 % erhöht.

Beim LUCF-Lastpfad wurde im Mittel ein Kaltwiederbelastungsniveau in Höhe von ca. 80 % der Warmvorbelastung erreicht. Dieser Wert liegt im Rahmen dessen, was bei den Demonstrationsversuchen beobachtet wurde. Bezogen auf den ursprünglichen  $K_{Ic}$ -Wert wurde durch den LUCF-Lastpfad im Mittel eine Erhöhung um 300 % erreicht. Allerdings zeigen die LUCF-Ergebnisse eine ungewöhnlich große Ergebnisstreuung. Der größte Beanspruchungswert beim Bruch unterscheidet sich vom kleinsten um nahezu 100 %. Die Staffelung der Versagensbeanspruchung korreliert nicht mit den gemessenen duktilen Rißerweiterungen. Selbst beim LUCF-Lastpfad mit dem geringsten Kaltwiederbelastungsniveau beim Bruch wurde der  $K_{Ic}$ -Wert um ca. 230 % übertroffen.

### 5.3.6 C(T)235-Großversuch

In Bild 5-13 ist das Last-COD-Diagramm des C(T)235-Versuchs dargestellt. Bei der Kaltwiederbelastung konnte die Last der Warmvorbeanspruchung nur zu rund 50 % wieder er-

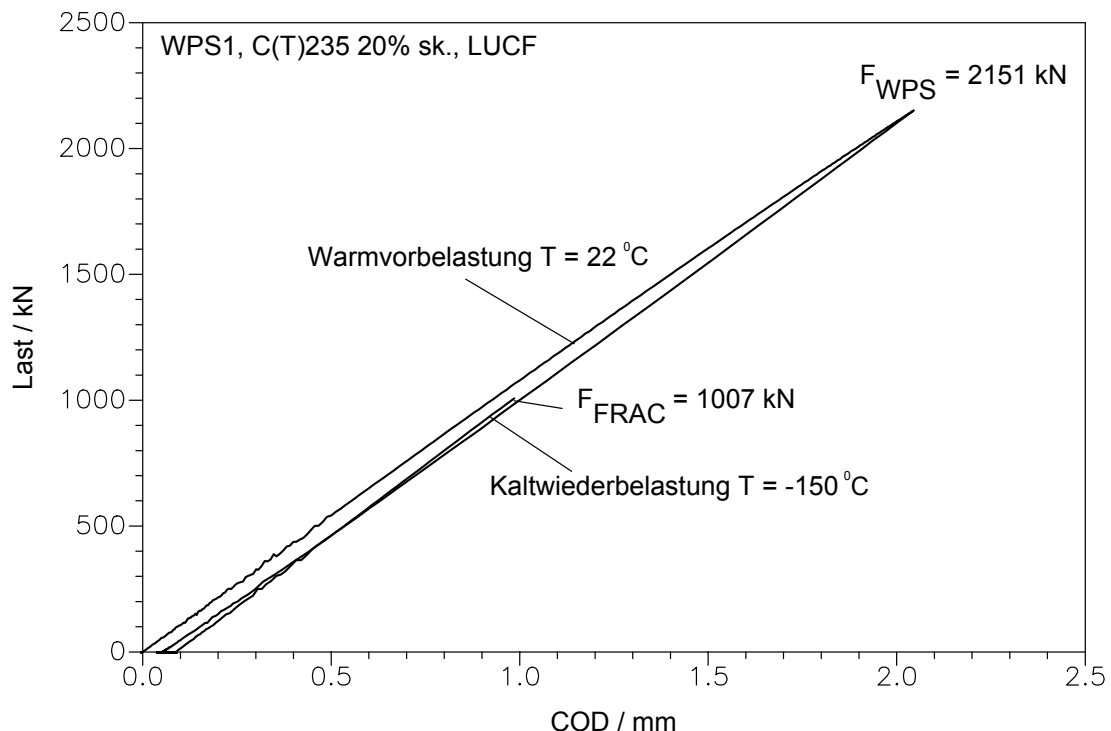


Bild 5-13: F-COD-Diagramm des C(T)235 LUCF-Lastpfads

reicht werden.

Aufgrund der nach ASTM E 399 ungültigen Rißgeometrie, Bild 5-14, kann die dort definierte Formfunktion zur formalen Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors nur mit Einschränkungen verwendet werden. Bei linearer Betrachtung gilt jedoch unabhängig von der Rißgeometrie  $K_{FRAC}/K_{WPS} = F_{FRAC}/F_{WPS}$ .

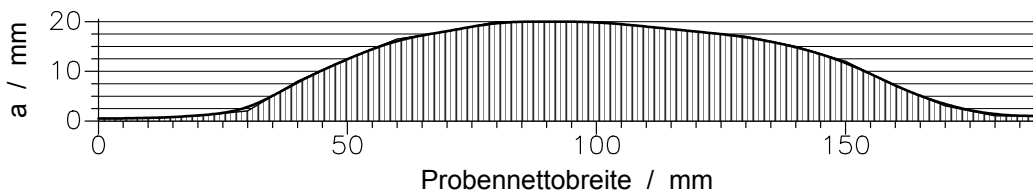


Bild 5-14: Rißgeometrie der C(T)235-Probe

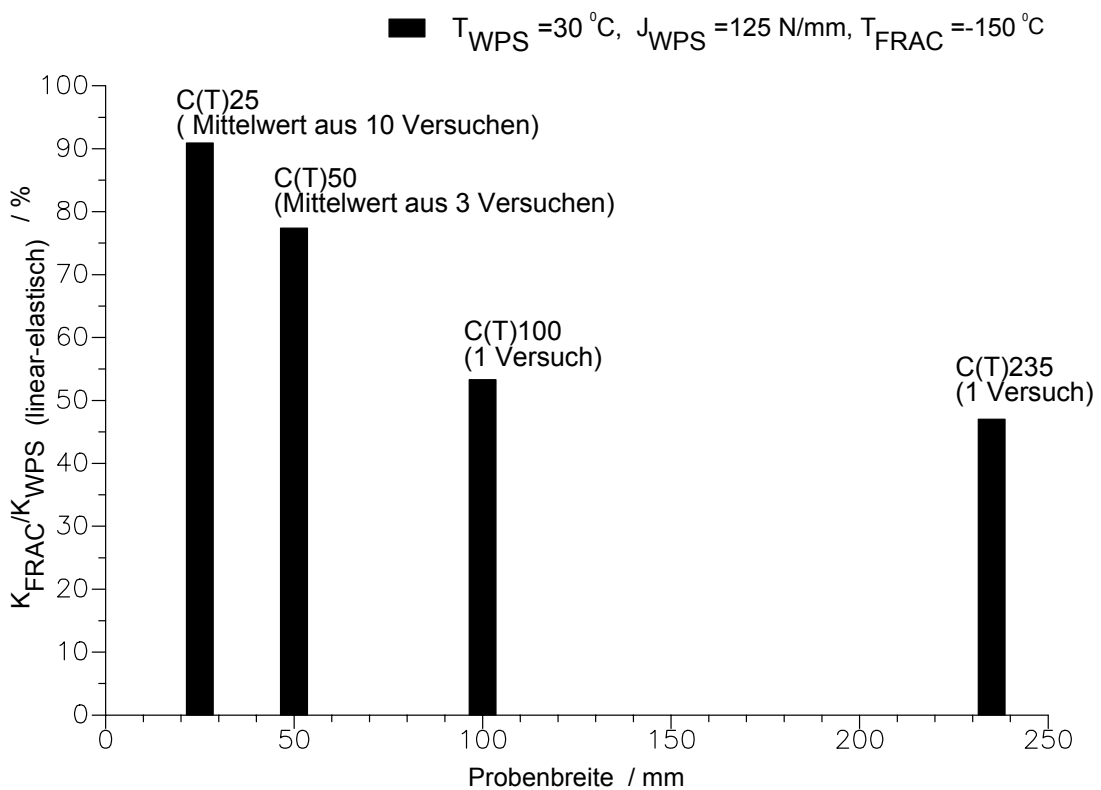


Bild 5-15: Abhängigkeit der LUCF-Kaltwiederbelastbarkeit von der Probengröße

In Bild 5-15 ist die Wiederbelastbarkeit nach einem LUCF-Lastpfad als Funktion der Probenbreite aufgetragen. Alle Proben wurden auf den gleichen Wert des J-Integrals entsprechend dem Beginn der duktilen Rißerweiterung warmvorbelastet. Hinsichtlich des WPS-Effekts zeigt sich mit zunehmender Probengröße das auch bei  $K_{IC}$ -Versuchen bekannte „Sättigungsverhalten“. Die Wiederbelastbarkeit  $K_{FRAC}/K_{WPS}$  der C(T)235-Probe betrug 0,47 und war damit trotz doppelter Probengröße nicht wesentlich kleiner als bei der zuvor geprüften C(T)100. Daraus folgt daß ein WPS-Effekt in der Höhe wie er bei der C(T)100 und der C(T)235 beobachtet wurde unter den genannten Lastpfadbedingungen als dickenunabhängig angenommen werden kann.

#### 5.4 Fraktographie

Bild 5-16 und Bild 5-17 zeigen die Bruchflächen von Proben des Werkstoffs WPS1, die im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung zur Bestimmung der Bruchzähigkeits-Temperaturkurve geprüft wurden (linke Bildseite) im Vergleich zu Bruchflächen von Lastpfadproben (rechte Bildseite) in 1000-facher bzw. 12-facher Vergrößerung.

Im Temperaturbereich von  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$  bis  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  tritt der instabile Bruch als Quasispaltbruch auf, Bild 5-16 linke Bildseite. Erst bei einer Bruchtemperatur von  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  ist ein erhöhter Anteil an plastischer Verformung („zähe Bänder“) zu erkennen. Auf der rechten Bildseite sind die Bruchflächen von LUCF-Lastpfadproben abgebildet. Mikroskopisch (1000-fach) ist kein Unterschied zu den  $K_{IC}$ -Proben zu erkennen. Auch nach Warmvorbeanspruchung tritt Quasispaltbruch auf.

Dagegen zeigt sich in 12-facher Vergrößerung ein signifikanter Unterschied zwischen warmvorbelasteten und nicht warmvorbelasteten Proben in der makroskopischen Grobstruktur der Bruchflächen, Bild 5-17.

Im direkten Vergleich der C(T)25- $K_{IC}$ -Probe, Bild 5-17 a.), und der C(T)25-LUCF-Lastpfadprobe, Bild 5-17 f.), die bei gleicher Temperatur ( $T_{FRAC} = -150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) gebrochen sind, wird deutlich, daß nach Warmvorbeanspruchung eine wesentlich grobere Bruchstruktur vorliegt.

Die hier gezeigte grobstrukturierte Bruchfläche ist typisch für C(T)25- und C(T)50-Lastpfadproben (LCF, LUCF, REAL30) mit einer Kaltwiederbelastungstemperatur von  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Hinsichtlich der Grobstruktur sind diese Proben mit der  $K_{JI}$ -Probe, die bei der 100 K höheren Prüftemperatur von  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  gebrochen ist, vergleichbar, Bild 5-17 c.).

Bei Lastpfad-Versuchen an C(T)100 mit einer Bruchtemperatur von  $T_{FRAC} = -150\text{ }^{\circ}\text{C}$  hängt das makroskopische Bruchaussehen von der Vorbelastungsgeschichte ab: nach einem LCF-Lastpfad zeigt sich die gleiche grobe Bruchoberfläche wie bei den C(T)25-Proben, dagegen

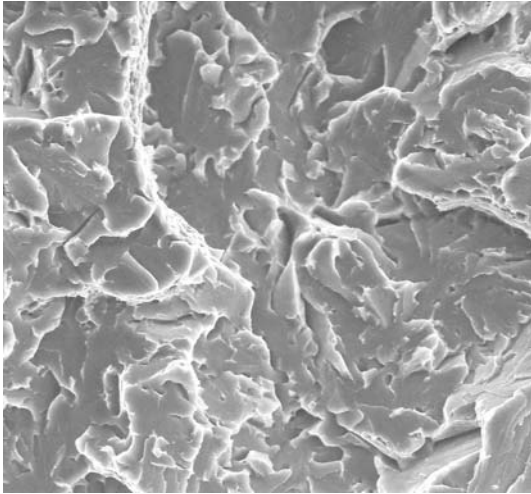
beobachtet man nach einem LUCF-Lastpfad eine glatte, mit der  $K_{Ic}$ -Bruchfläche von  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$  vergleichbares Bruchbild, Bild 5-17 d.).

Bei abgesenkter Kaltwiederbelastungstemperatur ( $T_{FRAC} = -190\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) beobachtet man auch nach einem LUCF-Lastpfad bei C(T)25-Proben eine glatte Spröbruchfläche, Bild 5-17 e.). Verglichen mit den  $K_{Ic}$ -Proben liegt die Textur der Bruchfläche subjektiv betrachtet zwischen den Versuchen bei  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

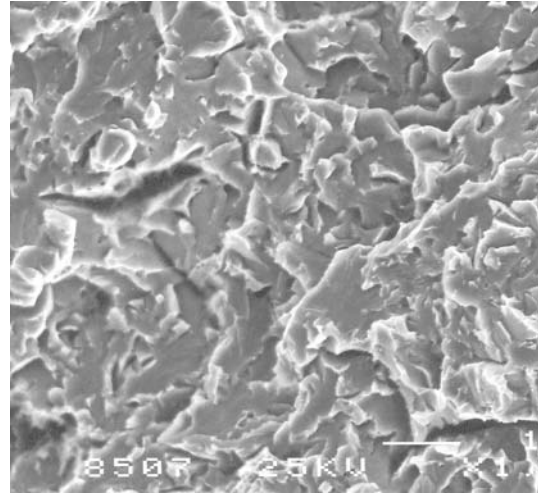
Die fraktographische Untersuchung läßt keinen Zusammenhang zwischen den Einflußgrößen Probengröße, Lastpfad, Bruchtemperatur und den dabei beobachteten Bruchflächenstrukturen erkennen. Sowohl an C(T)25- als auch an C(T)100-Proben wurden makroskopisch grobe und glatte Brüche gefunden. Dasselbe gilt für den Lastpfadeinfluß. Bei monoton belasteten  $K_{Ic}$ - bzw.  $K_{Ji}$ -Proben traten beide Bruchbilder ebenso auf wie nach LCF- und LUCF-Lastpfaden. Auch die Bruchtemperatur erlaubt keine Abgrenzung, da beispielsweise bei  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$  abhängig von Probengröße und Lastpfad grob- und glattflächige Brüche beobachtet wurden.

Grob strukturierte Bruchflächen traten unabhängig von den oben genannten Einflußgrößen immer dann auf, wenn die Versagensbeanspruchung  $K_{FRAC}$  hoch war. Das bedeutet, die Struktur der Bruchfläche ist Folge eines Bruchs mit einem hohen Betrag an elastisch gespeicherter Energie in der Probe und demzufolge einer hohen Reißgeschwindigkeit. Dies wird auch dadurch belegt, daß die typischen Bruchstrukturen nicht nur auf die durch Warmvorbelastung beeinflussten Ligamentbereich beschränkt waren, sondern auch dort auftraten, wo keine plastische Verformung stattgefunden hat.

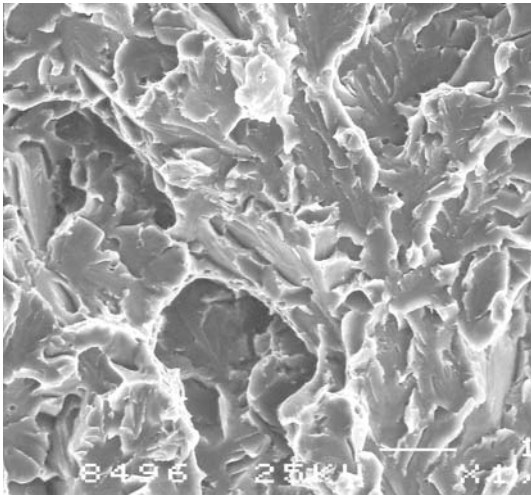
Vergleichbare Befunde wurden in /5-2/ an Bruchflächen warmvorbelasteter Biegeproben festgestellt.



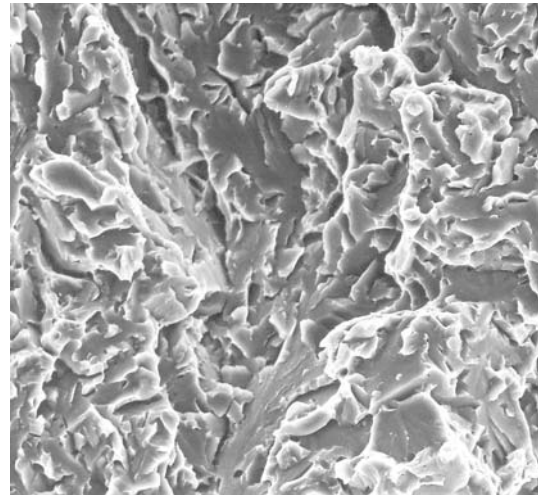
a.) C(T)25,  $K_{Ic}$  bei  $-150\text{ °C}$



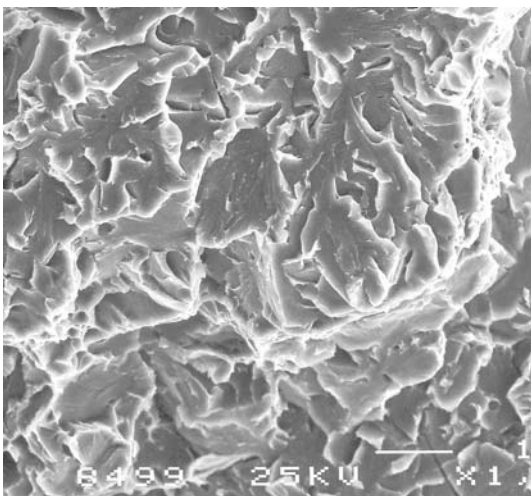
d.) C(T)100, LUCF,  $T_{FRAC} = -150\text{ °C}$



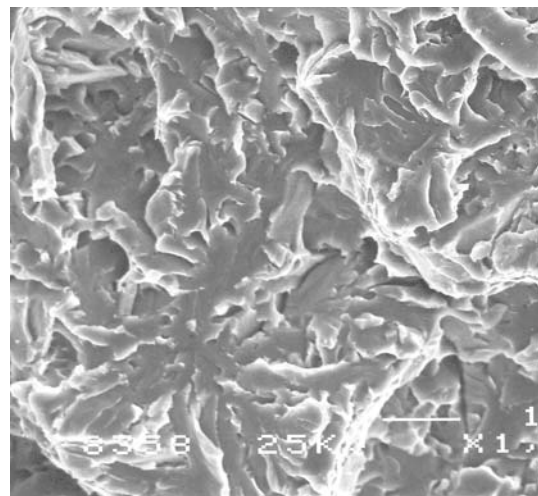
b.) C(T)25,  $K_{Ji}$  bei  $-100\text{ °C}$



e.) C(T)25, LUCF,  $T_{FRAC} = -190\text{ °C}$

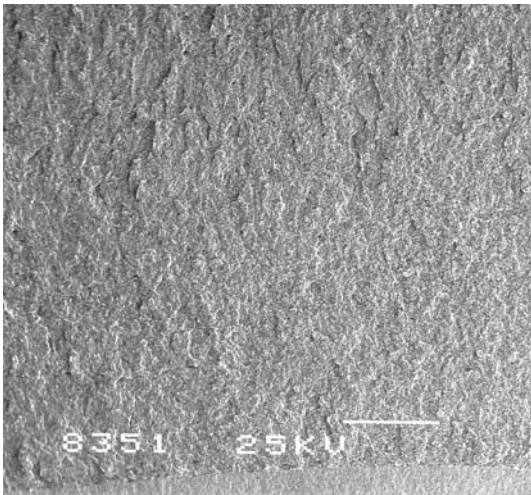


c.) C(T)25,  $K_{Ji}$  bei  $-50\text{ °C}$

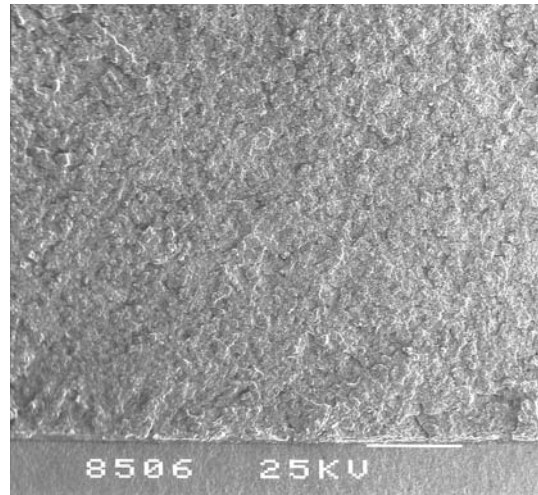


f.) C(T)25, LUCF,  $T_{FRAC} = -150\text{ °C}$

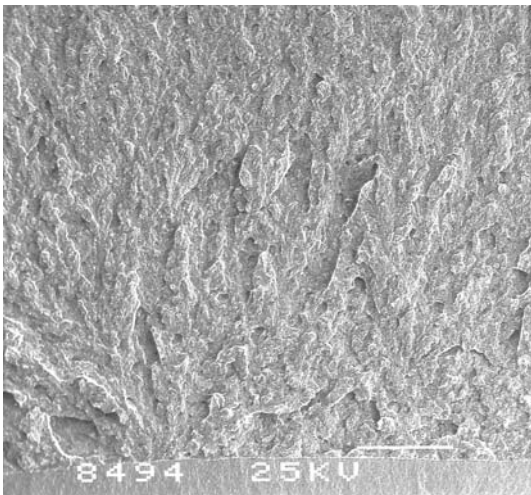
**Bild 5-16:** Bruchflächen in 1000-facher Vergrößerung



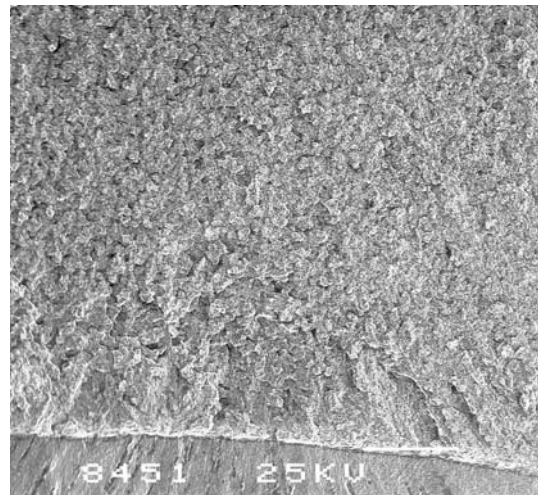
a.) C(T)25,  $K_{Ic}$  bei  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$



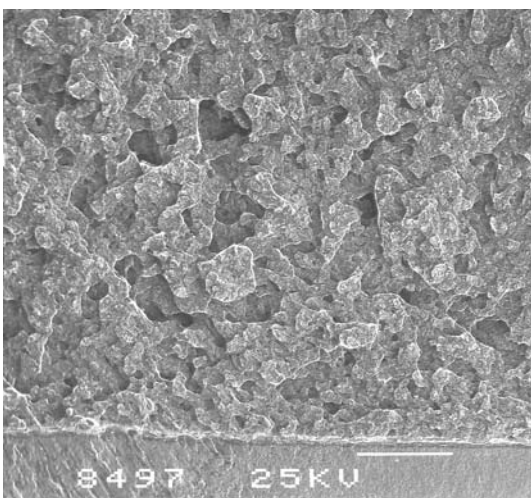
d.) C(T)100, LUCF,  $T_{FRAC} = -150\text{ }^{\circ}\text{C}$



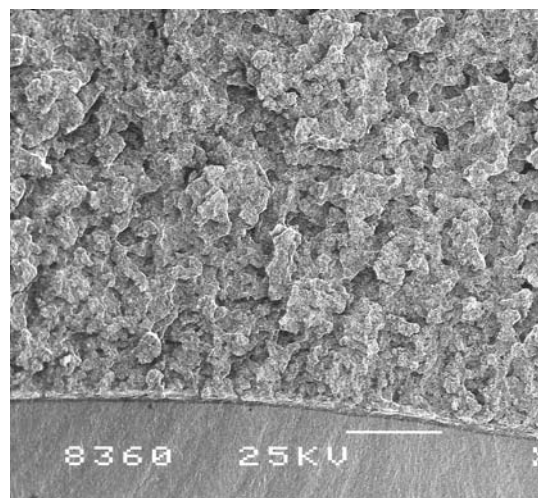
b.) C(T)25,  $K_{Ji}$  bei  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$



e.) C(T)25, LUCF,  $T_{FRAC} = -190\text{ }^{\circ}\text{C}$



c.) C(T)25,  $K_{Ji}$  bei  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$



f.) C(T)25, LUCF,  $T_{FRAC} = -150\text{ }^{\circ}\text{C}$

**Bild 5-17:** Vergleich der Bruchflächen in 12-facher Vergrößerung



## 5.5 Zusammenfassende Bewertung und Vergleich mit Literaturergebnissen

Bei keinem der Lastpfade trat Bruch der Probe während der Abkühlung auf. Um den Bruch der Probe zu bewirken, war immer eine Beanspruchungssteigerung notwendig. Damit konnte die Gültigkeit des „konservativen WPS-Prinzips“ /5-3/: „kein Bruch bei konstanter oder fallender Beanspruchung,  $dK/dt \leq 0$ “ in Übereinstimmung mit den Ergebnissen in /5-4/, /5-5/, /5-6/, /5-3/, /5-7/, /5-8/, /5-9/ und /5-10/ nachgewiesen werden. In /5-11/ wird von einem Bruch der Probe in der Abkühlphase berichtet, der aber auf einen zu hohen Temperaturgradienten in der Probe verbunden mit einem zeitlich ansteigenden Spannungsintensitätsfaktor zurückgeführt wurde.

Die Höhe des erzielbaren WPS-Effekts hängt primär von der Höhe des bei der Warmvorbelastung erreichten Beanspruchungsmaximums ab, siehe auch /5-4/, /5-12/, /5-13/, /5-14/, /5-15/. Bei WPS-Versuchen gilt ganz allgemein, daß selbst im günstigsten Fall des LCF-Lastpfads die Beanspruchung beim Bruch nicht wesentlich über das Niveau der Warmvorbeanspruchung hinaus gesteigert werden kann. Daher ist eine Erhöhung des ursprünglichen  $K_{Ic}$ -Werts durch den WPS-Effekt um den Faktor 3 bis 5, wie bei den WPS-Demonstrationsversuchen auch nur bei Temperaturen  $T_{FRAC}$  im Bereich der Bruchzähigkeitstieflage möglich. Bei Wiederbelastungstemperaturen im Bereich des Bruchzähigkeitsübergangs, wo die obere Einhüllende der Bruchzähigkeiten bereits hohe Werte annimmt, kann daher bei Vorbelastungen wie bei der Betreibertransiente I nur ein vergleichsweise geringer Gewinn gegenüber der  $K_{Ic}$ -Kurve erzielt werden, vgl. auch /5-10/.

Transienten mit teilweiser Entlastung liegen bezüglich ihres Versagensniveaus zwischen dem LCF- und dem LUCF-Lastpfad. Dasselbe gilt für den LCUF-Lastpfad, bei dem im Gegensatz zum LUCF-Lastpfad die Totalentlastung nach dem Abkühlen stattfindet, vgl. /5-4/, /5-12/.

Die den WPS-Effekt reduzierende Wirkung einer Entlastung beginnt erst, wenn ein bestimmter, von Werkstoff und Probenabmessungen abhängiger Betrag an Entlastung überschritten wird, vgl. auch /5-16/, /5-17/ sowie /5-7/.

Das Ergebnis des LUCF- bzw. des LCF-Lastpfads kann demzufolge als untere bzw. obere Grenze des bei beliebigen Lastpfaden mit gegebener Vorbelastungshöhe  $K_{WPS}$  und gegebenen Lastpfaddecktemperaturen  $T_{WPS}$ ,  $T_{FRAC}$  zu erwartenden WPS-Effekts angesehen werden, siehe auch /5-4/, /5-8/, /5-3/ und /5-18/.

Bei Transienten mit Totalentlastung (LUCF) ist die erreichbare Wiederbelastungshöhe abhängig von der Warmvorbelastungshöhe, der Wiederbelastungstemperatur und der Probengröße.

In der vorliegenden Untersuchung wurde das einmal erreichte Beanspruchungsniveau nicht in jedem Fall wieder erreicht. Die ertragbare Beanspruchung beim Bruch war aber in jedem Fall höher als beim entsprechenden  $K_{Ic}$ -Versuch.

Die Probengrößenabhängigkeit erreicht wie bei  $K_{Ic}$ -Versuchen einen Grenzwert ("Sättigungsniveau"), d.h. ab einer bestimmten Dicke kann von einem „dickenunabhängigen WPS-Effekt“ gesprochen werden.

In /5-10/, /5-14/, /5-19/, /5-20/, /5-21/ und /5-22/ wird ebenfalls von WPS Versuchen berichtet, bei denen das Warmvorbelastungsniveau beim Bruch nicht mehr erreicht wurde. Eine mit den vorliegenden Befunden übereinstimmende Aussage über die Größenabhängigkeit des WPS-Effekts nach dem LUCF-Lastpfad findet man in /5-4/, /5-18/, /5-20/, /5-23/, /5-24/, /5-25/ und /5-26/.

Während die Aussagen in der Literatur bezüglich Lastpfad- und Probengrößenabhängigkeit des WPS-Effekts weitestgehend gleichlautend sind und mit den experimentellen Ergebnissen der vorliegenden Arbeit übereinstimmen, wird die Auswirkung duktiler Rißinitiierung kontrovers diskutiert. Eine in der Literatur z.B. /5-2/, /5-27/ und /5-28/ vertretene Ansicht, die besagt, daß Rißinitiierung zu einem Wiederanschärfen der abgestumpften Rißspitze führt und damit eine Verminderung des WPS-Effekts zur Folge haben müßte, wird durch die vorliegenden Ergebnisse nicht bestätigt. Die Versuche haben gezeigt, daß die Initiierung keine sprunghafte Änderung des WPS-Verhaltens bewirkt und auch nach stabilem Rißwachstum im Bereich einiger zehntel Millimeter der WPS-Effekt noch wirksam ist. Damit übereinstimmende Aussagen findet man in /5-9/, /5-12/, /5-8/ und /5-29/.

## **6. Mechanismen des Vorbelastungseffekts (WPS)**

Als mögliche Ursachen des WPS-Effekts wurden bereits vor drei Jahrzehnten von Nichols /5-14/ die folgenden Mechanismen genannt:

- Ausbildung von Eigenspannungen an der Rißspitze nach Entlastung („residual stresses“).
- Abstumpfung der ursprünglich scharfen Schwingrißspitze während der Warmvorbelastung („crack tip blunting“).
- Änderung der Mikrostruktur des Werkstoffs durch die Vordehnung („strain effect“).

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde erstmals der Versuch unternommen, die Beiträge der genannten Mechanismen zum WPS-Effekt systematisch zu separieren und in ihrem Einfluß auf die Höhe des WPS-Effekts zu gewichten. Diese Untersuchungen wurden ausschließlich am Werkstoff WPS1 durchgeführt.

## 6.1 Untersuchung der Spannungsverteilung

Nach nicht monotoner Vorbeanspruchung, wie beispielsweise nach einem WPS-Lastpfad, ist der sich einstellende Spannungsverlauf abhängig von der Belastungsgeschichte und kann in der Regel nicht mehr als Funktion der äußeren Beanspruchung ausgedrückt werden.

Der Vergleich der Spannungsverläufe (elastisch-plastische FEM-Rechnung, isotrope Verfestigung /6-1/) im Moment des Bruchs nach einem LUCF- bzw. LCF-Lastpfad in Bild 6-1 zeigt verglichen mit der Spannungsverteilung des  $K_{Ic}$ -Versuchs bei gleicher Temperatur, daß in dem für die Bruchauslösung maßgeblichen Bereich die maximale Hauptspannung in allen drei Fällen auf einem ähnlichen Niveau liegt. Der formal aus der Last berechnete Span-

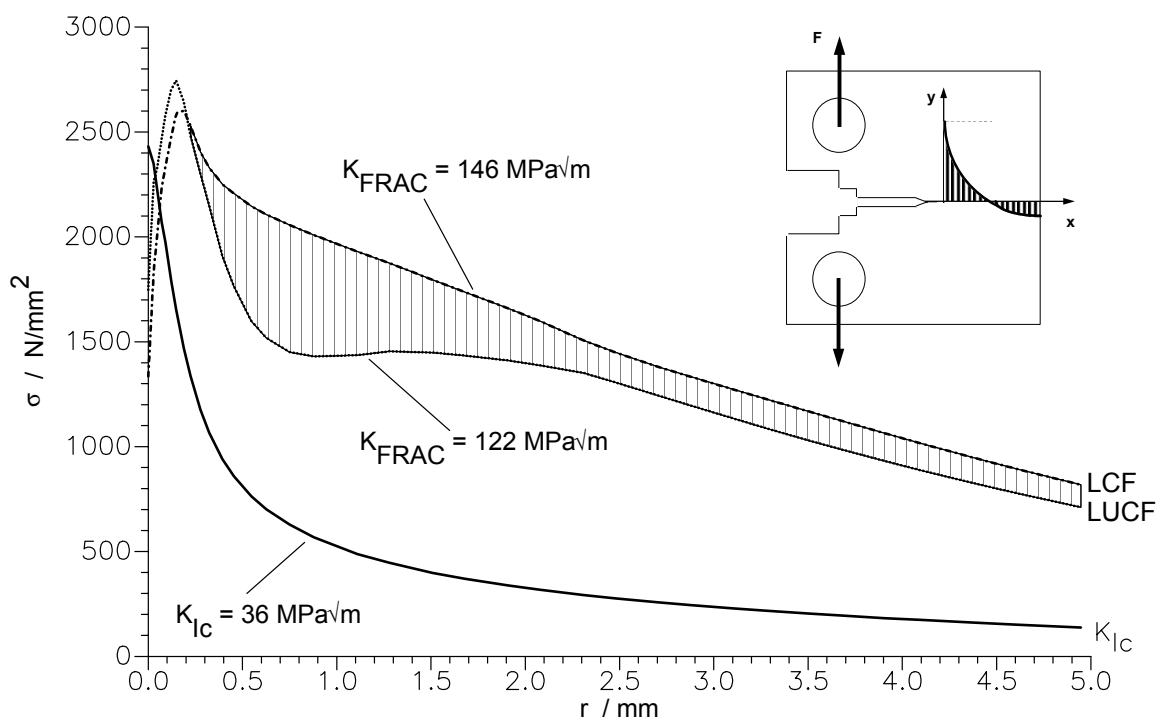
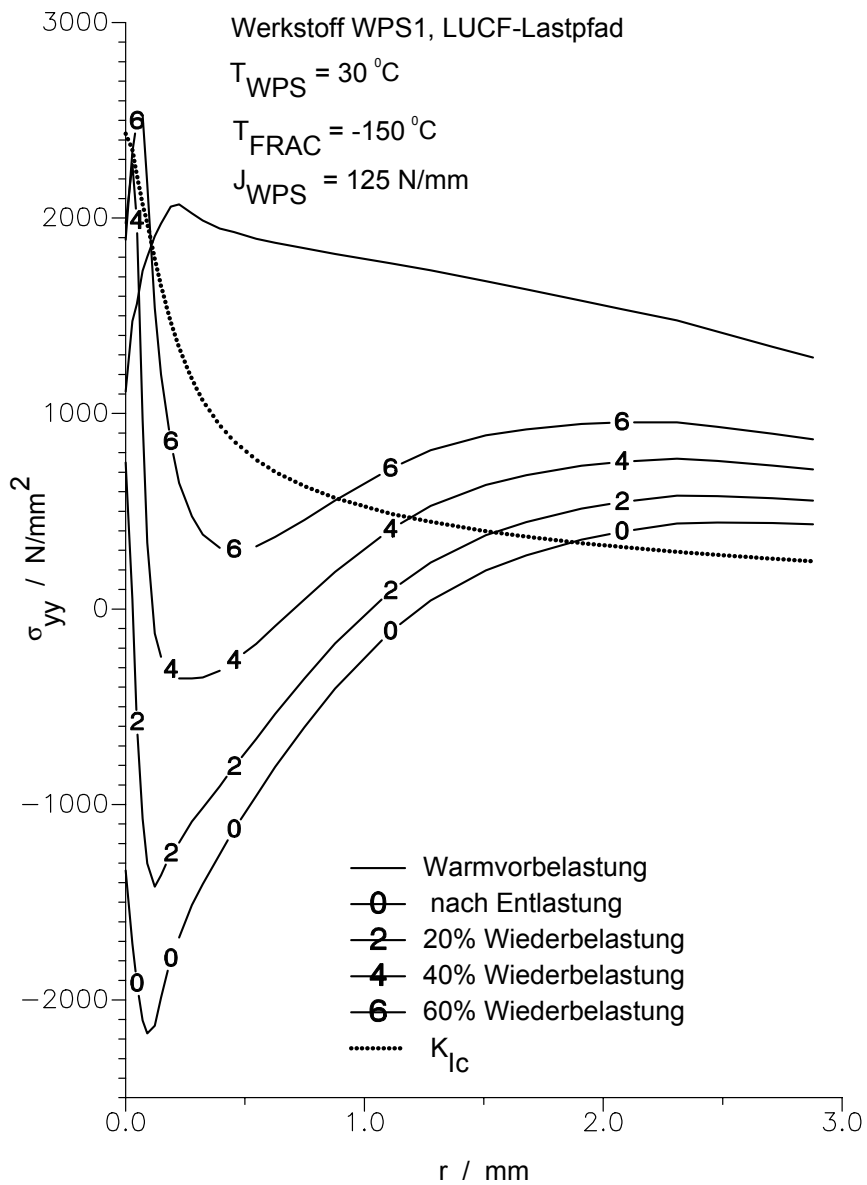


Bild 6-1: Rißöffnende Spannung an der Rißspitze im Moment des Bruchs

nungsintensitätsfaktor  $K_{FRAC}$  ist jedoch unterschiedlich, da im unkritischen Ligamentbereich bei den warmvorbelasteten Proben ein vergleichsweise höheres Spannungsniveau vorliegt, das eine höhere Traglast ermöglicht.

Bild 6-2 zeigt die Entwicklung der maximalen Hauptspannung an der Rißspitze in den verschiedenen Phasen eines LUCF-Lastpfads und verdeutlicht die positive Rolle des sich nach



**Bild 6-2:** Entwicklung der rißöffnenden Spannung während eines LUCF-Lastpfads

Entlastung einstellenden Eigenspannungszustands. Die nach der Entlastung vorhandenen Druckeigenspannungen im Rißspitzenbereich sind den bei der Kaltwiederbelastung auftretenden Spannungen entgegengerichtet. Erst bei höheren Lasten werden die für Sprödbruchauslösung notwendigen hohen Zugnormalspannungen im Bereich der Rißspitze erreicht.

Beim LCF-Lastpfad tritt keine Rückplastifizierung auf, jedoch unterscheiden sich die Spannungsfelder an der Rißspitze sehr stark abhängig davon, ob die gleiche Beanspruchung im „warmen“ oder im „kalten“ Zustand aufgebracht wird. Bei Aufbringung der Beanspruchung im „Warmen“ ist aufgrund der kleineren Fließgrenze die Spannungsüberhöhung am Riß und damit die Höhe der Spaltbruch auslösenden maximalen rißöffnenden Spannung geringer als dies bei Aufbringung der gleicher Beanspruchung im „Kalten“ der Fall wäre. Der formal

linear-elastisch berechnete Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  ist jedoch in beiden Fällen gleich, da er lediglich aus der Höhe der äußeren Beanspruchung berechnet wird.

Wie numerische Rechnungen gezeigt haben /6-1/, bleibt beim LCF-Lastpfad die Spannungsverteilung, die sich bei Warmvorbelastung eingestellt hat, bei Abkühlung unter konstanter Last nahezu unverändert erhalten. Auf diese Weise ist auch bei tiefer Temperatur eine hohe globale Beanspruchung bei vergleichsweise geringer Beanspruchung des Rißspitzenbereichs ertragbar. Erst die Steigerung der Last bei tiefer Temperatur bewirkt im Rißspitzenbereich kritische bruchauslösende Spannungen.

## 6.2 Rolle der Rißspitzenabstumpfung

Anhand eines Schliffes einer auf das Niveau einer relativ hohen Warmvorbeanspruchung belasteten C(T)25-Probe konnte die Abstumpfung der ursprünglich scharfen Schwingrißspitze quantifiziert werden, Bild 6-3, rechts.

Nach Warmvorbeanspruchung auf  $J = 125 \text{ N/mm}$  betrug die Rißspitzenöffnung ca.  $80 \mu\text{m}$  und damit ca. das 100-fache der Rißspitzenöffnung einer angeschwungenen Probe.

Die Prüfung maschinell gekerbter C(T)-Proben erlaubt es, die Bruchzähigkeitserhöhung

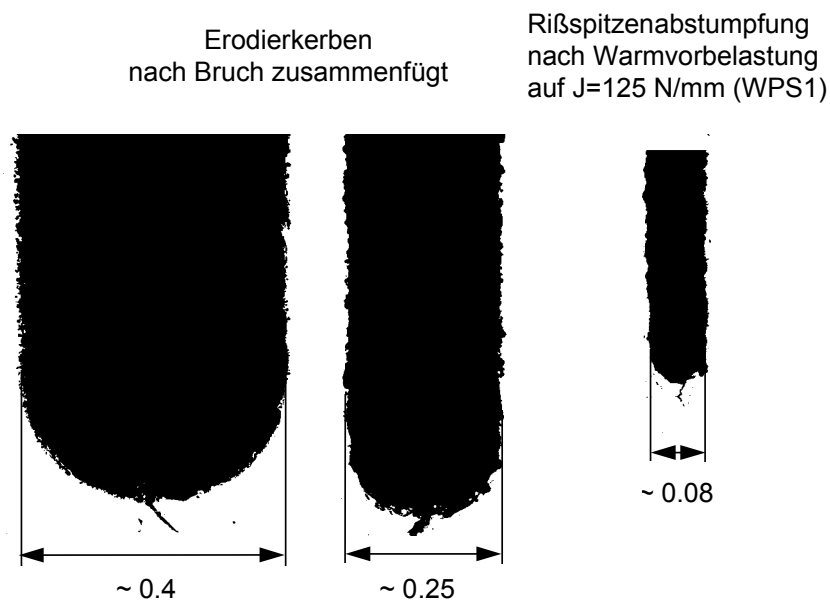


Bild 6-3: Schliffe warmvorbelasteter und erodiergekerbter Proben

durch die Rißspitzenabstumpfung isoliert zu untersuchen, da sich hierbei nur der geometrische Effekt der Abstumpfung, nicht jedoch die Vordehnung sowie die durch die Vorbelastung entstehenden Eigenspannungen auswirken. Diese Proben wurden ohne Warmvorbelastung bei  $T_{FRAC}$  gebrochen.

Da es fertigungsbedingt nicht möglich war einen der Rißabstumpfung der Vorbelastung exakt entsprechenden Kerb einzubringen, wurde der „Blunting“-Einfluß aus den Ergebnissen verschieden scharf gekerbter Proben abgeschätzt.

Der Vergleich der Rißspitzen in 120-facher Vergrößerung (Bild 6-3) macht die Unterschiede hinsichtlich des Kerbradius der gekerbten Proben und der „Blunting“-Probe deutlich. Mit der größeren Kerbe ( $\varnothing \approx 0,4$  mm) wurde eine Kerbbruchzähigkeit von  $85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  gemessen.

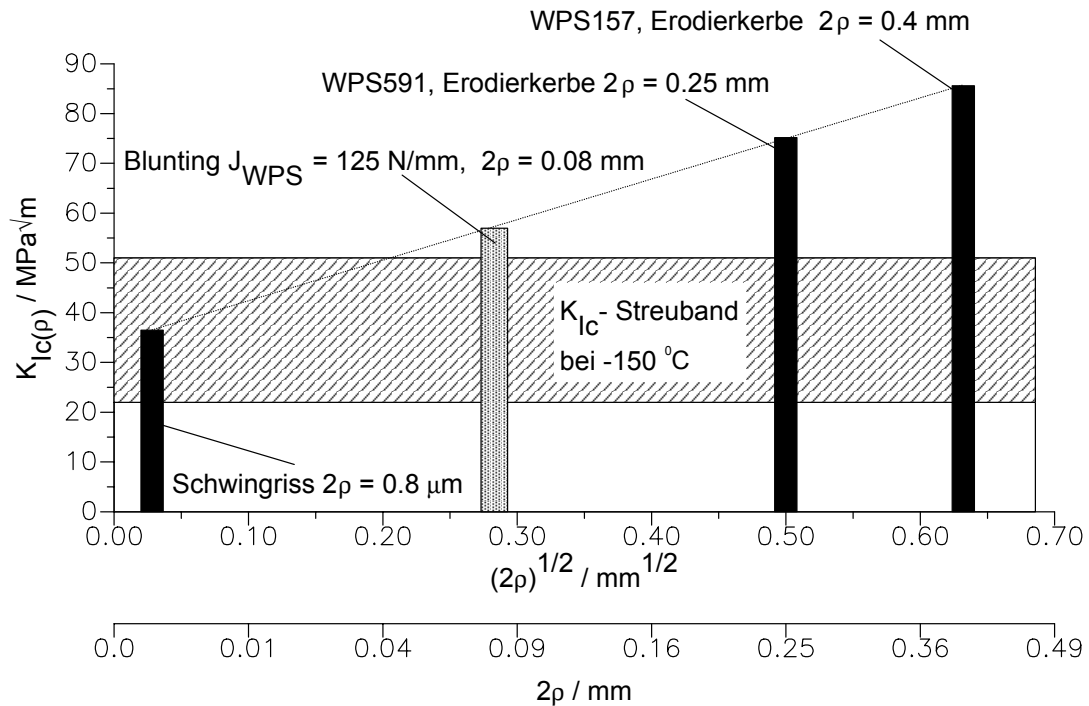
Im Vergleich dazu wurde bei Lastpfadproben mit der wesentlich kleineren „Blunting“-Kerbe  $\varnothing \approx 0,08$  mm die nominelle Bruchzähigkeit durch WPS auf Werte zwischen  $120 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (LUCF) und  $150 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (LCF) erhöht.

Der Vergleich mit den beim LCF-Lastpfad erreichten nominellen Bruchzähigkeitswerten von ca.  $150 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  macht deutlich, daß unter den speziellen Voraussetzungen der WPS1-Lastpfadsimulation die Abstumpfung des Risses lediglich einen untergeordneten Beitrag zum WPS-Effekt lieferte.

Bei der WPS-Simulation mit den niedriger vorbelasteten Werkstoffen WPS2 und WPS3 ist ein noch geringerer „Blunting“-Einfluß auf die Lastpfadergebnisse zu erwarten, da CTOD und damit der „Blunting“-Radius proportional mit dem Faktor  $J_{WPS}/R_{eWPS}$  abnimmt, vgl. Gl. 3–27.

Eine in /6-2/ auf der Basis der Gleitlinientheorie an Rundkerben abgeleitete Beziehung besagt eine Proportionalität zwischen der Kerbbruchzähigkeit  $K_{Ic(p)}$  und der Wurzel des Kerbradius,  $K_{Ic(p)} \sim \sqrt{\rho}$ .

Die Extrapolation der über dem Kerbdurchmesser aufgetragenen gemessenen Kerbbruchzähigkeiten in Bild 6-4 erlaubt eine Abschätzung der Kerbbruchzähigkeit beim „Blunting“-Durchmesser von ca. 0,08 mm. Es ergibt sich ein Wert in der Größenordnung von  $55\text{-}60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



**Bild 6-4:** Einfluß des Rispitzenradius auf die Kerbbruchzähigkeit

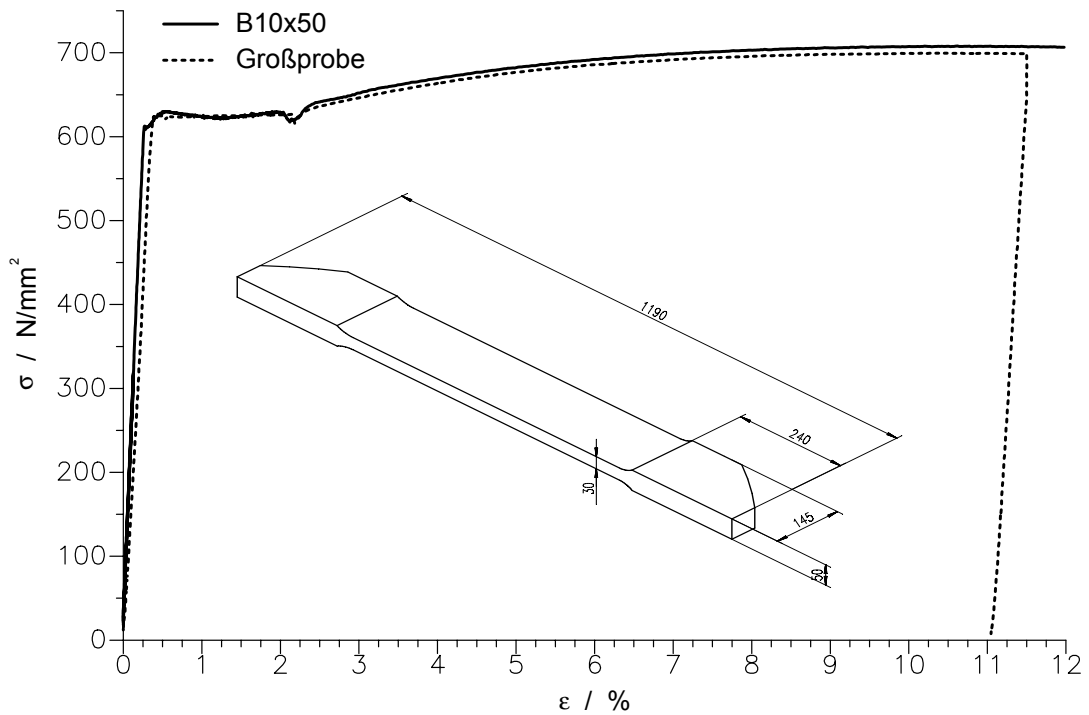
### 6.3 Einfluß der Vordehnung

#### 6.3.1 Einfluß auf Bruchmechanikkennwerte

Durch die bruchmechanische Untersuchung von Werkstoff, der vor der Probenfertigung bei Raumtemperatur homogen bis zur Gleichmaßdehnung vorbeanspruchert wurde, konnte im Vergleich mit den Ergebnissen des gleichen, nicht vorgedehnten Werkstoffs der Einfluß der Vordehnung auf das Bruchverhalten gezeigt werden.

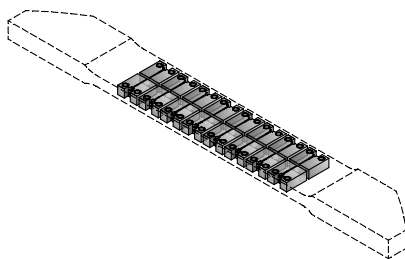
In der Literatur /5-3/, /6-3/ und /6-4/ wird in diesem Zusammenhang der Mechanismus der Abstumpfung von Mikrorissen („microcrack blunting“) bei plastischer Verformung im Temperaturbereich der Bruchzhigkeitshochlage diskutiert, der zu einer Entschärfung von potentiellen Riskeimen führen soll und damit verbunden eine Erhöhung des Werkstoffwiderstands gegen Sprödbruch zur Folge haben müßte.

Bild 6-5 zeigt die Abmessungen sowie die Bauteilfliekurve der für diese Untersuchung verwendeten Großprobe aus dem Werkstoff WPS1. Zum Vergleich ist die Fließkurve, die bei Raumtemperatur an einer B10x50 Normzugprobe am selben Werkstoff ermittelt wurde, eingezeichnet.



**Bild 6-5:** Bauteilfließkurve bei der Vordehnung

Nach Erreichen der Gleichmaßdehnung in Höhe von ca. 12 % wurde die Großprobe entlastet. Aus dem homogen vorgedehnten Bereich der Probe wurden 16 C(T)25-Proben entsprechend [Bild 6-6](#) entnommen. Die Entnahmeorientierung dieser Proben ist identisch mit der Orientierung der Proben zur Ermittlung der  $K_{Ic}$ -Kurve des nicht-vorgedehnten Werkstoffs.

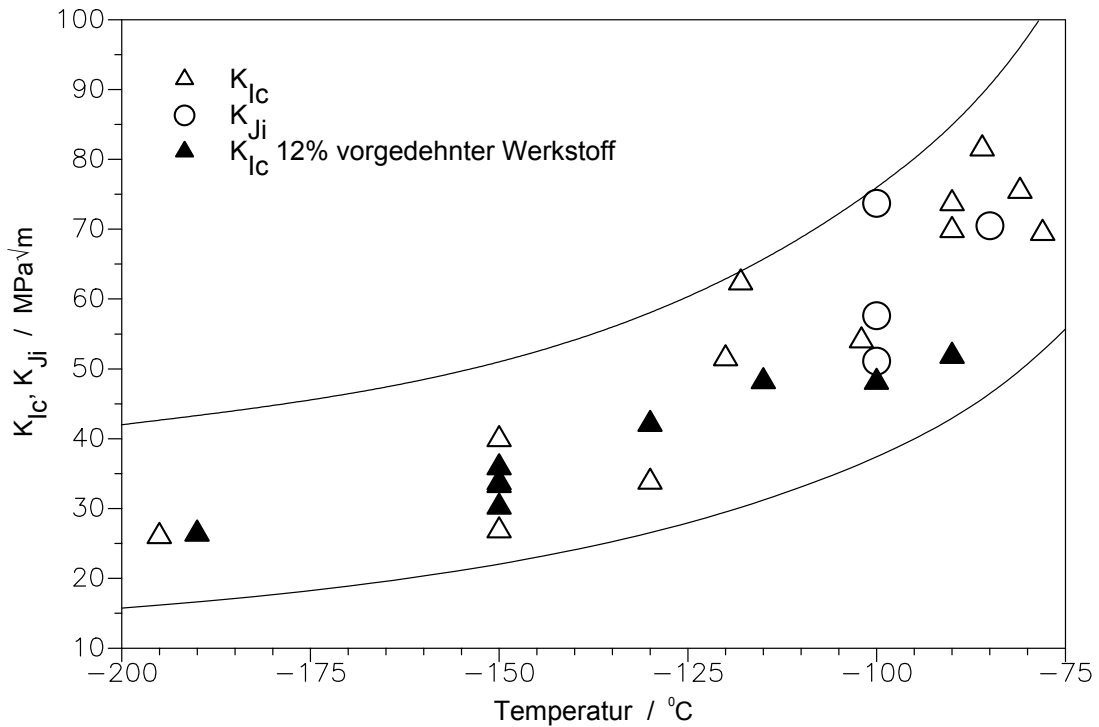


**Bild 6-6:** Probenentnahme aus der Vordehnprobe

Bruchmechanikversuche im Temperaturbereich der Bruchzähigkeitstieflage und im unteren Übergangsbereich zeigten, daß die Vordehnung keine Veränderung des Tieflagenverhaltens bewirkte, vgl. [Bild 6-7](#).

Insbesondere bei der Kaltwiederbelastungstemperatur der WPS1-Demonstrationsversuche  $T_{FRAC} = -150\text{ }^{\circ}\text{C}$  liegen die  $K_{Ic}$ -Werte des vorgedehnten Werkstoffs bei geringer Streuung innerhalb der Werte des nicht vorgedehnten Werkstoffs.





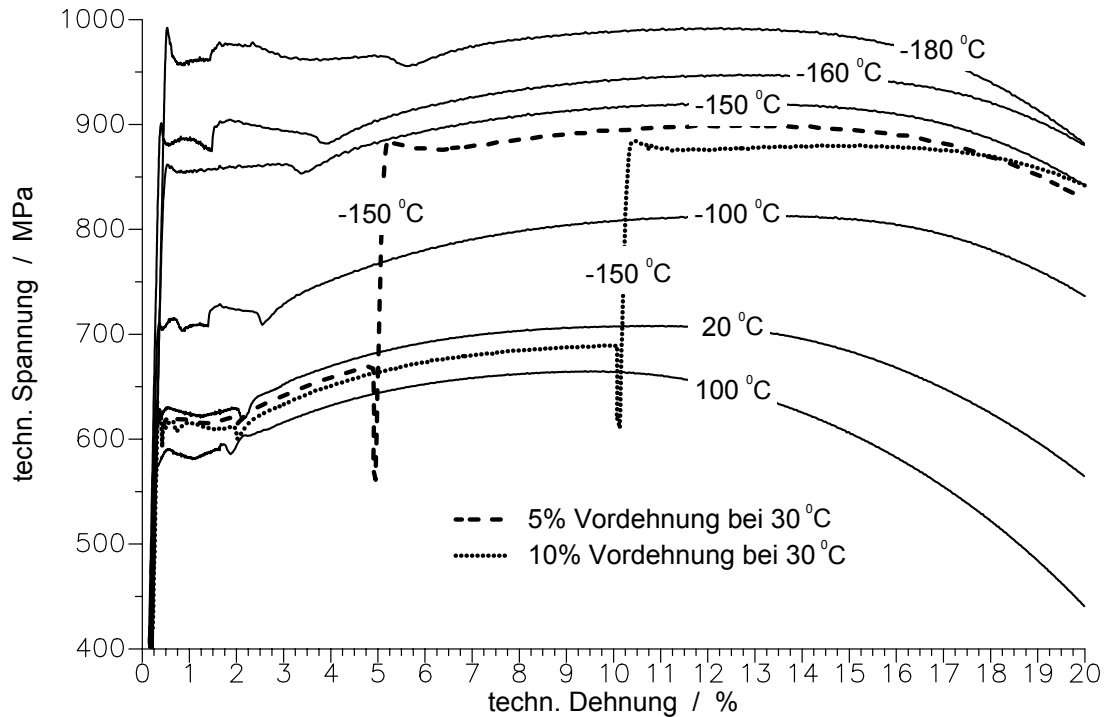
**Bild 6-7:** Auswirkung der Vordehnung auf die Bruchzähigkeit in der Tieflage

### 6.3.2 Einfluß auf Kennwerte des Zugversuchs

Bei der FEM-Nachrechnung der WPS-Experimente wird in der Regel angenommen, daß beim Übergang zu tieferen Temperaturen die im „Warmen“ akkumulierte Vergleichsdehnung in die Fließkurve bei tieferer Temperatur übernommen wird. Um dies zu untersuchen, wurden zwei Versuche am Werkstoff WPS1 vorgenommen. Dabei wurden Normzugproben bei Warmvorbelastungstemperatur (30 °C) 5 % bzw. 10 % vorgedehnt und anschließend entsprechend einem LCF-Lastpfad bei WPS-Bruchtemperatur (-150 °C) weiterbelastet.

Die entstehenden kombinierten Fließkurven sind in Bild 6-8 im Vergleich mit den Fließkurven der Werkstoffcharakterisierung dargestellt. Bei weiterer Steigerung der Beanspruchung nach Abkühlung zeigen die bereits plastisch vorgedehnten Proben erneut linearelastisches Werkstoffverhalten mit erneuter Ausbildung einer ausgeprägten Streckgrenze. Das Niveau der Streckgrenze nach 5 % und 10 % Vordehnung liegt etwa auf dem Niveau der nicht vorgedehnten bei -150 °C geprüften Zugprobe. Im weiteren Verlauf verhält sich der vorgedehnte Werkstoff nahezu idealplastisch und zeigt wenig Dehnungsverfestigung. Der Verlauf der Fließkurve nach Vordehnung verläuft in diesem Bereich unterhalb der 150 °C Fließkurve des Werkstoffs. Die Versuche machen deutlich, daß die exakte Nachrechnung eines Lastpfads

mit Hilfe der FE-Methode die Verwendung komplexer Werkstoffgesetze voraussetzt. Dies gilt in noch größerem Maße für die Nachrechnung eines LUCF-Lastpfads.



**Bild 6-8:** Stufenzugversuche am Werkstoff WPS1

## 6.4 Diskussion

Wie in den vorstehenden Abschnitten erläutert, erwies sich unter den speziellen Randbedingungen der WPS1-Demonstrationsversuche die Abstumpfung der Rißspitze bei der Warmvorbelastung nur von untergeordneter Bedeutung auf die Höhe des WPS-Effekts. Mikrostrukturelle Effekte infolge Vordehnung, die zu einer Veränderung des Spröbruchverhaltens führten, konnten nicht festgestellt werden. Die Erhöhung der Traglast nach WPS kann im untersuchten Fall nahezu vollständig durch eine insgesamt günstigere Spannungsverteilung an der Rißspitze erklärt werden. Bereits in /5-27/ sowie in /6-5/, /6-6/, /6-7/, /6-8/, /6-9/ und /6-10/ wurde darauf hingewiesen, daß der in Abschnitt 6.1 beschriebene Mechanismus der „günstigeren Spannungsverteilung“ nach einem Lastpfad im Vergleich zu monotoner Belastung bei tiefer Temperatur ( $K_{Ic}$ -Versuch) den wesentlichen Beitrag zum WPS-Effekt liefert.

In diesem Sinne ist der WPS-Effekt kein Werkstoff-Effekt sondern Folge der formalen Anwendung des Parameters  $K_I$  außerhalb des eigentlichen Definitionsbereichs. In der ursprünglichen Form nur für linear-elastische Werkstoffe hergeleitet, kann mit dem Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten der Rißspitzen-Spannungszustand charakterisiert werden, solange die Beanspruchung einsinnig und die plastische Zone klein gegenüber den Abmessungen der Probe ist, vgl. Abschnitt 3.2.

Bei typischen KMV-Lastpfaden treten in der Regel unmittelbar nach Überschreiten des Lastpfadmaximums im Rißspitzenbereich strukturell bedingte Rückplastifizierungen auf, die dazu führen, daß die Werkstoffbeanspruchung dort nicht mehr einsinnig ist.

Auch bei Lastpfaden ohne Entlastung (LCF) ist der Zusammenhang zwischen der globalen Beanspruchungsgröße  $K_I$  und den lokalen Vorgängen an der Rißspitze aufgrund der Temperaturabhängigkeit des Fließverhaltens nicht mehr eindeutig, vgl. Bild 6-1.

Um den WPS-Effekt quantitativ zu beschreiben, ist es daher notwendig, einen neuen Beanspruchungsparameter zu verwenden, der die gesamte Beanspruchungsgeschichte berücksichtigt und es ermöglicht, die daraus resultierende lokale Rißspitzenbeanspruchung zutreffend zu beschreiben und hinsichtlich Sprödbruchauslösung zu bewerten.

## **7. Analytische Behandlung des Vorbelastungseffekts (WPS)**

Das Grundkonzept der im Zusammenhang mit WPS in der Literatur veröffentlichten analytischen Modelle, z.B. /7-1/ und /7-2/, besteht aus einem zweistufigen Prozeß, siehe Bild 7-1:

1. Der resultierende Spannungs-/Verschiebungsverlauf an der Rißspitze nach einer thermo-mechanischen Vorgeschichte wird durch Überlagerung von Rißspitzenspannungs-/verschiebungsverläufen monotoner Belastungen ermittelt, d. h. beispielsweise beim LUCF-Lastpfad die Überlagerung der Belastungsschritte: Warmvorbelasten-Entlasten-Kaltwiederbelasten. Diese Vorgehensweise entspricht dem plastischen Superpositionsprinzip nach /7-3/. In der Regel sind analytische bzw. parametrisierte numerische Spannungs-/Verschiebungslösungen nur für Kleinbereichsfließen gültig und begrenzen damit die Anwendungsmöglichkeit der analytischen Methoden auf diesen Bereich.
2. Bewertung des resultierenden Spannungsverlaufs durch ein Bruchkriterium. Belastungsgeschichten, bei denen der WPS-Effekt geltend gemacht wird, sind dadurch gekennzeichnet, daß nach Vorbelastung in der Bruchzähigkeits-Hochlage des Werkstoffs der Bruch in der Tieflage der Bruchzähigkeit eintritt. Dementsprechend ist die aus der thermo-mechanischen Vorgeschichte resultierende Beanspruchung einem Sprödbruchkriterium gegenüberzustellen. Beispielsweise einem modifizierten J-Integral, wie im Falle des Chell-

Modells /7-2/ bzw. die Anwendung des RKR-Kriteriums nach /7-4/ wie im Curry-Modell /7-1/ oder auch eine probabilistische Bewertung mit Hilfe der Weibull-Spannung wie in /5-27/ .

Bild 7-1 zeigt eine Reihe von Rißfeldlösungen für Kleinbereichsfließen („small-scale-yielding“), die alle prinzipiell zur Quantifizierung der Belastungsschritte in oben gezeigter Weise geeignet sind. Daneben sind verschiedene Sprödbrechungskriterien dargestellt, die in Kombination mit diesen Lösungen zur WPS-Versagensanalyse herangezogen werden können. Von den möglichen Kombination wurden bislang lediglich die Modelle von Chell und von Curry in größerem Umfang auf WPS-Lastpfade angewandt und ein Vergleich mit experimentellen Ergebnissen vorgenommen.

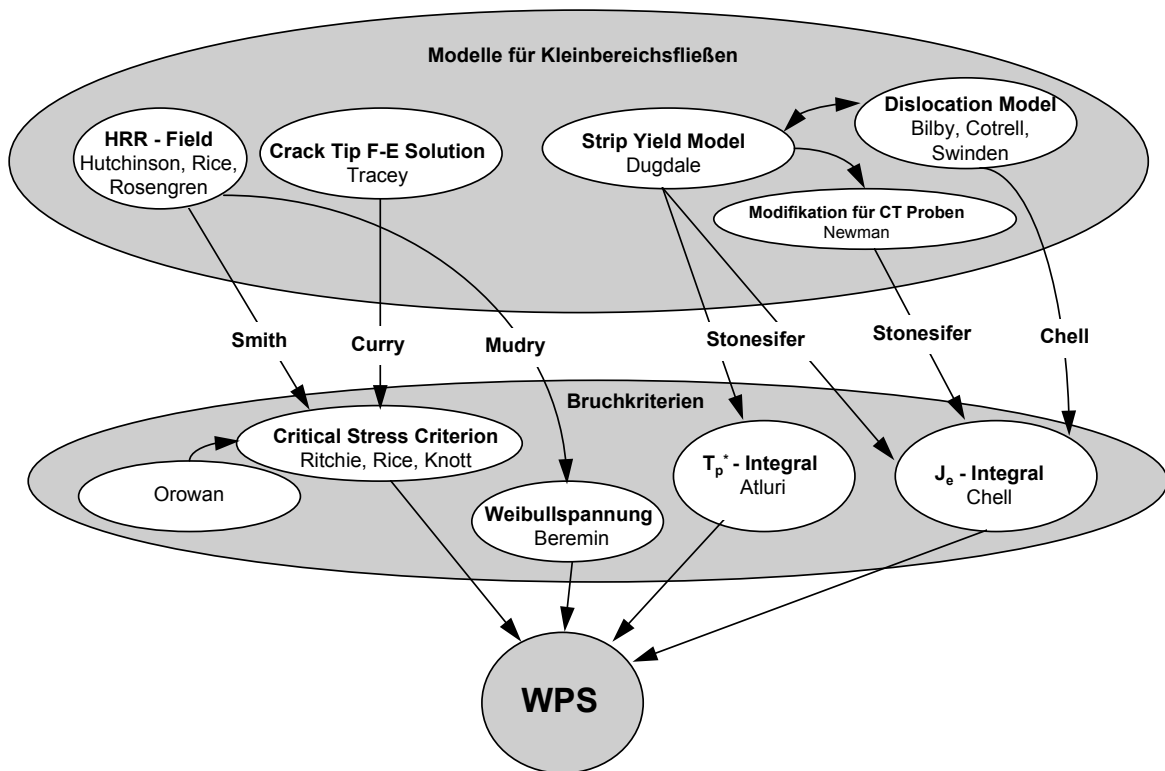


Bild 7-1: Analytische WPS-Modelle

In /5-18/ wurden die Kombination „strip-yield“-Lösung +  $T_P^*$ -Integral (Atluri-Integral) und die Kombination eines für C(T)-Proben modifizierten „strip-yield“-Modells mit dem  $J_e$ -Integral untersucht. Beide Varianten zeigten im Vergleich mit dem Chell- bzw. Curry-Modell die schlechtere Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen.

### 7.1 Superpositionsprinzip

Das Superpositionsprinzip ist vergleichbar mit der Vorgehensweise zur näherungsweise Ermittlung der resultierenden Eigenspannungen eines Biegebalkens nach teilplastischer Beanspruchung, vgl. Bild 7-2.

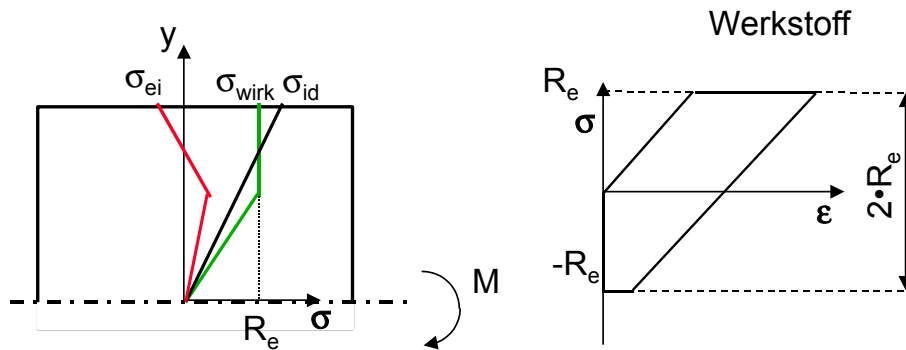
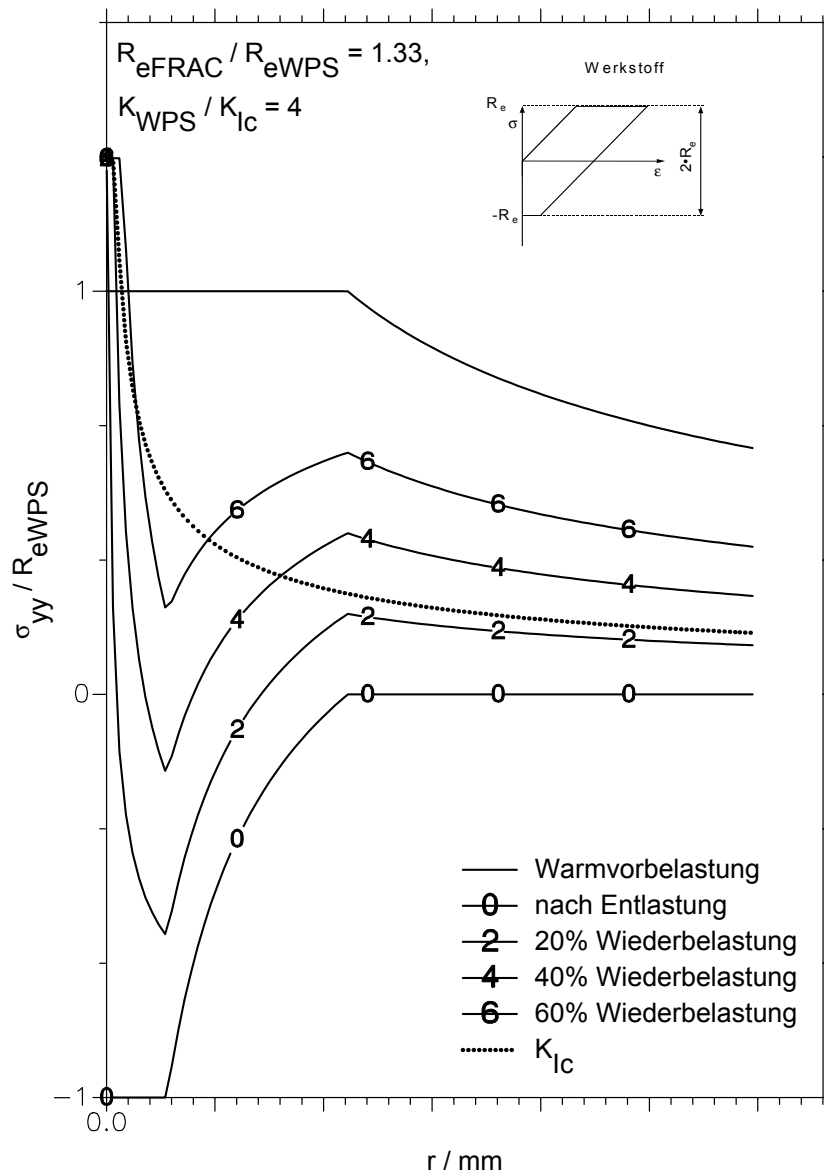


Bild 7-2: Eigenspannungen am Biegebalken nach teilplastischer Beanspruchung

Nach Vorbelastung mit dem Biegemoment  $M$  stellt sich ein linear über den Querschnitt verlaufender Spannungsverlauf  $\sigma_{\text{wirk}}$  ein, der in seiner Höhe durch die Streckgrenze des Werkstoffes begrenzt wird. Bei nachfolgender Entlastung ist der lineare Bereich der Werkstoffflusskurve doppelt so groß, denn nun kann das gesamte Gebiet zwischen Zug- und Druckfließkurve elastisch durchlaufen werden. Folglich unterliegt der zu überlagernde Spannungsverlauf der Entlastung  $\sigma_{\text{id}}$  der Randbedingung, daß die Streckgrenze in doppelter Höhe angenommen wird und das resultierende Moment dieses Spannungsverlaufs dem Biegemoment der Vorbelastung entsprechen muß. Der Verlauf der Eigenspannung nach Entlastung ( $M = 0$ ) ergibt sich dann aus dem Spannungsverlauf der Vorbelastung abzüglich dem Spannungsverlauf der Entlastung. Es gilt:

$$\begin{aligned} \underbrace{\left[ \int \sigma_{\text{wirk}}(y) \cdot y dy \right]}_{=M_{\text{Belastung}}} - \underbrace{\left[ \int \sigma_{\text{id}}(y) \cdot y dy \right]}_{=M_{\text{Entlastung}}} &= \int (\sigma_{\text{wirk}}(y) - \sigma_{\text{id}}(y)) \cdot y dy && \text{Gl. 7-1} \\ &= \int \sigma_{\text{ei}}(y) \cdot y dy = 0. \end{aligned}$$

Überträgt man diese bekannte Vorgehensweise auf Rißprobleme unter Annahme eines ebenen Spannungszustands (ESZ) und elastisch-idealplastischem Werkstoffverhalten erhält man für den LUCF-Lastpfad Spannungsverläufe entsprechend Bild 7-3.



**Bild 7-3:** einfaches WPS-Modell

Im elastisch beanspruchten Gebiet gilt für den Zusammenhang zwischen Spannung in Zugrichtung und Ligamentkoordinate  $r$ , vgl. Gl. 3–11:

$$\sigma_{yy} \approx K_I / \sqrt{r} \tag{Gl. 7-2}$$

In erster Näherung wird hier im Fall eines ebenen Spannungszustands bei elastisch-idealplastischem Werkstoffverhalten der elastische Spannungsverlauf bei der Warmvorbelastung nach oben durch die Streckgrenze begrenzt.

$$\sigma_{yy}(r, K_{WPS}, R_{eWPS}) = \min\{K_{WPS} / \sqrt{2\pi r}, R_{eWPS}\} \tag{Gl. 7-3}$$

Der sich einstellende Eigenspannungsverlauf nach Vorbelastung und anschließender Entlastung berechnet sich zu:

$$\sigma_{yy}(r) = \sigma_{yy}(r, K_{WPS}, R_{eWPS}) - \sigma_{yy}(r, K_{WPS}, 2 \cdot R_{eWPS}) \quad \text{Gl. 7-4}$$

Bei der Approximation des Spannungsverlaufs nach einem LUCF-Lastpfad ist dem oben gezeigten Vorgehen noch als dritter Schritt die Kaltwiederbelastung zu überlagern. Als effektive Streckgrenze wird bei diesem Schritt analog zu obiger Betrachtung die Summe der Streckgrenzen bei Warmvorbelastungstemperatur  $R_{eWPS}$  und Kaltwiederbelastungstemperatur  $R_{eFRAC}$  angenommen. Der Werkstoff im Rißspitzenbereich befindet sich nach Entlastung im Druckfließbereich bei einer Spannung von  $-R_{eWPS}$ . Abkühlung auf Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{FRAC}$  ändert den Spannungszustand nicht, da kein weiteres plastisches Fließen möglich ist.

Bei erneuter Zugbelastung gilt die neue, höhere Streckgrenze  $R_{eFRAC}$  der tieferen Wiederbelastungstemperatur. Die vom Werkstoff elastisch ertragbare Spannung beträgt daher  $R_{eWPS} + R_{eFRAC}$ . Bild 7-3 zeigt die Spannungsverläufe nach 20 %, 40 % und 60 % Wiederbelastung unter der Annahme, daß das Verhältnis der „warmen“ zur „kalten“ Streckgrenze  $G = 1,33$  beträgt und die Spannungsintensität der Warmvorbelastung  $K_I$  den vierfachen Wert der kritischen Spannungsintensität bei Kaltwiederbelastungstemperatur  $K_{Ic}$  hatte. Es wird deutlich, daß bis zu einer Wiederbelastung von 40 % der Warmvorbelastung, das entspricht dem 1,6-fachen der Bruchbelastung des  $K_{Ic}$ -Versuchs bei gleicher Temperatur, der Spannungsverlauf im Rißspitzenbereich unter dem Spannungsverlauf bleibt, bei dem ohne Warmvorbelastung Versagen auftrat ( $K_{Ic}$ -Verlauf in Bild 7-3).

Der Spannungsverlauf für einen LUCF-Lastpfad bei 60 % Wiederbelastung errechnet sich zu:

$$\sigma_{yy}(r) = \underbrace{\sigma_{yy}(r, K_{WPS}, R_{eWPS})}_{\text{Warmvorbelastung}} - \underbrace{\sigma_{yy}(r, K_{WPS}, 2 \cdot R_{eWPS})}_{\text{Entlastung}} + \underbrace{\sigma_{yy}(r, 0.6 \cdot K_{WPS}, R_{eWPS} + R_{eFRAC})}_{\text{Kaltwiederbelastung (0.6*}K_{WPS})}. \quad \text{Gl. 7-5}$$

Der Vergleich mit der numerischen Nachrechnung eines LUCF-Versuchs an einer C(T)25-Probe, Bild 6-2, zeigt die gute qualitative Übereinstimmung des einfachen Modells mit der numerischen Lösung.

Im Folgenden sind die Unterschiede des einfachen WPS-Modells (Bild 7-3) im Vergleich zur numerischen Lösung (Bild 6-2) dargestellt:

- Wegen plastischer Dehnungsbehinderung ist das Spannungsniveau unter den EDZ-Bedingungen der FEM-Rechnung höher als beim einfachen WPS-Modell (ESZ). Jedoch zeigen die Spannungen in Relation zur jeweiligen  $K_{Ic}$ -Spannungsverteilung einen vergleichbaren Verlauf.
- Im Unterschied zur FEM-Rechnung berücksichtigt das einfache WPS-Modell nicht die mit zunehmender Belastung fortschreitende Abstumpfung des Risses, die an der Riß-

spitze zu einer reduzierten Mehrachsigkeit führt und dort ein Absinken der Spannung auf das Niveau der Streckgrenze zur Folge hat.

- Beim einfachen WPS-Modell wird elastisch-idealplastisches Werkstoffverhalten angenommen. Die Spannungen in der plastischen Zone nach Warmvorbelastung bzw. nach Entlastung der Probe sind auf Streckgrenzeniveau. Demgegenüber ist bei der exakteren numerischen Berechnung beispielsweise beim Spannungsverlauf nach Warmvorbelastung wegen der Verfestigung des Werkstoffs eine innerhalb der plastischen Zone ( $r_{pl} = 2,4 \text{ mm}$ ) in Richtung der Rißspitze zunehmende Spannung zu beobachten.

Trotz dieser Idealisierungen zeigt bereits das einfache WPS-Modell den primären Grund für die erhöhte Tragfähigkeit der warmvorbeanspruchten Probe: Die nach der Entlastung vorhandenen Druckeigenstressungen im Rißspitzenbereich wirken den bei der Kaltwiederbelastung auftretenden Spannungen entgegen. Erst bei höheren Lasten werden die für die Sprödbruchauslösung notwendigen hohen Zugnormalspannungen erreicht.

Die qualitative Übereinstimmung von Bild 6-2 und Bild 7-3 bestätigt die physikalische Relevanz des Prinzips der „Plastischen Superposition“ bei der Anwendung auf WPS-Lastpfade.

## 7.2 Versagenskriterien bei Sprödbruch

Die Auslösung eines Spaltbruchs ist in erster Linie ein spannungskontrollierter Vorgang. Hohe Zugnormalspannungen können dann auftreten, wenn einerseits bedingt durch tiefe Temperaturen die Versetzungsbewegung erschwert und damit die Fließgrenze sehr hoch wird und andererseits die Behinderung der lateralen Dehnung zu einem hohen Grad der Spannungsmehrachsigkeit führt. Bei Rißproblemen treten diese Bedingungen lokal begrenzt in der Ligamentebene in unmittelbarer Nähe der Rißspitze auf.

Spaltbruch tritt dann auf, wenn die höchste Hauptspannung die Trennfestigkeit des Werkstoffs erreicht und es dadurch zu einem Auseinanderreißen der Kristallebenen kommt. Es konnte gezeigt werden, daß Spannungen in der notwendigen Höhe im Nahfeld eines makroskopischen Risses innerhalb eines Kontinuums nicht erreicht werden, sondern nur durch einen Mikroriß, der sich im Spannungsfeld des makroskopischen Risses befindet, erklärbar sind. Für die Initiierung und das Weiterreißen derartiger Mikrorisse existieren verschiedene Ansätze.

In Smith's Modell, z.B. in /7-5/, wird angenommen, daß der Bruch eines spröden Korngrenzenpartikels, ausgelöst durch einen Versetzungsaufstau im angrenzenden Ferritkorn das initiiierende Ereignis darstellt. Das instabile Wachstum dieses Mikrorisses ist nur dann möglich, wenn das durch den makroskopischen Riß induzierte Spannungsfeld bezüglich der



Energiebilanz gemäß Gl. 3–15 die Spaltung des benachbarten Ferritkorns energetisch möglich macht.

Ohne im einzelnen auf mikrostrukturelle Vorgänge, die anderen Spaltbruchmodellen zugrunde liegen, einzugehen, kann verallgemeinernd festgehalten werden, daß zur Sprödbrechauslösung von allen Modellen eine Spannung in einer kritischen Höhe über eine durch die Mikrostruktur des Werkstoffs festgelegte charakteristische Länge vorausgesetzt wird.

Zur Beurteilung des Sprödbbruchverhaltens nach Warmvorbelastung sind prinzipiell alle Modelle geeignet, bei denen aus einem gegebenen Spannungszustand ein Bruchkriterium abgeleitet werden kann.

### 7.3 WPS-Modell nach Chell

Unter den analytischen Ansätzen wird das Chell-Modell am häufigsten zitiert. Die Möglichkeit, mit dem Chell-Modell den Bruch nach einer vorangegangenen Warmvorbelastung vorherzusagen, wurde vielfach experimentell überprüft. Die Gültigkeit des Modells wurde von der überwiegenden Mehrzahl der Untersucher positiv bewertet, siehe /5-22/, /5-18/, /6-9/, /5-20/, /5-8/, /5-21/, /6-10/, /5-5/, /6-6/, /5-19/, /5-17/, /5-29/ sowie /7-6/, /7-7/, /7-8/, /7-9/ und /7-10/.

Zur Beschreibung des Beanspruchungsverlaufs wird beim Chell-Modell der etablierte Parameter  $K_I$  verwendet.

Im Gegensatz zum oben beschriebenen „stress-superposition“-Modell basiert das von Chell vorgeschlagene WPS-Modell auf einer Überlagerung von sich unter monotoner Belastung einstellenden Verformungen („displacement superposition“) auf Basis des BCS-Modells /7-11/. Als Bruchkriterium dient das von Chell eingeführte  $J_e$ -Energieintegral.

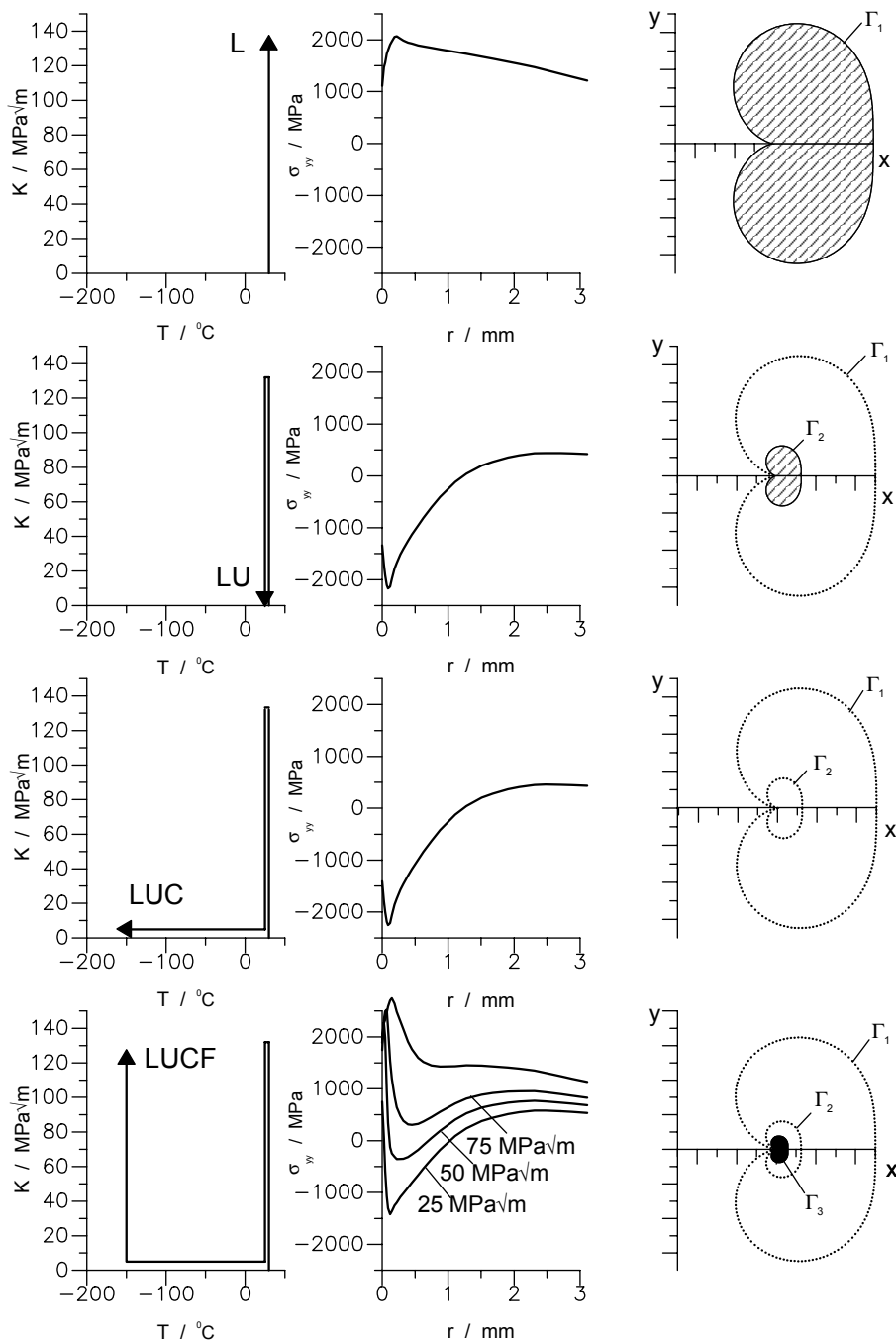
Das  $J_e$ -Integral nach Chell ist in seiner mathematischen Formulierung identisch mit dem Rice'schen Linienintegral, Gl. 3–25, es werden jedoch nur elastische Komponenten ausgewertet. Damit geht im Gegensatz zum Rice'schen Integral die Wegunabhängigkeit verloren. Es muß deshalb ein Integrationspfad gewählt werden, der physikalisch sinnvoll ist. Chell schlägt als Integrationspfad die Umrandung der jeweils aktuellen plastischen Zone vor. Das Integral wird dann als „totale Kraft“ auf die beweglichen Versetzungen physikalisch deutbar.

Im Falle eines LUCF-Lastpfads stellt sich die Situation an der Rißspitze wie in Bild 7-4 wiedergegeben dar. Während der Warmvorbeanspruchung bildet sich zunächst die plastische Zone  $\Gamma_1$  (Zug). Aufgrund der in dieser Phase vergleichsweise niedrigen Streckgrenze ist diese Zone relativ groß.

Bei Entlastung wird der Werkstoff an der Rißspitze einer Wechselplastifizierung unterworfen. Wegen der bereits erläuterten doppelt so großen effektiven Streckgrenze beim Entlasten,

beträgt die Ausdehnung der Druckzone  $\Gamma_2$  nur ein Viertel von  $\Gamma_1$ , vgl. Gl. 3–22. Bei der anschließenden Kaltwiederbelastung kommt es erneut zur Ausbildung einer zugplastifizierten Zone  $\Gamma_3$ .

Nach Chell ist zur Bestimmung des  $J_e$ -Integrals der Integrationsweg entlang der jeweils „aktuellen plastischen Zone“ zu wählen. Chell versteht in diesem Sinne unter „aktueller plastischer Zone“ Bereiche, in denen bei inkrementeller Steigerung der Beanspruchung plastisches Fließen möglich ist (bewegliche Versetzungen). Demzufolge ist der kritische  $J_e$ -Wert



**Bild 7-4:** Vorgänge an der Rißspitze in den Phasen eines LUCF-Lastpfads

beim Bruch an der Kontur  $\Gamma_3$  zu ermitteln.

Im Gegensatz zur „aktuellen plastischen Zone“ sind unter dem Begriff „plastifizierte Zone“ Bereiche zu verstehen, die im Verlauf der Beanspruchungsgeschichte plastisch verformt wurden, die sich jedoch aufgrund des Anstiegs der Fließgrenze bei tieferer Temperatur (unbewegliche Versetzungen) bei Beanspruchungssteigerung solange elastisch verhalten, bis die Beanspruchung die neue, höhere Fließgrenze erreicht, vgl. Bild 6-8.

In Analogie zu Gl. 3-27 lautet das  $J_e$ -Integral bei Integration auf einem Pfad entlang der Beanspruchung des Fließstreifens:

$$J_e = R_e \cdot [v(a) - v(a_{pl})] . \quad \text{Gl. 7-6}$$

Bei einsinniger Belastung ist die Verschiebung am Ende der plastischen Zone  $v(a_{pl}) = 0$ .  
Damit folgt:

$$J_e = R_e \cdot v(a) = R_e \cdot \text{CTOD} . \quad \text{Gl. 7-7}$$

Dies ist identisch mit der Formulierung des Rice'schen Linienintegrals am Fließstreifen. Das heißt, bei einsinniger Belastung sind beide Integrale gleichwertig.

Für die Berechnung von Gl. 7-6 beim Bruch nach einem LUCF-Lastpfad werden die Verschiebungen  $v$  an der physikalischen Rißspitze und am Ende der aktuellen plastischen Zone  $\Gamma_3$  benötigt.

Anders als im Falle monotoner Belastung sind diese Verschiebungen nun durch die plastische Vorverformung während der Warmvorbelastung und der Entlastung beeinflusst.

Mit Gl. 3-22 und Gl. 3-23 können die Größe der plastischen Zonen  $\Gamma_{1/2/3}$  bzw. die gesuchten Verschiebungen innerhalb dieser Zonen als Funktion der Spannungsintensität, der Streckgrenze und des Elastizitätsmoduls berechnet werden und eine Darstellung in der Form

$$v(x) = v(x, K_I, E, R_e) \quad \text{Gl. 7-8}$$

ist möglich.

Analog zu Gl. 7-5 werden die gesuchten Verschiebungen nach einem LUCF-Lastpfad durch Superposition monotoner Belastungsfälle berechnet:

$$v(x = a) = \underbrace{v(a, K_{WPS}, E, R_{eWPS})}_{\text{Warmvorbelastung}} - \underbrace{v(a, K_{WPS}, E, 2 \cdot R_{eWPS})}_{\text{Entlastung}} + \underbrace{v(a, K_{Frac}, E, R_{eWPS} + R_{eFrac})}_{\text{Kaltwiederbelastung}}$$

$$v(x = a_{pl}(\Gamma_3)) = \underbrace{v(a_{pl}(\Gamma_3), K_{WPS}, E, R_{eWPS})}_{\text{Warmvorbelastung}} - \underbrace{v(a_{pl}(\Gamma_3), K_{WPS}, E, 2 \cdot R_{eWPS})}_{\text{Entlastung}}$$

Durch Einsetzen von Gl. 7-9 in Gl. 7-6 erhält man eine Beziehung zwischen dem Chell'schen Parameter  $J_e$  und den Beanspruchungen der Warmvorbelastung, Entlastung

und der Kaltwiederbelastung ausgedrückt durch den formal linear-elastisch berechneten Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$ .

Die unbekannte Spannungsintensität beim Bruch nach einem LUCF-Lastpfad  $K_{FRAC}$  ergibt sich aus der Bedingung, daß der Wert des  $J_e$ -Integrals beim Bruch den umgerechneten  $K_{IC}$ -Wert des nicht-warmvorbelasteten Werkstoffs bei Kaltwiederbelastungstemperatur erreicht :

$$J_{ec} = \frac{K_{IC}^2}{E} (1 - \mu^2) \quad (\text{EDZ}). \quad \text{Gl. 7-10}$$

Damit folgt für den LUCF-Lastpfad:

$$J_{ec} = \frac{R_{eFRAC}}{E} (1 - \mu^2) \cdot \left( \frac{K_{FRAC}^2}{R_{eFRAC} + R_{eWPS}} - \frac{K_{WPS}^2}{2 \cdot R_{eWPS}} \cdot \left[ 1 - F \left\{ \left( \frac{K_{FRAC}}{R_{eFRAC} + R_{eWPS}} \cdot \frac{2 \cdot R_{eWPS}}{K_{WPS}} \right)^2 \right\} \right] + \dots \right. \\ \left. \dots + \frac{K_{WPS}^2}{R_{eWPS}} \cdot \left[ 1 - F \left\{ \left( \frac{K_{FRAC}}{R_{eFRAC} + R_{eWPS}} \cdot \frac{R_{eWPS}}{K_{WPS}} \right)^2 \right\} \right] \right) \quad \text{Gl. 7-11}$$

mit

dem Chell'schen Beanspruchungsparameter beim Bruch  $J_{ec}$ ,  
 der Streckgrenze bei Kaltwiederbelastungstemperatur  $R_{eFRAC}$ ,  
 dem Elastizitätsmodul bei Kaltwiederbelastungstemperatur  $E$ ,  
 der Querkontraktionszahl  $\mu$ ,  
 der Streckgrenze bei Warmvorbelastungstemperatur  $R_{eWPS}$ ,  
 dem linear-elastischen Spannungsintensitätsfaktor der Warmvorbeanspruchung  $K_{WPS}$ ,  
 und dem linear-elastisch berechneten Spannungsintensitätsfaktor beim Bruch  $K_{FRAC}$ .

Die Funktion  $F\{\xi\}$  in Gl. 7-11 drückt die normierte Verschiebung  $v(x)/CTOD$  innerhalb des Fließstreifens aus und entspricht der eckigen Klammer in Gl. 3-23:

$$F\{\xi\} = \sqrt{1 - \xi} - \frac{\xi}{2} \ln \frac{1 + \sqrt{1 - \xi}}{1 - \sqrt{1 - \xi}}. \quad \text{Gl. 7-12}$$

Es bedeutet  $\xi = a_{pl(\Gamma_3)} / a_{pl(\Gamma_2)}$  im Funktionsargument von  $F\{\xi\}$  des ersten Summanden bzw.  $\xi = a_{pl(\Gamma_3)} / a_{pl(\Gamma_1)}$  im Funktionsargument von  $F\{\xi\}$  des zweiten Summanden in Gl. 7-11.

Gl. 7-11 gilt unter der Bedingung:

$$\frac{K_{WPS}}{2 \cdot R_{eWPS}} > \frac{K_{FRAC}}{R_{eFRAC} + R_{eWPS}}. \quad \text{Gl. 7-13}$$

Wird die Bedingung Gl. 7-13 verletzt bevor das Bruchkriterium Gl. 7-10 erfüllt wird, ist dies an der Risßspitze gleichbedeutend mit einer Vergrößerung der plastischen Zone  $\Gamma_3$  bei Kaltwiederbelastung über die nach Entlastung eingestellte druckplastifizierte Zone  $\Gamma_2$  hinaus.

Nach Chell ist dann die Wirkung der Entlastung ausgelöscht. Daher muß in diesem Fall der LUCF-Lastpfad analytisch wie ein LCF-Lastpfad behandelt werden, vgl. Gl. 7–14.

Gl. 7–10 und Gl. 7–11 ermöglichen die Berechnung der nominellen Spannungsintensität beim Bruch  $K_{FRAC}$  nach einem LUCF-Lastpfad als Funktion der Vorbelastung  $K_{WPS}$ , dem Verhältnis der „warmen“ zur „kalten“ Streckgrenze  $R_{eWPS}/R_{eFRAC}$  sowie dem Werkstoffparameter  $K_{Ic}$ .

In Gl. 7–10 wird postuliert, daß Bruch dann eintritt, wenn der Wert des  $J_e$ -Integrals den umgerechneten  $K_{Ic}$ -Wert des nicht vorbelasteten Werkstoffs bei Kaltwiederbelastungstemperatur erreicht. Es wird also vorausgesetzt, daß sich der Werkstoffwiderstand gegen Sprödbbruch durch die Vorbelastung nicht ändert. Weder in Gl. 7–10 noch in Gl. 7–11 wird der Einfluß der sich bei Warmvorbelastung abstumpfenden Rißspitze berücksichtigt. Die Annahme einer auch nach der Warmvorbeanspruchung scharfen Rißspitze ist hinsichtlich einer Abschätzung der bei tiefer Temperatur nach WPS ertragbaren Beanspruchung konservativ.

Für den LCF-Lastpfad ergibt sich in ähnlicher Weise:

$$J_e = \frac{R_{eFRAC}}{E} (1-\mu^2) \cdot \left[ \frac{(K_{FRAC} - K_{WPS})^2}{R_{eFRAC} - R_{eWPS}} + \frac{K_{WPS}^2}{R_{eWPS}} \cdot \left[ 1 - F \left\{ \left( \frac{K_{FRAC} - K_{WPS}}{R_{eFRAC} - R_{eWPS}} \cdot \frac{R_{eWPS}}{K_{WPS}} \right)^2 \right\} \right] \right]$$

Gl. 7–14

Gl. 7–14 gilt unter der Bedingung:

$$\frac{K_{WPS}}{R_{eWPS}} > \frac{K_{FRAC} - K_{WPS}}{R_{eFRAC} - R_{eWPS}}$$

Gl. 7–15

Auch im LCF-Fall tritt Bruch ein, wenn der in  $J$  umgerechnete  $K_{Ic}$ -Wert des nicht warmvorbelasteten Werkstoffs erreicht wird, Gl. 7–10. Wird Bedingung Gl. 7–15 verletzt, bedeutet dies, daß beim LCF-Lastpfad die plastische Zone der Warmvorbelastung beim Belasten im "Kalten" ausgelöscht wird und damit der WPS-Effekt verschwindet. Dieser Fall ist nur im Bereich sehr geringer Warmvorbelastungen denkbar.

Da die gesuchte Beanspruchung beim Bruch  $K_{FRAC}$  auch als Argument der Funktion  $F\{\}$  auftritt, sind die Gl. 7–11 und Gl. 7–14 explizit nicht nach  $K_{FRAC}$  auflösbar und können deshalb nur iterativ gelöst werden.

In /6-5/, siehe auch /7-12/, wurde für den LUCF-Lastpfad durch weitere vereinfachende Annahmen eine explizite Gleichung für  $K_{FRAC}$  hergeleitet, die außer dem  $K_{Ic}$ -Wert bei Bruchtemperatur keine weiteren Werkstoffdaten enthält:

$$K_{FRAC} = 0.2 \cdot K_{WPS} + 0.87 \cdot K_{Ic}$$

Gl. 7–16

Die Vereinfachungen in Gl. 7–16 sind hinsichtlich der vernachlässigten Parameter konservativ abdeckend.

Gl. 7–16 unterliegt der Bedingung:

$$\frac{K_{\text{FRAC}}}{K_{\text{WPS}}} \leq 1.$$

Für Gl. 7–11, Gl. 7–14 und Gl. 7–16 gilt, daß die damit berechneten Beanspruchungshöhen beim Bruch  $K_{\text{FRAC}}$  nur dann „lower bound“-Werte darstellen, wenn für die Bruchzähigkeit des Ausgangswerkstoffes  $K_{\text{Ic}}$  ebenfalls ein „lower bound“-Wert eingesetzt wird.

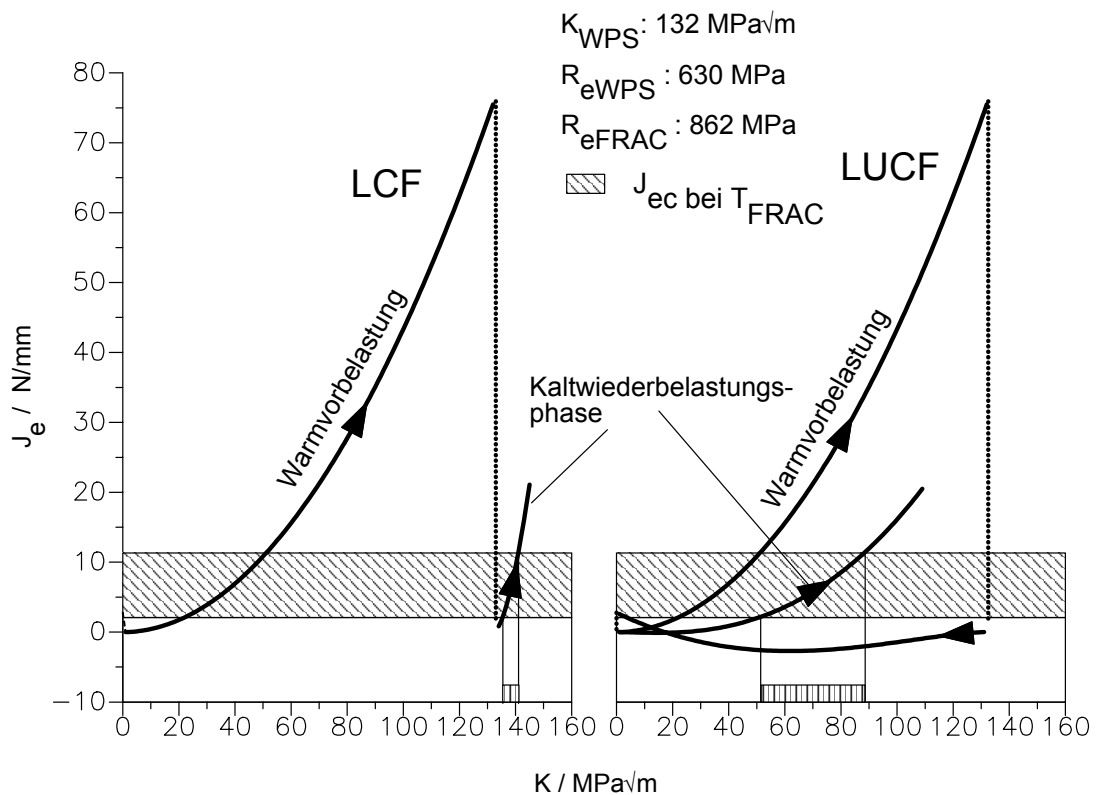
Über die angesprochenen Lösungen für den LCF- und den LUCF-Lastpfad hinaus können mit dem Chell-Modell alle Lastpfade berechnet werden, bei denen Be- und Entlastungsvorgänge bei konstanter Temperatur ablaufen bzw. die Beanspruchung während der Abkühlphase konstant bleibt. Dies schließt auch Lastpfade mit partieller Entlastung ein.

Auf die Behandlung von Notkühltransienten, bei denen Temperaturänderung und Beanspruchungsänderung immer miteinander gekoppelt sind, wird im Abschnitt 8.2.3 eingegangen.

#### 7.4 Folgerungen aus dem Chell-Modell

Bild 7-5 zeigt die Entwicklung des Chell-Parameters  $J_e$  während eines LUCF-Lastpfades als Funktion des nominellen Spannungsintensitätsfaktors. Bei der Warmvorbelastung folgt aus Gl. 3–24 und Gl. 7–7  $J_e = K_I^2 / E^l$ . Bei der nachfolgenden Entlastung und Wiederbelastung kann  $J_e$  für jeden Lastschritt mittels Gl. 7–11 berechnet werden. Das Bruchkriterium ist in der Kaltwiederbelastungsphase dann erfüllt, wenn der  $J_e$ -Verlauf bei der Kaltwiederbelastung das in J umgerechnete Streuband der Sprödbbruchzähigkeit  $K_{\text{Ic}}$  erreicht. Wie Bild 7-5 zeigt, ist beim LUCF-Lastpfad nach der Warmvorbelastung der Anstieg des Chell-Parameters in der Kaltwiederbelastungsphase weniger steil. Der WPS-Effekt kommt in dieser Darstellung darin zum Ausdruck, daß der Schnitt mit dem Streuband bei einem Wert des formal berechneten Spannungsintensitätsfaktors erfolgt, der größer als der  $K_{\text{Ic}}$ -Wert ist.

Die geringe Steigung des  $J_e$ -Verlaufs beim Durchlaufen des Versagensstreubands führt zu einer großen Streuung der nach einem LUCF-Lastpfad beim Bruch gemessenen nominellen Bruchzähigkeiten.

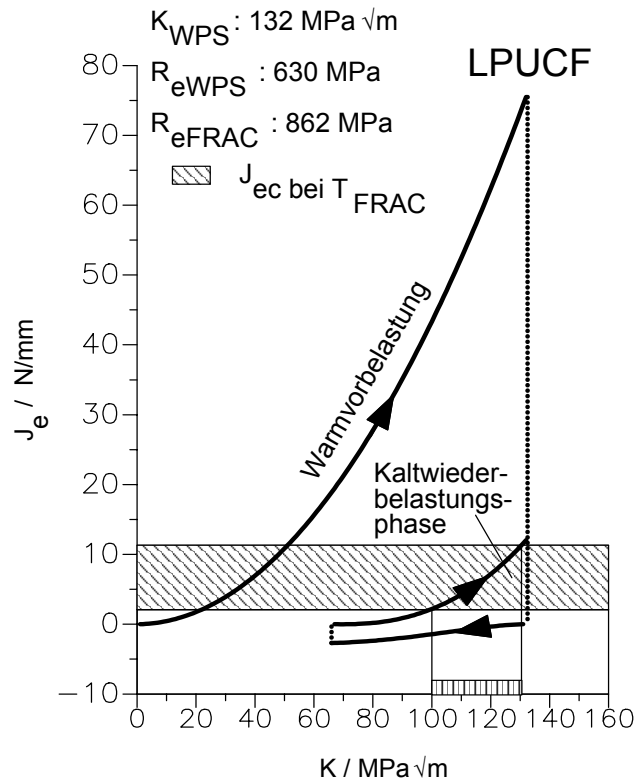


**Bild 7-5:**  $J_e$ -Verlauf bei einem LCF- bzw- LUCF-Lastpfad

Beim LCF-Lastpfad fällt der Chell-Parameter nach dem Anstieg der Wärmvorbelastung während der Abkühlung bei konstanter Last infolge der zunehmenden Streckgrenze und dabei verschwindender plastischer Zone auf Null ab. Der Wiederanstieg bei Kaltbelastung verläuft wesentlich steiler als während des LUCF-Lastpfads. Dementsprechend ergibt sich eine geringere Streuung der nominellen Bruchzähigkeit. Wegen des steilen Anstiegs des Chell-Parameters ist bei Kaltbelastung nur eine geringe Laststeigerung bis zum Bruch möglich.

Bei einem Lastpfad mit partieller Entlastung ist der Verlauf des Chell-Parameters in [Bild 7-6](#) wiedergegeben. Bei dem hier gezeigten Beispiel mit 50 % Entlastung liegt die nominelle Beanspruchung beim Versagen zwischen dem LUCF- und dem LCF-Ergebnis.

[Bild 7-7](#) zeigt die durch Auswertung des Chell-Modells berechneten nominellen Bruchzähigkeiten nach Wärmvorbeanspruchung als Funktion der Wärmvorbelastungshöhe. Die WPS-Bruchzähigkeit in [Bild 7-7](#) ist mit der Vorbelastungshöhe normiert. Das heißt, bei Ordinatenwerten größer Eins übertrifft die nominelle Beanspruchung beim Bruch den Wert bei Wärmvorbeanspruchung. Als Kurvenparameter ist der Grad der partiellen Entlastung aufgetragen.



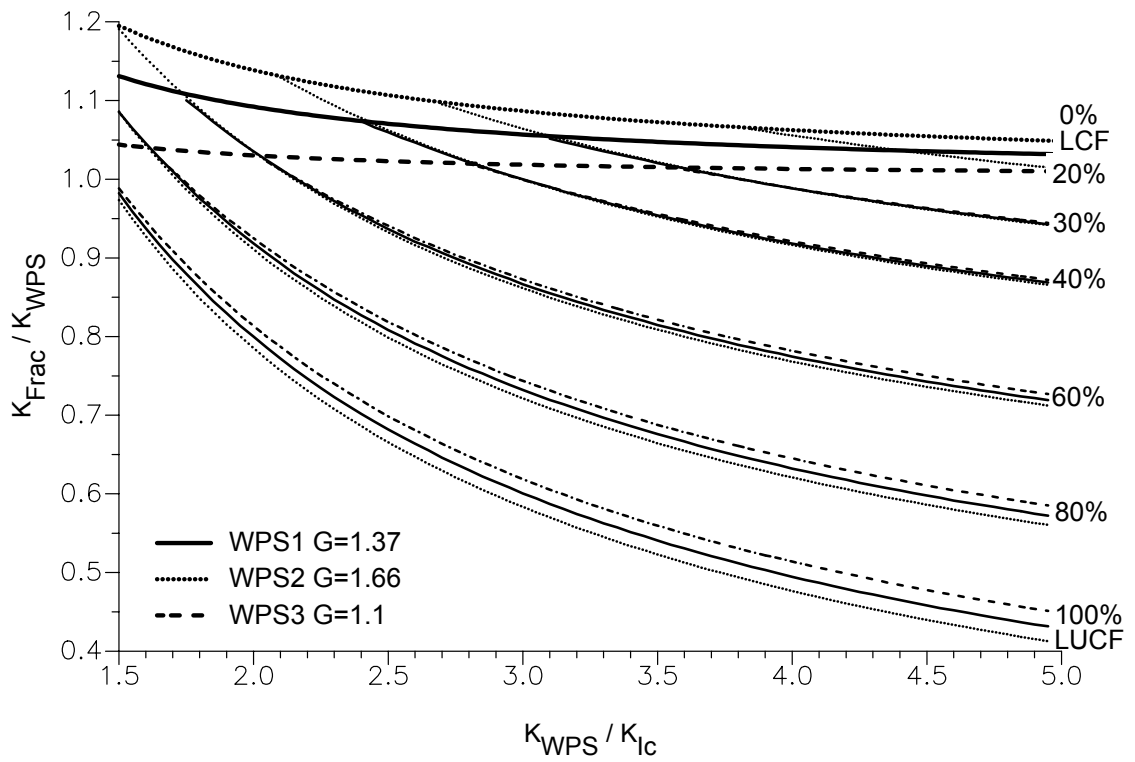
**Bild 7-6:**  $J_e$ -Verlauf bei einem LPUCF-Lastpfad

Die Spanne reicht vom LCF-Lastpfad mit 0 % Entlastung bis zum LUCF-Lastpfad mit 100 % Entlastung.

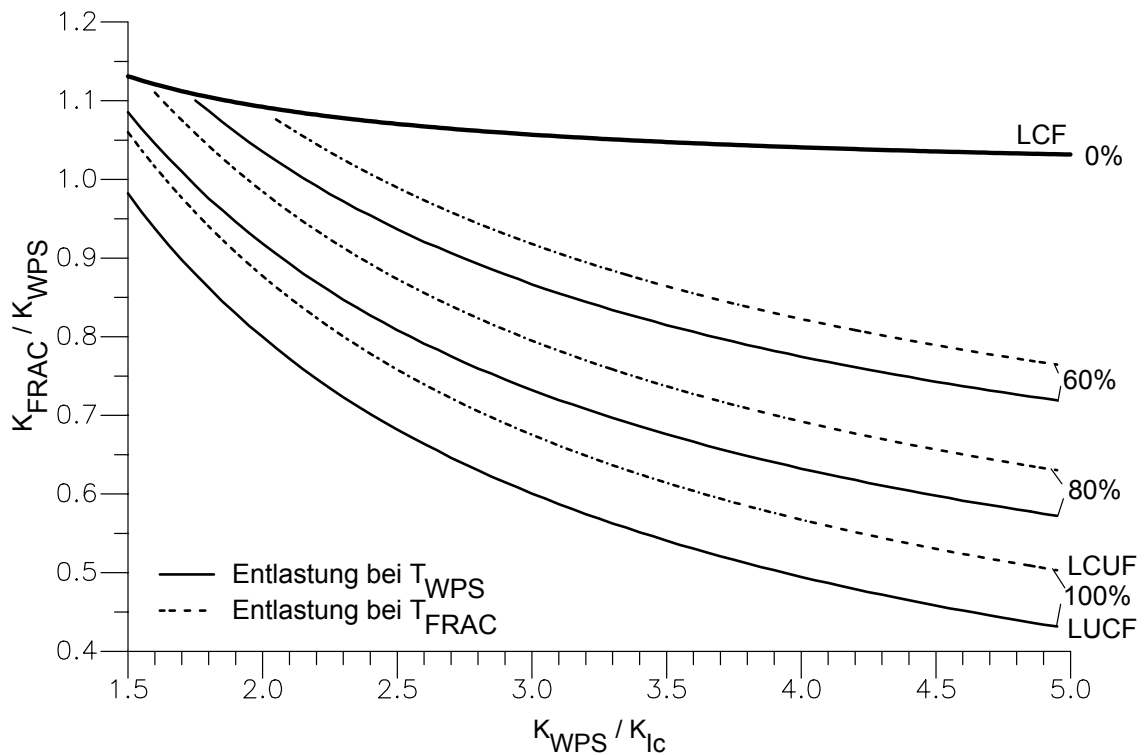
Der Parameter  $G$  kennzeichnet das Verhältnis der Streckgrenzen bei Warmvorbelastung  $R_{e\text{WPS}}$  und bei Kaltwiederbelastung  $R_{e\text{FRAC}}$ . Er ist neben der Sprödbbruchzähigkeit  $K_{Ic}$  die einzige für das Modell relevante Werkstoffkenngröße.  $G$  ist abhängig vom Werkstoff und von der Warmvorbelastungs- und Kaltwiederbelastungstemperatur.

Bei Lastpfaden mit vollständiger oder teilweiser Entlastung hat  $G$  geringen Einfluß auf die vom Chell-Modell vorhergesagte WPS-Bruchzähigkeit. Der größte Einfluß unterschiedlicher Werkstoffe ist bei Lastpfaden mit niedriger Warmvorbelastung und LCF-Lastpfaden zu erwarten, vgl. Bild 7-7.





**Bild 7-7:** Wiederbelastbarkeit als Funktion der Warmvorbelastung gemäß dem Chell-Modell



**Bild 7-8:** Einfluß der Entlastungstemperatur gemäß dem Chell-Modell

Gemäß Bild 7-7 ist bei LCF-Lastpfaden die Beanspruchung beim Bruch immer höher als die Warmvorbeanspruchung.

Mit wachsender Vorbeanspruchung nimmt  $K_{\text{FRAC}}$  im Verhältnis zu  $K_{\text{WPS}}$  ab. Dieses Verhalten ist umso stärker ausgeprägt, umso mehr entlastet wird.

Bei einem bestimmten Grad partieller Entlastung wird mit abnehmendem Vorbelastungsniveau der Punkt erreicht, bei dem die druckplastifizierte Zone bei Kaltwiederbelastung ausgelöscht wird,  $\Gamma_3 > \Gamma_2$ . Als Folge mündet der  $K_{\text{FRAC}}/K_{\text{WPS}}$ -Verlauf in die LCF-Kurve.

In Bild 7-8 wird die Wirkung unterschiedlicher Temperaturen bei der Entlastung auf das Chell-Modell verglichen. Zum einen wird bei Warmvorbelastungstemperatur entlastet, dies entspricht einem LUCF-Lastpfad, zum anderen erfolgt die Entlastung bei der Kaltwiederbelastungstemperatur (LCUF-Lastpfad). Nach dem Modell von Chell führt die Entlastung im „Kalten“ bei gleicher prozentualer Entlastung zu höheren  $K_{\text{FRAC}}$ -Werten. Dies kann auch anschaulich erklärt werden: Die höhere Streckgrenze im „Kalten“ hat zur Folge, daß die Druckeigenstressungen nach Entlastung betragsmäßig ein höheres Niveau erreichen. Diese Eigenstressungen wirken der bei der Kaltwiederbelastung entstehenden Zugspannung entgegen, daher kann bis zum Bruch eine vergleichsweise höhere Beanspruchungen aufgebracht werden.

Von besonderer Relevanz ist diese Aussage für Lastpfade mit variierender Temperatur während der Entlastung (REAL30, REALV1) für die bislang keine geschlossene Lösung entsprechend Gl. 7–11 vorliegt. Die experimentellen Untersuchungen haben gezeigt, daß die Ergebnisse bei diesen Lastpfaden zwischen den Lastpfaden mit Entlastung im „Warmen“ und Entlastung im „Kalten“ liegen.

## **7.5 Vergleich des Chell-Modells mit den experimentellen Befunden**

Qualitative Übereinstimmung des Chell-Modells mit den experimentellen Befunden wurde in den folgenden Punkten festgestellt:

- Nach LCF-Lastpfaden wird das Vorbeanspruchungsniveau immer erreicht bzw. überschritten. Es läßt sich ein linearer Zusammenhang zwischen Vorbeanspruchung und Versagensbeanspruchung erkennen wogegen nach LUCF-Lastpfaden Versagen in der Regel unterhalb des Vorbelastungsniveaus eintritt und man auch bei zunehmender Vorbeanspruchung keine dem LCF-Lastpfad vergleichbare Steigerung der Versagensbeanspruchung beobachtet. Die Versagenslasten bei Lastpfaden mit Entlastung sind kleiner als bei Lastpfaden ohne Entlastung. Entlastung wirkt sich negativ auf den WPS-Effekt aus.

- Bei LCF-Lastpfaden ist immer eine Laststeigerung zur Auslösung eines Sprödbruchs notwendig. Bei konstanter oder fallender Beanspruchung ist Sprödbruch ausgeschlossen.
- Die Ergebnisstreuung bei LCF-Lastpfaden ist wesentlich kleiner als bei LUCF-Lastpfaden.
- Abhängig von der Vorbelastungshöhe und dem Grad der Entlastung beobachtet man einen Übergang von „LUCF-“ auf „LCF-Verhalten“. So unterscheiden sich die Ergebnisse des Lastpfads REAL30 an C(T)25-Proben des Werkstoffs WPS1 und die entsprechenden LCF-Ergebnisse kaum. Dasselbe gilt für die Werkstoffe WPS2 und WPS3 bei allen geprüften Probenformaten. Der Übergang zeigt sich nicht nur in der Höhe der Versagensbeanspruchung, sondern auch in der geringeren Ergebnisstreuung.
- Das Ergebnis des Lastpfads mit Totalentlastung bei gleichzeitiger Abkühlung (REALV1) liegt bezüglich der Beanspruchungshöhe beim Bruch zwischen den LUCF- und dem LCF-Ergebnissen.

Bild 7-9 zeigt die experimentellen und die analytisch mit dem Chell-Modell berechneten Ergebnisse für den Werkstoff WPS1 in der Darstellung entsprechend Bild 7-6 im quantitativen

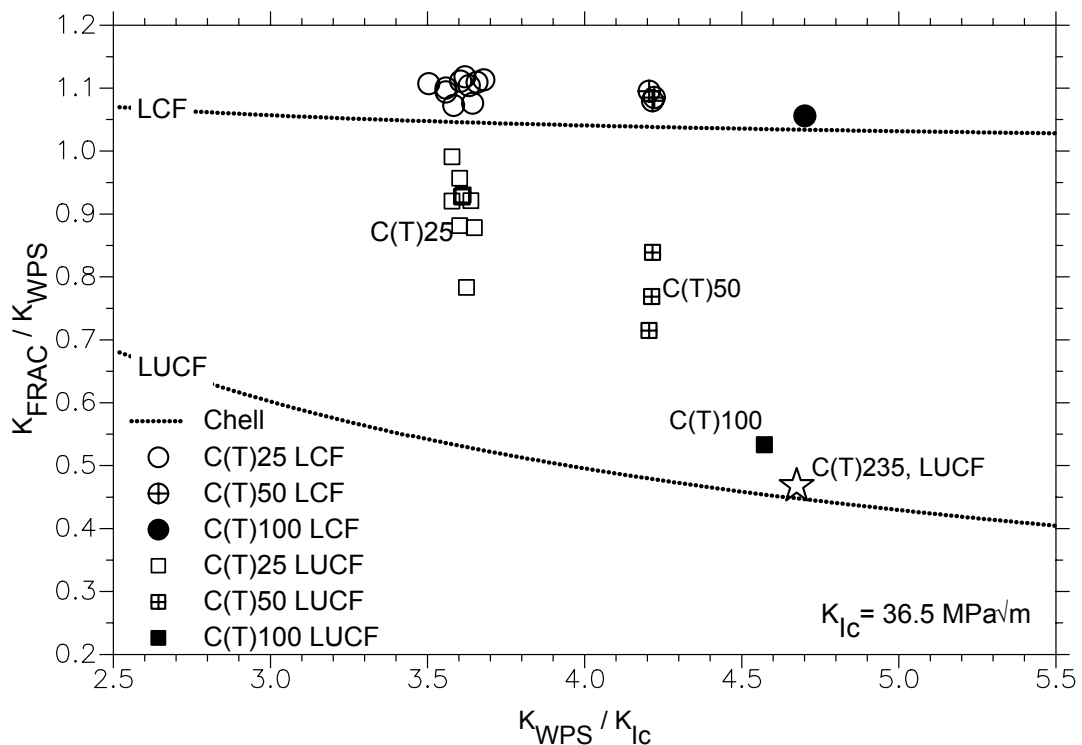


Bild 7-9 Vergleich experimenteller Ergebnisse mit dem Chell-Modell

Vergleich. Die Übereinstimmung bei den LCF-Lastpfaden ist gut, jedoch liegen die Experimente leicht über der Prognose des Chell-Modells. Der Trend einer abnehmenden relativen WPS-Bruchzähigkeit  $K_{FRAC}/K_{WPS}$  mit zunehmender Vorbeanspruchung ist erkennbar.

Die LUCF-Ergebnisse der C(T)25- und C(T)50-Proben liegen deutlich über der Prognose. Mit wachsender Probengröße ist aber eine zunehmende Annäherung an das analytische Ergebnis zu beobachten, siehe C(T)100- und C(T)235-LUCF.

Bei der Herleitung des Chell-Modells wird Kleinbereichsfließen vorausgesetzt. Die vom Chell-Modell vorhergesagten Versagensbeanspruchungen gelten demnach für Ergebnisse im Bereich der Dickenunabhängigkeit. Somit stellen die auf der Basis des Chell-Modells berechneten Versagenskurven im Hinblick auf die Probendicke untere Grenzkurven dar.

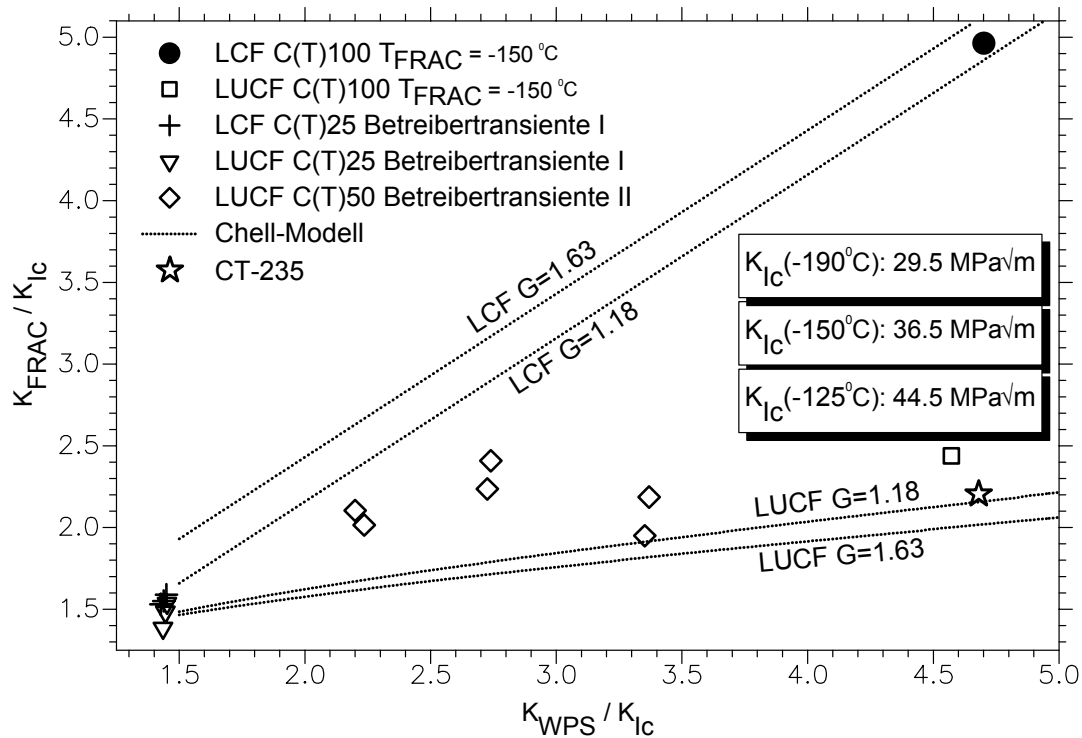
Bild 7-10 zeigt experimentelle WPS-Ergebnisse des Werkstoffs WPS1 im Vergleich zu den berechneten Versagenskurven für den LCF- und den LUCF-Lastpfad. In der Darstellung in Bild 7-10 sind beide Diagrammachsen mit der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  des nicht-warmvorbelasteten Werkstoffs bei der jeweiligen Temperatur der Kaltwiederbelastung normiert.

Da das Chell-Modell unter der Voraussetzung abgeleitet wurde, daß in allen Phasen der Belastung Kleinbereichsfließen vorherrschend sein muß, wurden nur diejenigen Ergebnisse eingetragen, bei denen aufgrund der Belastungshöhe und der Probenbreite eine ausreichende Dehnungsbehinderung angenommen werden konnte. Zur Klassifizierung wurde das Dickenkriterium der ASTM E 399 herangezogen.

Aufgrund des relativ geringen Einflusses der Streckgrenzen in Gl. 7–11 und Gl. 7–14 wurde für den LCF- und den LUCF-Lastpfad jeweils ein Versagensstreuband eingezeichnet, das für ein Verhältnis der „kalten“ zur „warmen“ Streckgrenze  $G$  von 1,18 bis 1,63 gültig ist. Damit werden die Lastpfaddeckdaten aller eingezeichneten Versuche abgedeckt.

Bild 7-10 zeigt deutlich, daß die Beanspruchungsgeschichte, insbesondere die Höhe der Entlastung die erreichbare Beanspruchungshöhe beim Bruch maßgeblich beeinflusst. Der Unterschied zwischen dem Versagensniveau nach einem LCF- und einem LUCF-Lastpfad nimmt bei höherer Warmvorbelastung zu.

Im Bereich geringer Warmvorbelastung (Lastpfaddeckdaten der Betreibertransiente I) laufen beide Versagenskurven zusammen und sowohl nach einem LCF- als auch nach einem LUCF-Lastpfad wird beim Bruch etwa das Niveau der Warmvorbelastung wieder erreicht.



**Bild 7-10** Vergleich experimenteller Ergebnisse mit dem Chell-Modell

Die Übereinstimmung des Chell-Modells mit den experimentellen Ergebnissen des LCF-Lastpfads ist sehr gut. Beim LUCF-Lastpfad bestätigt das Modell den experimentellen Befund, daß auch bei höherer Warmvorbelastung das Niveau der Kaltwiederbelastung nicht wesentlich gesteigert werden kann.

Die Versagenskurven in Bild 7-10 sind aufgrund der Verwendung von  $K_{Ic}$ -Mittelwerten Mittelwertskurven. Dennoch liegen nahezu alle experimentellen Ergebnisse über der entsprechenden Versagenskurve. Dies könnte in der bereits erwähnten Vernachlässigung des „Blunting“-Einflusses begründet sein.

Befriedigende Übereinstimmung mit dem Modell ist im LUCF-Lastpfad nur dann gegeben, wenn die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustands in allen Phasen des WPS-Zyklus ausreichend hoch bleibt.

Bei Überschreitung dieser Anwendungsgrenze wird ein deutlicher Größeneffekt beobachtet, der dazu führt, daß das Chell-Modell die Versagensbeanspruchungen nach LUCF unterschätzt, d.h. auf der sicheren Seite liegende Ergebnisse erzielt.

In Bild 7-11 sind alle experimentellen Lastpfad-Ergebnisse der drei Werkstoffe den entsprechenden mit dem Chell-Modell analytisch berechneten Versagenshöhen gegenübergestellt.

Bei der Berechnung mittels Gl. 7-11 und Gl. 7-14 wurden  $K_{Ic}$ -Werte aus der unteren Einhüllenden der jeweiligen Werkstoffkurve aus Bild 4-2 zugrunde gelegt. Bild 7-11 zeigt auf der Basis von 85 Versuchen mit Proben unterschiedlicher Größe und Werkstoffen unterschiedlicher Zähigkeit, daß das Chell-Modell bei Verwendung von „lower bound“-Bruchzähigkeitskennwerten eine konservative Abschätzung des WPS-Effekts liefern kann.

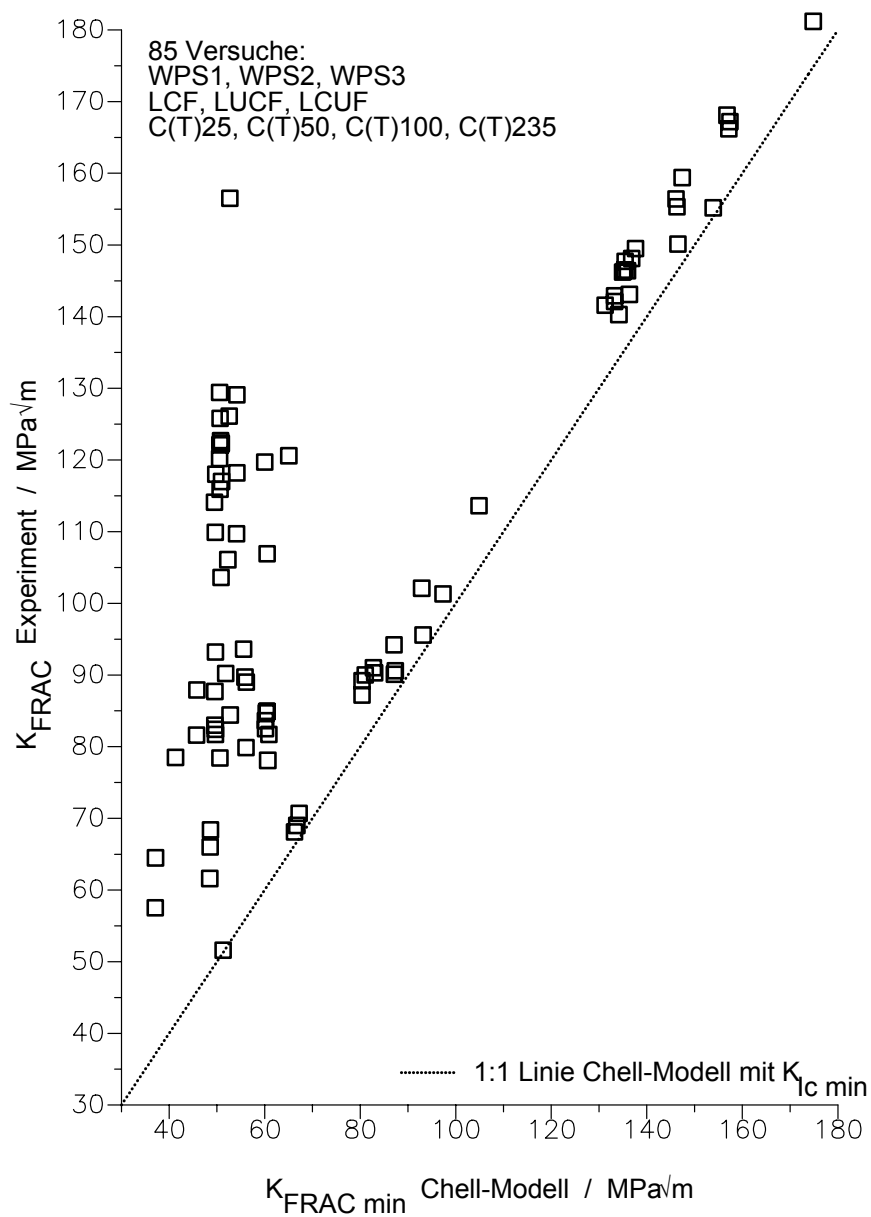


Bild 7-11: Konservative Abschätzung des WPS-Verhaltens mit Hilfe des Chell-Modells

## 8. Anwendung des Vorbelastungseffekts in der Integritätsanalyse von Reaktordruckbehältern

### 8.1 Übertragbarkeit der experimentellen Ergebnisse

Um die prinzipielle Äquivalenz mechanisch aufgebrachtter Lasten gegenüber einer infolge eines Temperaturgradienten und Innendruck induzierten Rißspitzenbeanspruchung zu zeigen, wurden die in den verschiedenen Phasen eines WPS-Lastpfads numerisch berechneten Verläufe der rißöffnenden Spannung im Bereich der Rißspitze bei einer C(T)25-Probe unter mechanischer Last und einem rißbehafteten zylindrischen Körper bei rascher Abkühlung der Innenoberfläche und anschließend überlagertem Innendruck /8-1/ verglichen.

Bild 6-2 zeigt den sich einstellenden Eigenspannungsverlauf nach Aufbringen einer Vorlast und anschließender Entlastung (LU) an einer C(T)25-Probe. Beim Zylinder korrespondiert dies mit dem Zustand nach Thermoschock mit Ausgleich des Temperaturgradienten über der Zylinderwand, Bild 8-1.

Beide Spannungszustände sind im Bereich der Rißspitze durch hohe Druckeigenspannungen charakterisiert.

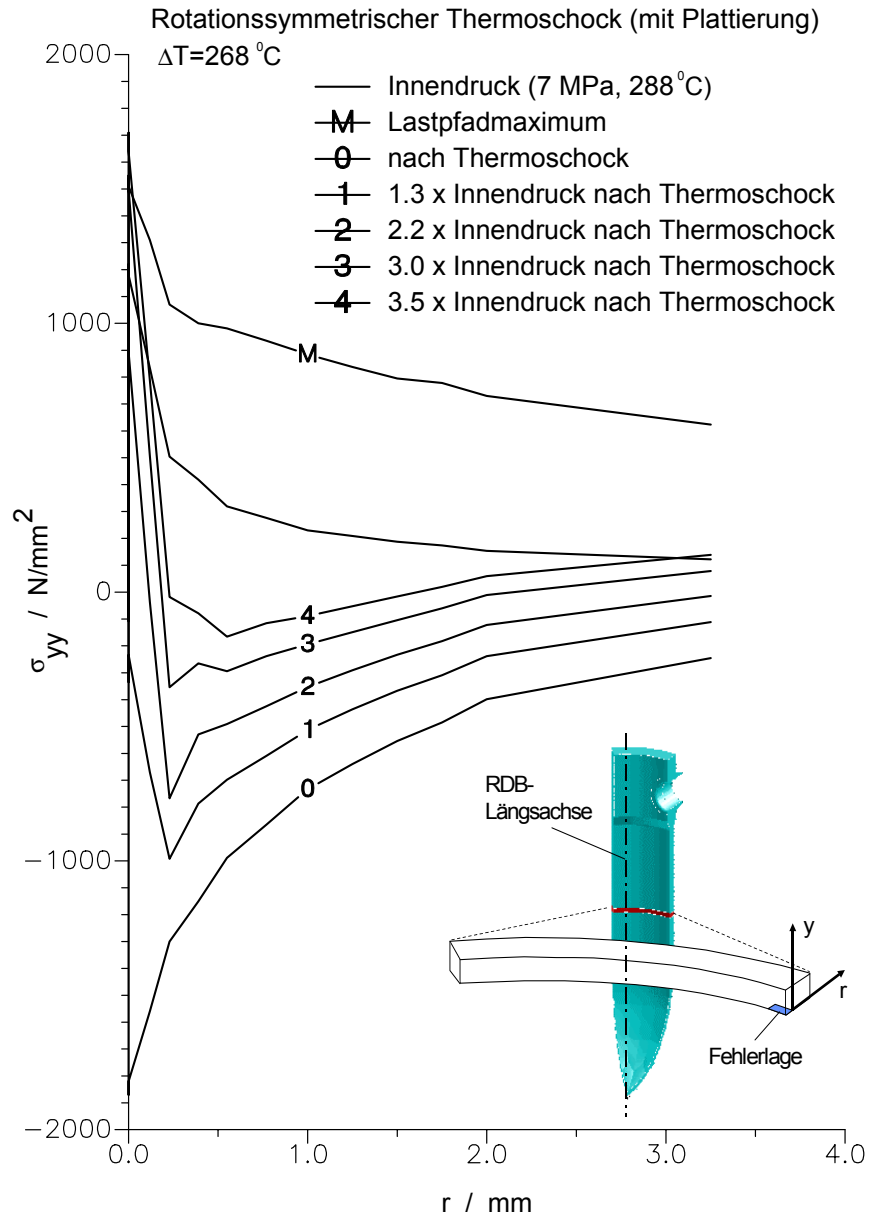
Bei anschließender Steigerung der Beanspruchung - im Falle der C(T)-Probe durch Steigerung der mechanischen Last, beim Zylinder durch Steigerung des Innendrucks - wird in beiden Fällen erst bei höherer globaler Beanspruchung ein größerer Bereich hinter der Rißspitze durch Zugspannungen beansprucht.

Es zeigt sich, daß die für den WPS-Effekt verantwortlichen Spannungsverteilungen an der Rißspitze in beiden Fällen in allen Phasen der Beanspruchung qualitativ ähnlich sind und damit die an C(T)-Proben gewonnenen WPS-Ergebnisse auch auf rißbehaftete zylindrische Körper unter kombinierter thermischer und Innendruckbeanspruchung übertragbar sind.

Der Grad der Mehrachsigkeit an der Rißspitze ist von entscheidender Bedeutung für die Höhe des erzielbaren WPS-Effekts, /5-18/, /5-20/, /5-25/.

Bei Versuchen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit wird bei ausreichender Dicke der Probe der Spannungszustand im wesentlichen durch den ebenen Dehnungszustand EDZ und der damit verbundenen Dehnungsbehinderung charakterisiert.

Der  $K_{Ic}$ -Wert als Funktion der Probendicke zeigt in diesem Bereich ein Sättigungsverhalten und strebt für ausreichend große Dicken dem Asymptotenwert  $K_{Ic}$  zu. In den zur Verfügung stehenden Prüfnormen (z.B. ASTM E 399) zur Ermittlung von  $K_{Ic}$ -Werten sind deshalb Dickenkriterien genannt, bei deren Erfüllung davon ausgegangen wird, daß „Sättigungsverhalten“ nahezu erreicht ist und probendickenunabhängige Kennwerte ermittelt werden.



**Bild 8-1:** Spannungsverlauf in einem angerissenen Zylinder bei Thermoschockbeanspruchung und Innendruck aus /8-1/

Um für zwei unterschiedliche Probengrößen gleiche Kennzahlen zu erhalten, muß die Probendicke reziprok quadratisch mit der gemessenen Bruchzähigkeit zunehmen. Dies ist gleichbedeutend mit der Aussage: Das Verhältnis der Ausdehnung der plastischen Zone zu den übrigen relevanten Abmessungen der Probe (Rißlänge, Ligamentlänge und Probenbreite) ist identisch.

Bei der Simulation von WPS-Lastpfaden wurde bei Lastpfaden mit Entlastung festgestellt, daß wie bei  $K_{IC}$ -Versuchen im Temperaturbereich des Bruchzähigkeitsübergangs eine Dickenabhängigkeit der Versagensbeanspruchung  $K_{FRAC}$  nach WPS auftritt. Dies trifft nach WPS



bei ausreichend hoher Warmvorbelastung auch für Probendicken zu, bei denen für  $K_{Ic}$ -Versuche am Ausgangswerkstoff im Sinne der Prüfnormen gültige, d.h. dickenunabhängige  $K_{Ic}$ -Werte erzielt werden.

Mit anderen Worten bedeutet dies, daß die für  $K_{Ic}$ -Versuche gültigen Dickenkriterien für WPS-Versuche zu präzisieren sind. Jedoch ist zu erwarten, daß die oben genannte prinzipielle Abhängigkeit zwischen der Probendicke und der erreichbaren Beanspruchungen unter Beibehaltung einer ausreichenden Dehnungsbehinderung auch bei der WPS-Simulation gültig bleibt.

Bei hohen Warmvorbelastungen kann nur mit ausreichend dicken Proben bzw. Proben mit geometriebedingter ausreichend großer Dehnungsbehinderung ein dickenunabhängiger WPS-Effekt ermittelt werden.

Von besonderer Bedeutung ist dies bei der Übertragung von WPS-Ergebnissen an Laborproben auf Komponenten. Übertragbarkeit ist nur dann gewährleistet, wenn die Spannungsmehrsichtigkeit und die dadurch bedingte Dehnungsbehinderung unter der gegebenen Beanspruchungssituation an Probe und Komponente vergleichbar ist.

Werden dickwandige tiefgerissene Komponenten betrachtet und vorstehend beschriebene Zusammenhänge nicht berücksichtigt, dann können Kleinprobenergebnisse unter Umständen zu einer Überschätzung des zu erwartenden WPS-Effekts führen. Konservative Abdeckung aller Zustände ist nur bei Verwendung probendickenunabhängiger WPS-Ergebnisse gegeben.

Bei WPS-Simulationen wurde die Werkstoffversprödung infolge Neutronenbestrahlung in der Regel durch eine Temperaturverschiebung des Lastpfads zu tieferen Temperaturen simuliert.

Da der Mechanismus des WPS-Effekts in erster Linie durch mechanische Größen wie Spannungen und Dehnungen erklärbar ist, ist es unerheblich ob die Veränderung des Spannungs-Dehnungsverhaltens durch Strahlenversprödung oder durch eine Temperaturverschiebung bewirkt wird. Demzufolge ist davon auszugehen, daß sich strahlenversprödeter Werkstoff hinsichtlich WPS nicht grundlegend anders verhalten wird als die untersuchten Werkstoffe.

## **8.2 Berücksichtigung des Vorbelastungseffekts (WPS) im Regelwerk**

### **8.2.1 Konservatives WPS-Prinzip**

Das vereinfachte WPS-Argument - vielfach auch als „konservative WPS-Hypothese“ bezeichnet - besagt, daß ein Bruch auch dann ausgeschlossen werden kann, wenn der durch einen Kühlmittelverluststörfall bedingte Spannungsintensitäts-Temperaturverlauf  $K_I$ -T die

Bruchzähigkeits-Temperaturkurve  $K_{Ic}$ -T des Werkstoffs zwar schneidet, aber im gesamten weiteren Verlauf der Transiente nicht mehr zunimmt, d.h.  $dK_I/dt \leq 0$ . Dabei kann die formal berechnete Reißbeanspruchung  $K_I(T)$  die nachgewiesene Bruchzähigkeit  $K_{Ic}(T)$  des Werkstoffes auch überschreiten.

Bruch kann also ausgeschlossen werden, solange der Beanspruchungslastpfad im Sprödbruchgebiet konstant oder monoton fallend verläuft. Die für den WPS-Effekt notwendige Warmvorbeanspruchung ist durch die während des Kühlmittelverluststörfalls (KMV) bis zum Erreichen des Maximums durchlaufene Beanspruchungstransiente gegeben.

Nach Überschreiten des Lastpfadmaximums gilt bei KMV-Transienten im anschließenden, auf Kühlmitteltemperatur abfallenden Lastpfadverlauf ein erneuter Beanspruchungsanstieg als ausgeschlossen, /8-2/.

Unter diesen Voraussetzungen ist das vereinfachte WPS-Argument anwendbar solange das Beanspruchungsmaximum im K-T-Diagramm rechts der  $K_{Ic}$ -Werkstoffkurve liegt. Der WPS-Effekt ist nach Durchlaufen des Maximums wirksam.

Die in der Literatur /5-26/, /6-8/, /8-3/ und /8-4/ geäußerten Einschränkungen bezüglich der Wirksamkeit des WPS-Effekts bedingt durch Reckalterung bzw. stabilem Weiterwachsen des Risses durch zyklische Lasten nach der Warmvorbeanspruchung sind im Falle der beschriebenen Beanspruchungsgeschichte während des Kühlmittelverluststörfalls ohne Bedeutung, da die Zeitspanne nach Durchlaufen des Maximums bis zum Störfallende zu kurz ist, um die genannten Mechanismen wirksam werden zu lassen.

Die „konservative WPS-Hypothese“ ist im amerikanischen /8-5/, britischen /8-6/ und deutschen Regelwerk /1-4/ verankert.

In der abdeckenden Form  $dK_I/dt = 0$  wurde das vereinfachte WPS-Argument durch den LCF-Lastpfad experimentell überprüft. In Übereinstimmung mit Literaturergebnissen konnte in der vorliegenden Arbeit anhand von LCF-Lastpfaden mit Werkstoffen unterschiedlichster Zähigkeit, verschiedenen Warmvorbeanspruchungsniveaus, auch über den Bereich der duktilen Reißinitiierung hinaus und Probengrößen von C(T)25 bis C(T)100 gezeigt werden, daß beim Abkühlen unter konstant gehaltener Beanspruchung bis in den Temperaturbereich der Bruchzähigkeitstieflage kein Bruch beobachtet wurde. Zur Sprödbruchauslösung war in jedem Fall eine Steigerung der Beanspruchung notwendig.

Bei Anwendung des vereinfachten WPS-Arguments auf eine Notkühltransiente muß daher sichergestellt sein, daß bei Ausbildung eines ausgeprägten Maximums der Beanspruchungs-Temperatur-Charakteristik, vgl. /8-7/, eventuelle Beanspruchungsänderungen beispielsweise bedingt durch Druckschwankungen bzw. intermittierende Kühlung, vgl. /8-8/, unterhalb der Werte bleiben, die bei LCF-Lastpfaden zur Bruchauslösung notwendig sind.

Die experimentellen Ergebnisse der LCF-WPS-Simulation zeigen im Gegensatz zu den LUCF-Ergebnissen keinen Einfluß der Probengröße. Die verminderte Wirkung zunehmender Mehrachsigkeit auf den WPS-Effekt wurde bei LCF-Lastpfaden nicht beobachtet. Es kann daher angenommen werden, daß das vereinfachte WPS-Argument auch bei voll ausgeprägtem ebenen Dehnungszustand, das heißt bei tiefgerissenen Komponenten großer Abmessungen seine Gültigkeit behält.

Der physikalische Hintergrund des vereinfachten WPS-Arguments kann sowohl werkstoffmechanisch als auch mit Hilfe des Chell-Modells erklärt werden, vgl. Abschnitt 7.4.

### **8.2.2 Quantifizierung des Sicherheitsabstands**

Das vereinfachte WPS-Argument garantiert bei Einhaltung der genannten Bedingungen Sprödbruchausschluß während eines Kühlmittelverluststörfalls.

Will man darüberhinaus den Sicherheitsabstand gegen Sprödbruch ermitteln, mit anderen Worten die potentielle Wiederbelastbarkeit im Gebiet der Bruchzähigkeitstieflage und des Bruchzähigkeitsübergangs, sind prinzipiell zwei Vorgehensweisen denkbar: zum einen die Wahl eines geeigneten Beanspruchungsparameters, der die tatsächliche Rißspitzenbeanspruchung während des Lastpfads auch bei Entlastung richtig charakterisiert und Vergleich dieses Parameters mit der  $K_{Ic}$ -Kurve des Werkstoffs.

Zum anderen, wie bislang üblich, die Darstellung der Beanspruchung durch den linear-elastischen Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  und Vergleich dieser Größe mit einer Versagenskurve, deren Verlauf vom Werkstoffzustand und der Beanspruchungsgeschichte abhängig ist - insbesondere von der Höhe des Lastpfadmaximums und dem Grad der nachfolgenden Entlastung.

Eine solche Versagenskurve kann mit Hilfe des Chell-Modells erzeugt werden. In der Originalfassung können mit dem Chell-Modell nur Lastpfade beurteilt werden, bei denen eine Beanspruchungsänderung bei konstanter Temperatur abläuft. Im K-T-Diagramm sind dies Lastpfade, die aus vertikalen und horizontalen Teilstücken bestehen.

Bei Notkühllastpfaden läuft der Vorgang der Be- und Entlastung jedoch kontinuierlich über der Abkühlung ab. Der Notkühllastpfad muß daher durch einen geeigneten, mit dem Chell-Modell berechenbaren Lastpfad approximiert werden.

Von allen Lastpfaden, die ihr Lastpfadmaximum bei Warmvorbeanspruchung in gleicher Höhe  $K_{WPS}$  und bei gleicher Temperatur  $T_{WPS}$  durchlaufen, erreicht der LUCF-Lastpfad das geringste Kaltwiederbelastungsniveau  $K_{FRAC}$ . Dies wird sowohl durch das Chell-Modell als auch durch zahlreiche experimentelle Daten belegt.

Beim LUCF-Lastpfad ist daher der WPS-Effekt am geringsten ausgeprägt.

Das Ergebnis des LUCF-Lastpfades kann demzufolge als untere Abschätzung des bei beliebigen Lastpfaden mit gleichen Eckdaten ( $T_{WPS}$ ,  $K_{WPS}$ ,  $T_{FRAC}$ ) zu erwartenden WPS-Effekts betrachtet werden.

Diese Vorgehensweise ist die Grundlage der im britischen Regelwerk verankerten /8-6/, auf dem Chell-Modell basierenden, quantitativen Berücksichtigung des WPS-Effekts. Zur Berechnung der ertragbaren Wiederbelastbarkeit wird dort die vereinfachte LUCF-Beziehung entsprechend Gl. 7–16 verwendet.

### 8.2.3 Weiterentwickelte Versagenskurve

Einen weiteren Abbau von Konservativität bringt die in der vorliegenden Arbeit vorgeschlagene Modifikation, die dem Umstand Rechnung trägt, daß der WPS-Effekt umso mehr reduziert wird, desto höher die Entlastung nach dem Maximum ist.

Anders als der britische Ansatz, der den Notkühllastpfad durch einen Lastpfad mit sofortiger Totalentlastung nach dem Maximum approximiert, wird hier in jedem Punkt der Transiente der momentan erreichte Grad der Entlastung berücksichtigt und die Wiederbelastungshöhe durch einen entsprechenden L(oad)-P(artialUnload)-C(ool)-F(racture) Lastpfad approximiert.

Die Herleitung einer der Gl. 7–11 entsprechenden Beziehung für LPUCF-Lastpfade mit dem linear-elastisch berechneten Spannungsintensitätsfaktor  $K_{UNL}$  nach der partiellen Entlastung ergibt:

$$J_{ec} = \frac{R_{eFrac}}{E} (1-\mu^2) \cdot \left( \frac{(K_{Frac} - K_{Unl})^2}{R_{eFrac} + R_{eWPS}} - \frac{(K_{WPS} - K_{Unl})^2}{2 \cdot R_{eWPS}} \cdot \left[ 1 - F \left\{ \left( \frac{K_{Frac} - K_{Unl}}{R_{eFrac} + R_{eWPS}} \cdot \frac{2 \cdot R_{eWPS}}{K_{WPS} - K_{Unl}} \right)^2 \right\} \right] + \dots \right) \quad \text{Gl. 8-1}$$

$$\left( \dots + \frac{K_{WPS}^2}{R_{eWPS}} \cdot \left[ 1 - F \left\{ \left( \frac{K_{Frac} - K_{Unl}}{R_{eFrac} + R_{eWPS}} \cdot \frac{R_{eWPS}}{K_{WPS}} \right)^2 \right\} \right] \right)$$

Mit Hilfe der Gleichung Gl. 8–1 kann anhand der Wiederbelastbarkeit  $K_{FRAC}$  in der „Fracture“-Phase der Abstand des realen Lastpfads zur Versagenskurve in jedem Punkt approximiert werden, vgl. Bild 8-2.

Gl. 8–1 gilt unter der Bedingung:

$$\frac{K_{WPS} - K_{Unl}}{2 \cdot R_{eWPS}} > \frac{K_{Frac} - K_{Unl}}{R_{eFrac} + R_{eWPS}} \quad \text{Gl. 8-2}$$

Diese Abschätzung ist hinsichtlich der ertragbaren potentiellen Beanspruchungssteigerung bei Kaltwiederbelastung konservativ.

Die Vorgehensweise entsprechend Bild 8-2 für jeden Punkt eines Lastpfads führt auf die Versagenskurve in Bild 8-3.

Zum Vergleich ist in Bild 8-3 die im britischen Regelwerk verankerte Versagenskurve, vgl. Kap. 8.2.2, eingezeichnet.

Als Eingabegrößen in den Chell-Beziehungen Gl. 8-1 bzw. Gl. 7-14 wurden die Daten des

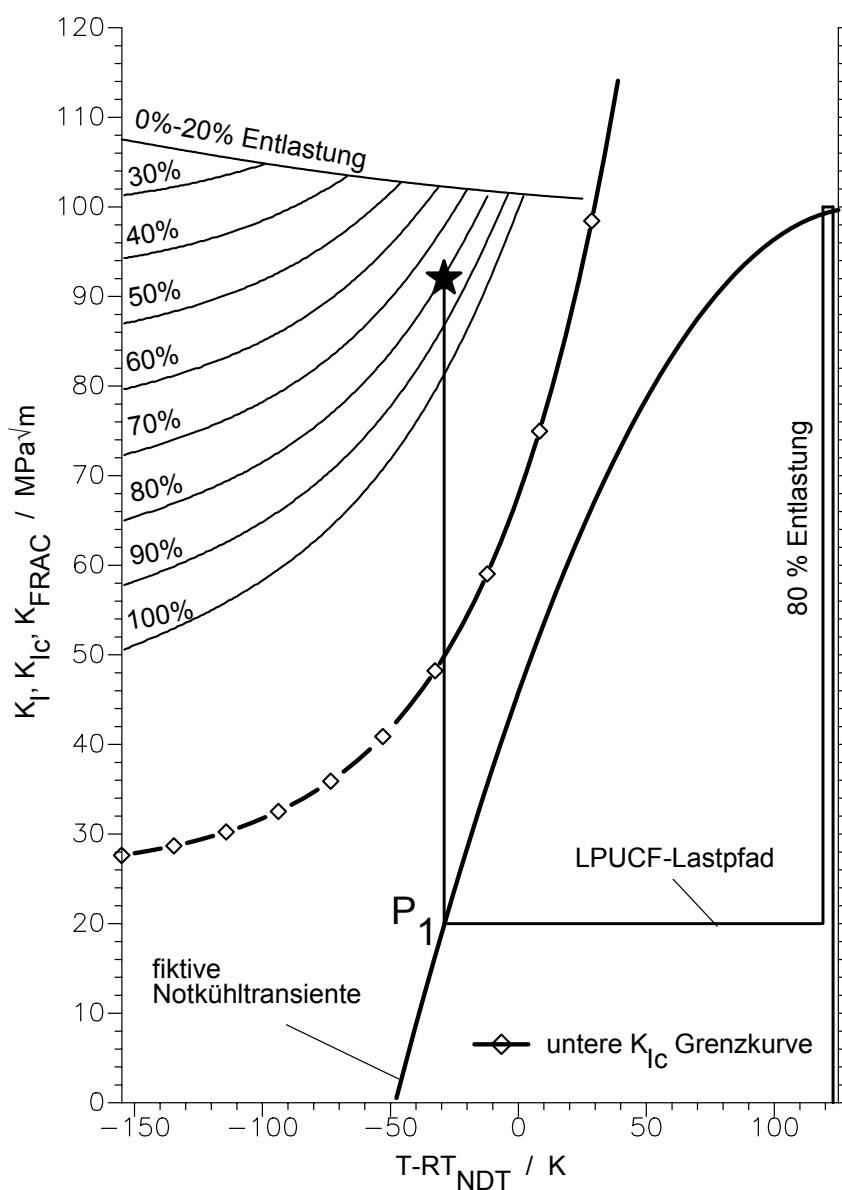
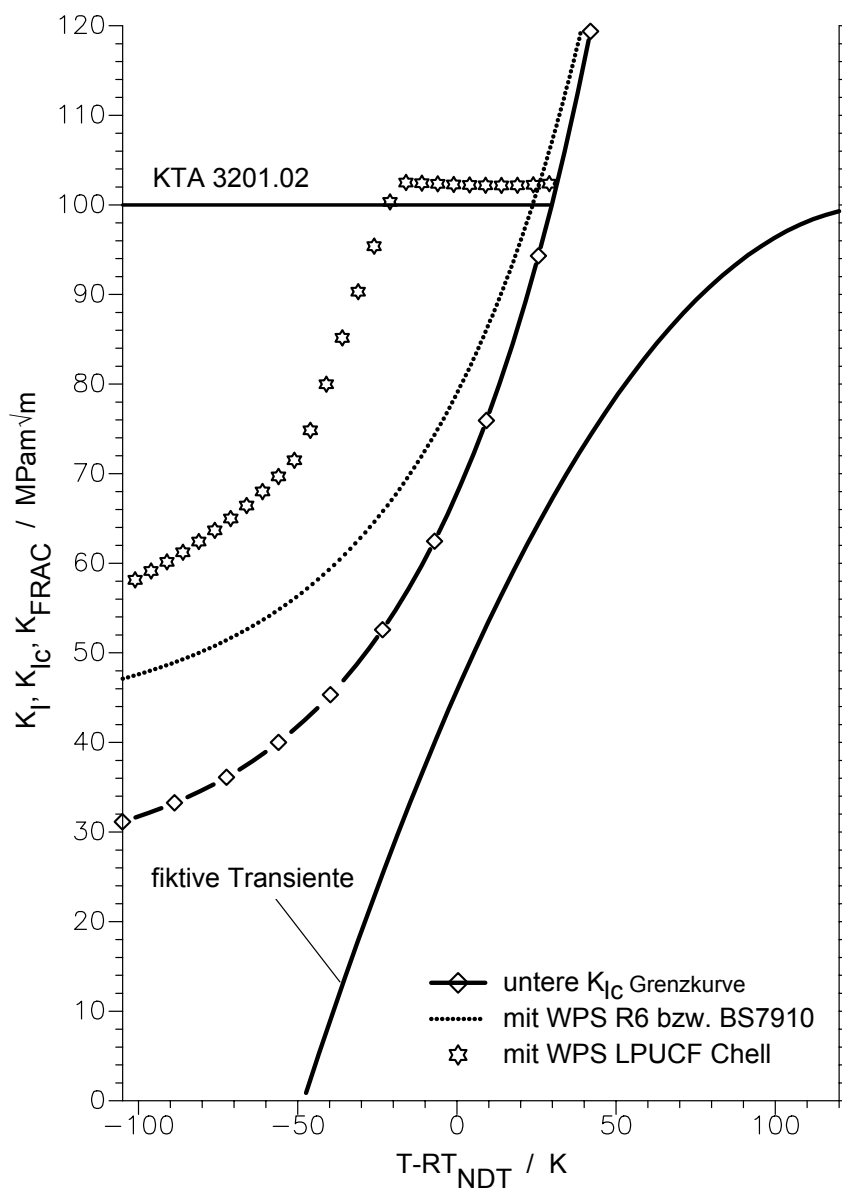


Bild 8-2 Quantifizierung des Sicherheitsabstands mittels eines LPUCF-Lastpfads

Werkstoffs WPS1 verwendet. Für die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  des Werkstoffs wurden die Funktionswerte einer approximierten Exponentialkurve durch die experimentellen  $K_{Ic}$ -Daten eingesetzt.

Ebenso könnte an dieser Stelle die  $K_{Ic}$ -Kurve nach KTA oder eine beliebige andere, den Werkstoff charakterisierende  $K_{Ic}$ -T-Kurve verwendet werden.



**Bild 8-3:** Vergleich der Versagenskurve mit Regelwerkskurven

In Bild 8-4 ist die Vorgehensweise zur Ermittlung des Sicherheitsabstandes bei Lastpfad-Transienten noch einmal schematisch erläutert:

- a) Die Ermittlung der Beanspruchung kann analytisch oder numerisch erfolgen. Das Resultat dieser Analyse ist ein linear-elastisch berechneter Spannungsintensitäts-Temperatur Verlauf ( $K_I$ -T).

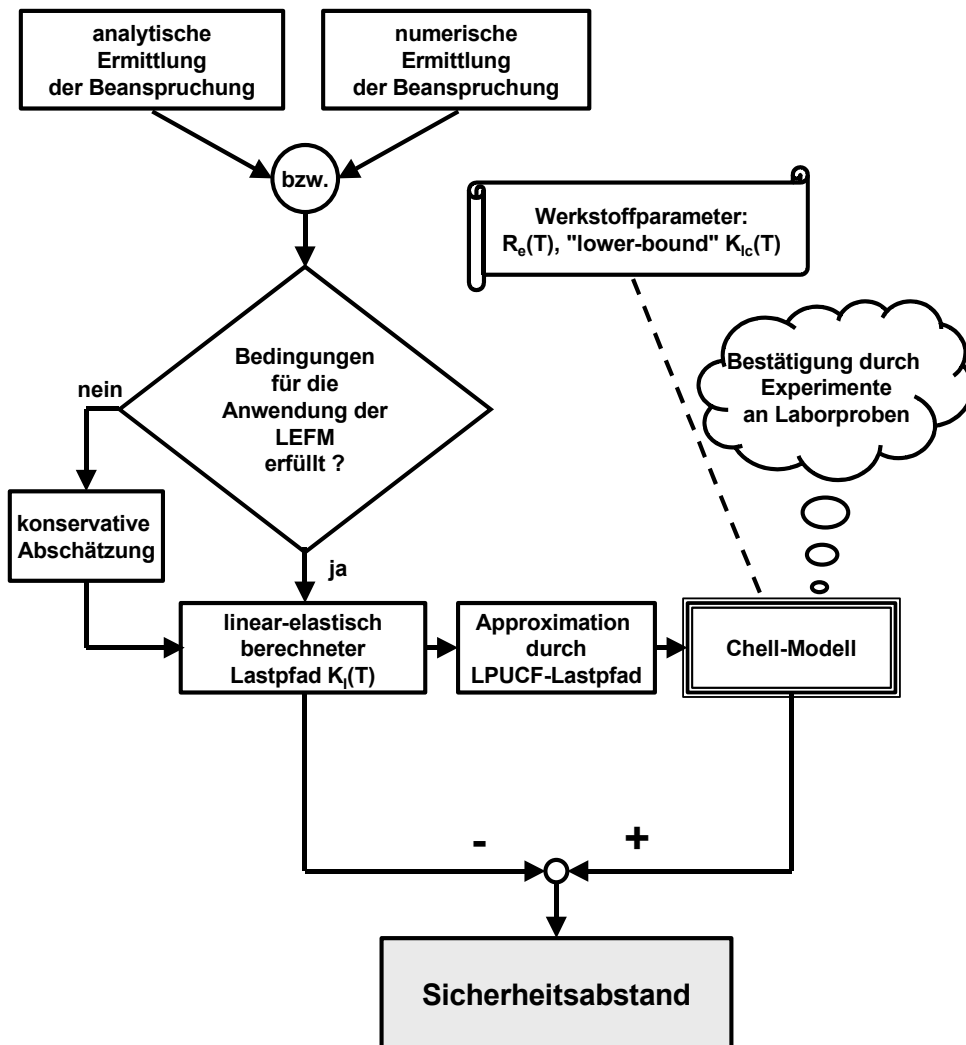


Bild 8-4 Vorgehensweise zur Ermittlung des Sicherheitsabstandes

- b)** Um Größeneffekte auszuschließen muß sichergestellt werden, daß die wirkende Beanspruchung insbesondere im Lastpfadmaximum den Bereich des Kleinbereichsfließens nicht verläßt und damit die Beziehungen der linear-elastischen Bruchmechanik (LEFM) ihre Gültigkeit behalten.
- c)** Mit Hilfe des Chell-Modells kann eine Schar von Versagenskurven berechnet werden, die die ertragbare Beanspruchung eines LPUCF-Lastpfads für verschiedene Grade der Entlastung angeben. Die ersatzweise verwendeten LPUCF-Lastpfade stimmen hinsichtlich Höhe und Temperatur der Warmvorbeanspruchung mit dem Lastpfadmaximum der Transiente überein. Somit wird die Lage und der Verlauf dieser Kurvenschar im K-T-Diagramm allein durch die in Bild 8-4 angegebenen Werkstoffparameter sowie die Koordinaten des Transienten-Maximums  $K_{WPS}$  und  $T_{WPS}$  bestimmt. Um eine untere Versagensgrenzkurve zu erhalten, muß zur Werkstoffbeschreibung eine „lower bound“- $K_{Ic}$ -Kurve verwendet werden.
- d)** Die Differenz zwischen der mit dem Chell-Modell berechneten Versagenskurve und der wirkenden Beanspruchung liefert in jedem Punkt der Transiente einen quantifizierbaren Sicherheitsabstand. Der Abstand muß zu derjenigen LPUCF-Versagenskurve gemessen werden, die dem Grad der Entlastung im betrachteten Punkt der Transiente entspricht, im Beispiel von Bild 8-2 sind dies 80 %.



Bild 8-5 zeigt die beschriebene Vorgehensweise mit den Daten des Werkstoffs WPS1 anhand einer fiktiven Notkühltransiente, deren Lage relativ zur  $K_{Ic}$ -T Werkstoffkurve einen Zustand jenseits „end-of-life“ kennzeichnet und die hier nur demonstrieren soll, daß selbst in diesem Fall auf der Basis des Chell-Modells ein ausreichender Abstand gegen Sprödbruch gewährleistet ist. Die zur Berechnung notwendigen Festigkeitskennwerte wurden mit der Referenztemperatur  $RT_{NDT}$  auf der Temperaturachse verschoben.

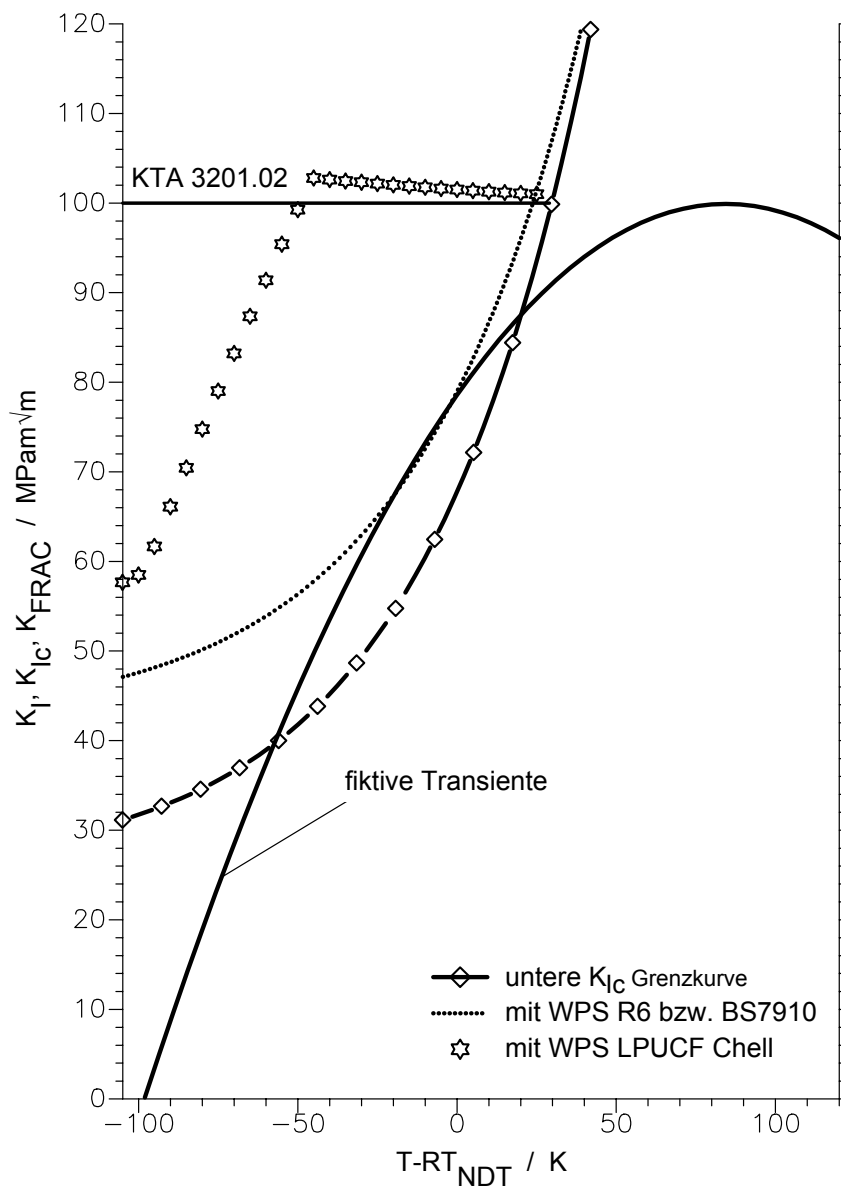


Bild 8-5 Versagenkurve bei einem Werkstoffzustand jenseits „end-of-life“

Bild 8-6 zeigt, daß die Lage der Versagenskurven nach WPS im K-T Diagramm in erster Linie durch das Niveau der Warmvorbeanspruchung  $K_{WPS}$  beeinflusst wird.

Die Temperatur  $T_{WPS}$ , bei der während der Warmvorbeanspruchung das Maximum erreicht wird, ist in dieser Hinsicht von geringem Einfluß, da sich die Streckgrenze im Bereich der Bruchzähigkeithochlage nur wenig ändert

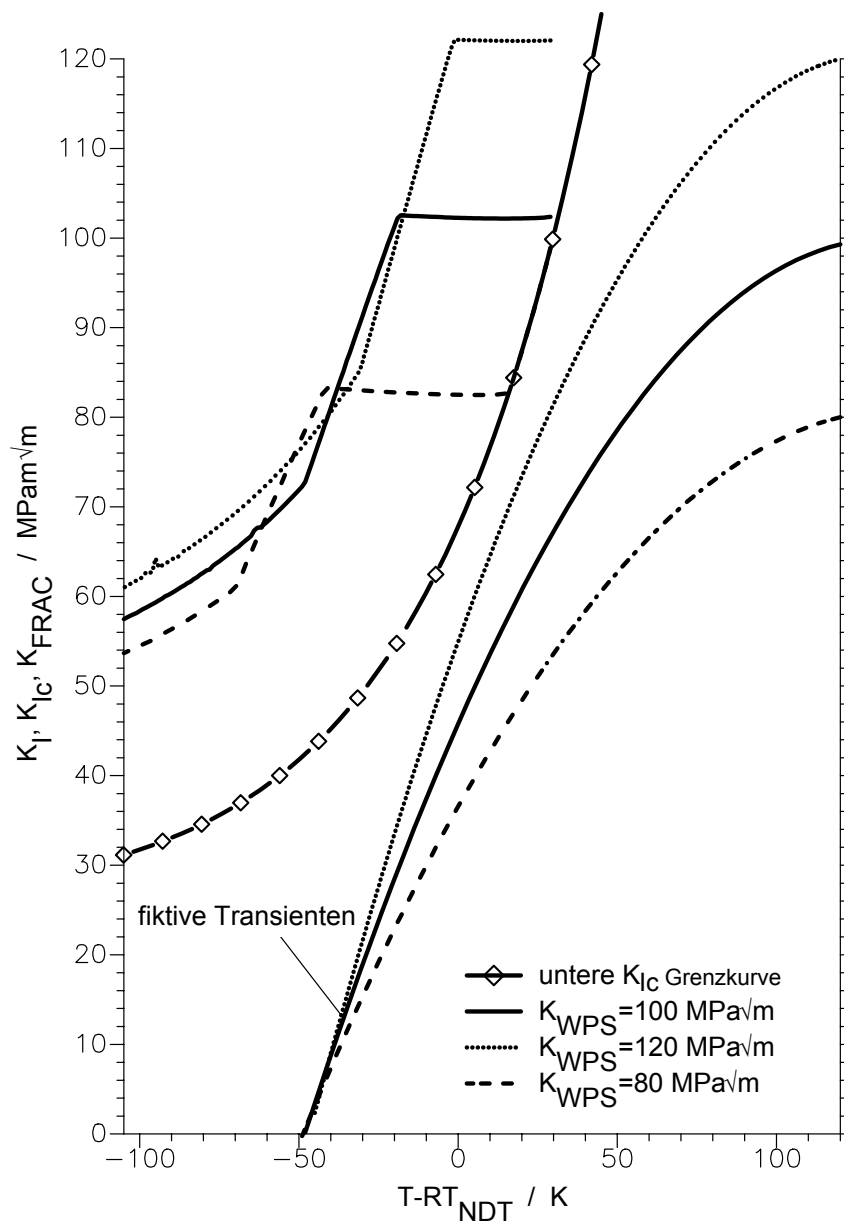


Bild 8-6 Einfluß der Warmvorbelastungshöhe auf die Lage der Versagenskurve

## 8.3 Einschränkungen

### 8.3.1 Konsequenzen für das Riðarrestverhalten

Wenn trotz Einbeziehung des WPS-Effekts in die Spröðbruchanalyse Riðinitiierung nicht ausgeschlossen werden kann, wird gefordert, daß ein instabil gewordener Rið innerhalb von 75 % der Wandstärke gestoppt wird. Zur Beurteilung des Riðauffangverhaltens wird die  $K_{Ia}$ - Kurve des nicht warmvorbelasteten Werkstoffs herangezogen.

Nach Warmvorbelastung tritt Spröðbruchinitiierung in der Regel erst bei höheren Beanspruchungen als dem Riðinitiierungskennwert nicht vorbelasteter Probe  $K_{Ic}$  ein. Aufgrund der höheren in der Probe gespeicherten elastischen Energie beim Bruch breitet sich der Rið mit größerer Geschwindigkeit aus, wie auch durch fraktographische Untersuchungen gezeigt werden konnte, vgl. Abschnitt 5.4.

Nach gängigen Vorstellungen wird ein Rið dann arretiert, wenn die durch Riðwachstum freigesetzte potentielle Energie zuzüglich der während des Riðwachstums in Form kinetischer Energie im Körper gespeicherter Überschußenergie durch die Arbeit zur Schaffung neuer Riðfläche verzehrt wird. Anders als im statischen Fall in Gl. 3–13 muß neben der elastischen Energie zusätzlich die kinetische Energie des laufenden Risses als riðtreibende Kraft berücksichtigt werden. Aufgrund der höheren Laufgeschwindigkeit beim Bruch warmvorbelasteter Proben muß die Anwendung des statischen Riðstop-Konzepts  $K_{Ia}$ , das dynamische Faktoren vernachlässigt, bei Initiierung nach vorangegangener Warmvorbelastung überprüft werden.

### 8.3.2 Kurze Risse

Eine Voraussetzung zur Anwendung des Chell-Modells ist die Gültigkeit des K-Konzepts. Die Beanspruchung muß in allen Phasen des Lastpfads innerhalb der Grenzen des Kleinbereichsfließens liegen, so daß der linear-elastische Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  den Spannungszustand an der Riðspitze eindeutig beschreibt. Kleinbereichsfließen ist über das Verhältnis der Größe der unter Beanspruchung auftretenden plastischen Zone zu sonstigen für die Komponente relevanten Dimensionen wie Ligament- und Riðtiefe definiert. Dementsprechend kann bei relativ kurzen Rissen auch bei großen Komponenten bereits bei geringen Beanspruchungen die Gültigkeit des K-Konzepts verletzt sein.

In Fällen, in denen die Warmvorbelastung den Bereich des Kleinbereichsfließens verläßt, wird in Anlehnung an /8-6/ empfohlen, bei Auswertung der Chell-Beziehungen die Höhe der Warmvorbelastung nur mit dem elastischen Anteil der Beanspruchung zu berechnen und den plastischen Teil zu vernachlässigen. Die experimentellen Ergebnisse der vorliegenden Arbeit haben gezeigt, daß diese Vorgehensweise bis in den Bereich der duktilen Rið-

initiierung zu einer rechnerischen Unterschätzung der tatsächlich ertragbaren Beanspruchung beim Bruch nach einer Warmvorbelastung führt (konservative Bewertung).

### **8.3.3 Mehrachsige Beanspruchung**

Bis heute wurden die meisten experimentellen WPS-Ergebnisse an Bruchmechanikproben - meist C(T) oder SE(B) - ermittelt. Im Unterschied zum Anwendungsfall des WPS-Effekts am RDB, resultieren die Spannungsintensitäten bei der WPS-Simulation mit diesen Probengeometrien aus einer einachsigen mechanischen Belastung, wogegen ein postulierter Anriß in einem RDB während einer Notkühlung durch eine zweiachsige Belastung beansprucht wird, die im allgemeinen einen höheren Grad der Dehnungsbehinderung zur Folge hat. In Abschnitt 8.1 konnte gezeigt werden, daß die Spannungsverläufe an der Rißspitze in den einzelnen Stadien des Lastpfads in beiden Fällen qualitativ ähnlich sind und somit der WPS-Mechanismus auch im Fall kombinierter thermo-mechanischer Beanspruchung wirksam wird.

Bei Lastpfaden mit teilweiser oder totaler Entlastung wurde ein signifikanter Größeneffekt festgestellt, der auf die unterschiedliche Spannungsmehrachsigkeit großer und kleiner Proben zurückgeführt wurde. Es wird davon ausgegangen, daß mit der Prüfung ausreichend dicker Proben ein „lower bound“-WPS-Effekt ermittelt werden kann. Im Fall zweiachsiger Beanspruchung, mit im Verlauf der Transiente veränderlichen Verhältnissen zwischen der longitudinalen und transversalen Spannung entsprechend den thermischen Lasten und den Lasten aus Innendruck, muß dieser „lower bound“-Nachweis noch erbracht werden.

## 9. Literatur

- /1-1/ Roos, E.; Alsmann, U.:  
Experimentelle Untersuchungen zu den Mechanismen des WPS-Effektes.  
23. MPA-Seminar, Stuttgart, 1997, S. 24.1 - 24.21.
- /1-2/ Eisele, U. u. a.:  
Bericht zum Forschungsvorhaben „Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge - Schwerpunkt: Einfluß unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften und Probengröße.  
BMBF-Förderkennzeichen 1500 987.
- /1-3/ Eisele, U.; Alsmann, U.; Elsässer, K.; Seidenfuß, M.:  
Untersuchungen zum Warm Prestress Effect.  
MPA/VGB-FVH 5.1, VGB-Nr. 9/96, Abschlußbericht 12/98.
- /1-4/ Sicherheitstechnische Regel des kerntechnischen Ausschusses. Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Abschnitt 7.9.3.  
KTA 3201.2; Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Fassung 6/96.
- /3-1/ Westergaard, H. M.:  
Bearing pressures and cracks.  
Journ. Appl. Mech. 6, 1939, S. 49-53.
- /3-2/ Sih, G.C.M.:  
Handbook of Stress Intensity Factors.  
Lehigh University, Bethlehem, PA, 1973.
- /3-3/ Sneddon, I. N.:  
The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in a Elastic Solid.  
Proc. Roy. Soc. A 187, 1946.
- /3-4/ Griffith, A. A.:  
Philos. Trans. R. Soc. London, A 221, 1920.
- /3-5/ Inglis, C. E.:  
Proceedings, Institute of Naval Architects, Vol. 55, 1913, S. 219.
- /3-6/ Irwin, G. R.:  
Fracturing of Metals.  
ASM, Cleveland, OH 1949, S. 147.
- /3-7/ Irwin, G. R.:  
Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Transversing a Plate.  
J. Appl. Mech. 24, 1957, S. 361-374.
- /3-8/ Dugdale, D. S.:  
Yielding of a Steel Containing Slits.  
J. Mech. Phys. Solids, 18, 1960.
- /3-9/ Burdekin, F. M.; Stone, D. E. W.:  
The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials.  
J. of Strain Anal. 1, 1966, S. 145-153.

- /3-10/ Rice, J. R.:  
A Pathindependent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks.  
Journal of Applied Mechanics 35, 1968, S. 379-386.
- /4-1/ Schoch, F. W.:  
Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile: Werkstoffuntersuchungen an einem 72t Versuchskörper aus Schweißgut 10 MnMoNi 5 5.  
Techn.-wiss. Bericht 84-02 1984 MPA-Stuttgart.
- /4-2/ Sinz R.; Issler L.; Griesse H.:  
Forschungsvorhaben Komponentensicherheit, FKS.  
TWB 1/1 Werkstoffe und Schweißverbindungen. Band 1: Schmelzen KS01 bis KS07.
- /4-3/ Kuppler, D.; Langer R.; Gillot R.:  
Wärmebehandlungsversuche an Werkstoff 17 MoV 8 4 zur Absenkung der Hochlagenzähigkeit.  
Technisch-wissenschaftlicher Bericht TWB 3/3, FKS, April 1982.
- /4-4/ Sicherheitstechnische Regel des kerntechnischen Ausschusses. Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren.  
KTA 3201.1; Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen, Anhang A 10, Fassung 6/90.
- /4-5/ VdTÜV-Werkstoffblatt 365, Ausgabe 4.72  
Warmfester Feinkorn-Vergütungsstahl 22 NiMoCr 3 7, Schmiedegüte.
- /4-6/ Stahl-Eisen-Liste, 8. Auflage,  
Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1990.
- /4-7/ ASTM E 399-90 (Reapproved 1997):  
Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, 1997 Annual Books of ASTM Standards, Section 3, Vol. 3.01.
- /4-8/ Roos, E.:  
Erweiterte experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Quantifizierung des Zähbruchverhaltens am Beispiel des Werkstoffs 20 MnMoNi 5 5.  
Diss., Staatliche Materialprüfungsanstalt MPA Stuttgart, Universität Stuttgart, 1982
- /4-9/ DVM 002:  
Ermittlung von Reißinitiierungswerten bei Anwendung des J-Integrals.  
Deutscher Verband für Materialprüfung e.V. Berlin, Juni 1987.
- /5-1/ ASTM E 813-89:  
Standard Test Method for  $J_{IC}$  a Measure of Fracture Toughness, 1997 Annual Books of ASTM Standards, Vol 3.01.
- /5-2/ Brothers A. J.; Yukawa S.:  
The Effect of Warm Prestressing on Notch Fracture Strength.  
J. Basic Engng, Trans. ASME, Series D, Vol. 85, No. 1, 1963, S. 97-104.
- /5-3/ McGowan, J. J.:  
Application of Warm Prestressing Effects to Fracture Mechanics Analyses of Nuclear Reactor Vessels during severe Thermal Shock.  
Nuclear Engineering and Design 51, 1979, S. 431-444.

- /5-4/ Andrews, W. R.:  
Effect of Loading Sequence on Notch Strength of warm prestressed Alloy Steel.  
Trans. ASME, J. Engineering for Industry 92, 1970, S. 785-791.
- /5-5/ Hollstein T.; Blauel J. G.:  
Untersuchungen zum Warmvorbelastungseffekt.  
IWM-Bericht V2/85, Freiburg 1985.
- /5-6/ Cheverton, R.D.; Canonico, D.A.; Iskander, S.K.; Bolt, S.E.; Holz, P.P.;  
Nanstad, R.K.; Stelzman, W.J.:  
Fracture Mechanics Data deduced from Thermal-Shock and related Experiments  
with LWR Pressure Vessel Material.  
J. of Pres. Ves. Technol. Trans ASME Vol. 105 No. 2, May 1983, S. 102-110.
- /5-7/ Loss, F.J.; Gray, R.A. Jr.; Hawthorne, J.R.:  
Significance of Warm Prestress to Crack Initiation during Thermal Shock.  
NRL/NUREG Report 8165.
- /5-8/ Lidbury D.; Birkett P.:  
Effects of warm Pre-stressing on the Transition Toughness Behaviour of an A533  
Grade B Class 1 Pressure Vessel Steel.  
ASTM STP 1074, ASTM, Philadelphia, 1990, S. 264-285.
- /5-9/ Macdonald B. D.; Embley T.; Irizarry-Quinones H.; McAfee W.J.; McCabe D.;  
Smith P.D.; Wuthrich J.W.:  
Analysis of Warm Prestress Data.  
Fatigue and Fracture Mechanics: 27th Volume. ASTM STP 1296, 1997,  
S. 243-163.
- /5-10/ Loss F. J.; Gray R. A. Jr.; Hawthorne J.R.:  
Investigations of warm Prestress for the Case of small  $\Delta T$  during a Reactor Loss-of-  
coolant Accident.  
Trans. of the ASME Vol. 101, Nov. 1979, S. 298-304.
- /5-11/ Chell, G.G.; Haigh, J.R.; Vitek, V.:  
Theory of Warm Prestressing : Experimental Validation and the Implications for  
elastic plastic Failure Criteria.  
Int. J. of Fract. Vol. 17 No. 1, Feb. 1981, S. 61-81.
- /5-12/ Nakamura H.; Kobayashi H.; Kodaira T.; and Nakazawa H.:  
On the Effect of Pre-loading on the Fracture Toughness of A533B-1 Steel.  
Proc. 5th Int. Conf. Fracture, ICF5, Pergamon Press Oxford Vol. 2, 1981,  
S. 817-824.
- /5-13/ Nakamura M.; Tsuya K.:  
The Influence of Preloading on brittle Fracture of notched Steel Specimens.  
Trans. of National Research Institute for Metals Vol. 19 No. 5, 1977, S. 1-8.
- /5-14/ Nichols, R.W.:  
The Use of Overstressing Techniques to reduce the Risk of subsequent brittle  
Fracture - Part 1.  
British Welding Journal, Jan. 1968, S. 21-42.
- /5-15/ Harrison T. C.; Fearnough G. D.:  
The Influence of Warm Prestressing on the brittle Fracture of Structures containing  
sharp Defects.  
J. Basic Engng, Trans. ASME 94, 1972, S. 373-376.

- /5-16/ Fan, X.; Yu, Shouwen:  
Toughening Analysis for Warm Prestressing.  
Int. J. of Pres. Ves. & Piping Vol. 48 No. 1, 1991, S.1-8.
- /5-17/ Cheng J.; Noble F.W.:  
The Warm Prestressing Effect in Steels undergoing intergranular Fracture.  
Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 20 No. 10, 1997, S. 1399-1411.
- /5-18/ Stonesifer, R.B.; Rybicki, E.F.; McCabe, D.E.:  
Warm Prestress Modeling: Comparison of Models and experimental Results.  
NUREG/CR--5208.
- /5-19/ Hollstein, T.; Blauel, J.G.; Kienzler, R.; Nagel, G.:  
Use of Load Path Dependent Material Fracture Toughness Values (WPS) in the  
Safety Analysis of RPV Stade.  
Nuclear Engineering and Design 94 (3), July 1986, S. 233-239.
- /5-20/ Böschen, R.; Stöckl, H.; Varfolomeyev, I.:  
Bericht zum Forschungsvorhaben „Werkstoffmechanisches Verhalten von postu-  
lierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze  
bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge - Schwerpunkt: Einfluß der Rißlänge  
und der Dehngeschwindigkeit.  
BMBF-Förderkennzeichen 1500 981.
- /5-21/ Harris C. P.; Bowen P.; Knott J.F.:  
Warm Prestressing of blunt Notches.  
Conf. Fracture, ECF6, Fracture Control of Engineering Structures, Vol. 1, EMAS  
Ltd, 1986, S. 335-350.
- /5-22/ Stonesifer, R.B.; Rybicki, E.F.:  
Development of Models for Warm Prestressing.  
NUREG/CR--4491.
- /5-23/ Shum, D.K.M.:  
Implications of Warm Prestress on Safety-Margin Assessment of Reactor Pressure  
Vessels.  
Report ORNL. HSST Program. ORNL/NRC/LTR-91/9.
- /5-24/ Pokrovsky V. V.; Troshchenko V. T.; Kopchinsky G. A.; Kaplunenko V. G.;  
Fiodorov V. G.; Dragunov Yu. G.:  
The Influence of plastic Prestraining on brittle Fracture Resistance of metallic Mate-  
rials with Cracks.  
Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 18 No. 6, 1995, S. 731-746.
- /5-25/ Sankey, G. O.:  
Spin-fracture tests of Ni-Mo-V Rotor Steels in the brittle Fracture Range.  
Proc. ASTM 60, 1960, S.721-737.
- /5-26/ Troshchenko, V.T.; Pokrovsky, V.V.; Kaplunenko, V.G.; Karzov, G.P.;  
Timofeyev, V.T.; Dragunov, Yu.G.:  
The Effect of metallurgical Factors on Crack Resistance of Pressure-Vessel Mate-  
rials.  
Nuclear Engineering and Design Vol 135 (2), 1992, S. 225-237.
- /5-27/ Mudry, F.:  
Cleavage Fracture and Transition: Application to the Warmprestress Effect.  
L. H. Larson (ed.), Elastic-Plastic Fracture Mechanics, S. 303-325.



- /5-28/ Bass, B.R.; Keeney-Walker, J.; Bryan, R.H.; Robinson, G.C.:  
Fracture Analysis of a Thick-walled Pressure Vessel under Pressurized-Thermal-Shock Loading (PTSE-2).  
NUREG/CP--0037.
- /5-29/ Smirnov V.I.; Timofeev B.T.:  
Calculated and experimental Estimation of preliminary Loading Effect at elevated Temperatures on Fracture Toughness of Pressure Vessel Materials.  
Trans. of the 13th Int. Conf. on Struct. Mech. in Reactor Technology (SMiRT 13).
- /6-1/ Roos, E.; Alsmann U.; Elsässer K.; Eisele U.; Seidenfuß M.:  
Experiments on Warm Prestress Effect and their numerical Simulation based on Local Approach.  
ESIS ECF12 Sheffield, 1998, S. 939-944.
- /6-2/ Wilshaw, T. R.; Rau, C. A.; Tetelman, A. S.:  
A general Model to predict the elastic-plastic Stress Distribution and Fracture Strength of notched Bars in plane Strain Bending.  
Engng. Fract. Mech. Vol.1, 1968, S. 191-211.
- /6-3/ Harrop L. P.:  
Warm Pre-stressing during severe Thermal Shock Loading of a Pressure Vessel.  
Int. J. Pres. Ves. & Piping 7 (6), 1979, S. 463-482.
- /6-4/ Blumenauer H.; Eichler B.; Krempe M.; Ude J.:  
Bericht zum Forschungsvorhaben „Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Reißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge - Schwerpunkt: Einfluß und Bedeutung der Mikrostruktur und der Mikrogeometrie.  
BMBF-Förderkennzeichen 1500 988.
- /6-5/ Chell, G.G.; Haigh, J.R.:  
The Effect of Warm Prestressing on Proof Tested Pressure Vessels.  
Int. J. of Pres. Ves. & Piping 23 (2), 1986, S. 121-132.
- /6-6/ Reed, P.A.S.; Knott, J.F.:  
An Investigation of the Warm Prestressing (WPS) Effect in A533B Weld Metal.  
Fatigue and Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 15 No. 12, 1992, S. 1251-1270.
- /6-7/ Beremin, F.M.:  
Study of Instability of Growing Cracks Using Damage Functions. Application to Warm Prestress Effect.  
NUREG/CP--0010.
- /6-8/ Curry D.A.:  
A Model for Predicting the Influence of Warm pre-stressing and Strain Ageing on the Cleavage Fracture Toughness of ferritic Steels.  
Int. J. of Fract. 22, 1983, S. 145-159.
- /6-9/ Reed P.A.S; Knott J.F.:  
Investigation of the Role of residual Stresses in the Warm Prestress (WPS) Effect. Part I - Experimental.  
Fatigue and Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 19 No. 4, 1996, S. 485-500.
- /6-10/ Pickels B. W.; Cowan A.:  
A Review of Warm Prestressing Studies.  
Int. J. Pres. Ves. & Piping 14, 1983, S. 95-131.

- /7-1/ Curry, D.A.:  
A Micromechanistic Approach to the Warm Prestressing of Ferritic Steel.  
Int. J. of Fract. Vol. 17 No. 3, 1981, S. 335-343.
- /7-2/ Chell G. G.;  
Some Fracture Mechanics Application of warm pre-stressing to Pressure Vessels.  
4th Int. Conf. on Pres. Ves. Technology, C22/80, London, 1980.
- /7-3/ Rice J. R.:  
Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue.  
ASTM STP 415, 1967, S. 247.
- /7-4/ Ritchie R. O.; Knott J. F.; Rice J. R.:  
On the Relationship between critical tensile Stress and Fracture Toughness in mild Steel.  
J. Mech. Phys. Solids 21, 1973, S. 395-410.
- /7-5/ Knott J. F.:  
Fundamentals of Fracture Mechanics.  
Butterworths London, 1973.
- /7-6/ Okamura H.; Yagawa G.; Hidaka T.; Urabe Y.; Satoh M.; Tomimatsu M.; Iida M.:  
Verification of Warm Prestressing Effect under a Pressurized Thermal Shock (PTS) Event.  
J. of Pres. Ves. Technology Vol. 116, 1994, S. 267-273.
- /7-7/ Baudendistel E.; Blaue J. G.; Hollstein T.; Kienzler R.:  
Theoretische und numerische Untersuchungen zum Warmvorbelastungseffekt.  
IWM-Bericht V16/85, Freiburg 1985.
- /7-8/ Fowler H.; Smith D. J.:  
Finite Element Analysis of Warm Pre-stressing of Pressure Vessel Steel.  
Trans. of the 14th Int. Conf. on Struct. Mech. in Reactor Technology (SMiRT 14).
- /7-9/ de Jong B.:  
Strain Hardening Effects on the Warm Prestressing of Ferritic Steels.  
Conf. Fracture, ECF6, Fracture Control of Engineering Structures, Vol. 1, EMAS Ltd, 1986, S. 351-365.
- /7-10/ Mishima Y.; Ishino S.; Ishikawa M.; Okamura H.; Yagawa G.; Hidaka T.; Yamamoto T.; Sanoh J.; Koyama K.; Iida M.; Urabe Y.; Sato M.; Tomimatsu M.:  
PTS Integrity Study in Japan.  
Int. J. Pres. Ves. & Piping 58, 1994, S. 91-101.
- /7-11/ Bilby B. A.; Cottrell A. H.; Swinden K. H.:  
The Spread of plastic Yield from a Notch.  
Proc. Roy. Soc. London A272, 1963, S. 304-314.
- /7-12/ Ainsworth R. A.; Budden, P. J.:  
Recent Developments in the R6 Failure Assessment Diagram Approach to Fracture Analysis.  
The Institute of Materials 2nd Griffith Conference. Micromechanisms of Fracture and their Structural Significance, 1995, S. 178-179.
- /8-1/ Schuler, X.:  
Bruchmechanische Bewertung postulierter Risse in der zylindrischen Wand von RDB.  
MPA/VGB-FVH 3.1.2.6, VGB-Nr. 8/96, Abschlußbericht 12/98.

- /8-2/ Hertlein, \_:  
Nachweis des monotonen Abfalls des bruchmechanischen Lastpfadverlaufs nach Überschreiten des Lastpfadmaximums für lastführende Leckgrößen.  
Arbeitsbericht KWU NDS1 /98/ 2151.
- /8-3/ Podkolzin V. Y.; Yasniy P. V.:  
Stability of the Warm Prestressing Effect under subsequent Loading.  
Conf. Fracture, ECF11, Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure,  
S. 559-564.
- /8-4/ Succop L. N.; Pense A. W.; Stout R. D.:  
The Effects of warm Overstressing on Pressure Vessel Steel Properties.  
Welding Journal Research Supplement Vol. 51, 1970, S. 354-364.
- /8-5/ ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI (1998),  
Article A-5400: Emergency and faulted Conditions.
- /8-6/ British Standards Institution:  
Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures.  
BS 7910, 1997.
- /8-7/ Schulz H.; Sievers J.; Liu X.; Schimpfke T.; Stumpfrock L.:  
Umsetzung der Ergebnisse der Reaktorsicherheitsforschung bei der Integritätsbewertung von Reaktordruckbehältern.  
22.MPA-Seminar, Stuttgart, 1996, S.5.1-5.38.
- /8-8/ Furchi E.L.; Meyer T.A.:  
The Effects of Pressure Fluctuations on Warm Prestressing.  
ASME 83-PVP-93.

## 10. Anhang Versuchsergebnisse

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
WPS97	C(T)25	129.1	LCF/30 °C/-150 °C	132.6	146.4
WPS98	C(T)25	129.7	''	134.3	149.5
WPS99	C(T)25	128.9	''	133.5	148.1
WPS100	C(T)25	120.0	''	129.9	142.1
WPS101	C(T)25	124.6	''	129.9	142.9
WPS103	C(T)25	126.7	''	130.8	140.3
WPS104	C(T)25	125.1	''	127.9	141.6
WPS105	C(T)25	128.5	''	132.1	147.7
WPS110	C(T)25	126.9	''	133.0	143.1
WPS124	C(T)25	129.7	''	131.6	146.2
WPS111	C(T)25	127.8	LUCF/30 °C /-150 °C	132.8	122.3
WPS112	C(T)25	127.2	''	130.6	120.2
WPS113	C(T)25	125.2	''	130.6	129.4
WPS114	C(T)25	125.7	''	132.3	103.6
WPS117	C(T)25	126.0	''	131.5	115.9
WPS132	C(T)25	125.5	''	131.5	125.8
WPS154	C(T)25	130.7	''	133.2	117.0
WPS160	C(T)25	131.3	''	131.8	122.1
WPS163	C(T)25	125.5	''	131.7	122.2
WPS109	C(T)25	128.8	''	131.9	122.7
WPS123	C(T)25	128.2	REAL30/30 °C /-150 °C	131.7	143.4
WPS125	C(T)25	129.2	''	132.0	145.2
WPS126	C(T)25	129.1	''	132.4	141.5
WPS127	C(T)25	128.9	''	132.7	146.5
WPS128	C(T)25	128.2	''	132.7	144.8
WPS493	C(T)25	130.6	''	132.9	145.6

Tabelle 10-1 (Teil1): WPS-Demonstrationsversuche am Werkstoff WPS1

WPS142	C(T)25	128.2	REALV1/30 °C /-150 °C	132.0	126.1
WPS146	C(T)25	127.6	''	132.3	131.0
WPS147	C(T)25	127.8	''	131.8	127.3
WPS150	C(T)25	127.3	''	132.0	130.3
WPS167	C(T)50	129.4	LCF/30 °C/-150 °C	153.5	168.1
WPS168	C(T)50	129.4	''	154.1	167.2
WPS170	C(T)50	129.4	''	153.9	166.2
WPS171	C(T)50	129.5	LUCF/30 °C /-150 °C	153.9	129.1
WPS172	C(T)50	127.0	''	153.5	109.7
WPS173	C(T)50	129.7	''	153.8	118.2
WPS180	C(T)50	129.5	REAL30/30 °C /-150 °C	154.7	161.2
WPS182	C(T)50	128.5	''	153.8	134.9
WPS183	C(T)50	131.3	''	155.0	161.7
WPS185	C(T)50	132.1	''	154.3	160.0
WPS82	C(T)100	126.5	LCF/30 °C/-150 °C	171.6	181.2
WPS2	C(T)100	126.5	LUCF/30 °C/-150 °C	166.9	89.0
WPS1	C(T)100	126.5	REAL30/30 °C /-150 °C	167.0	122.7
WPS3	C(T)100	126.3	''	166.5	148.1

Tabelle 10-1 (Teil 2): WPS-Demonstrationsversuche am Werkstoff WPS1

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
WPS384	C(T)25	34.6	LCF/100 °C/-150 °C	79.7	90.6
WPS387	C(T)25	34.9	''	79.4	94.2
WPS402	C(T)25	34.4	''	79.5	90.1
WPS385	C(T)25	34.9	LUCF/100 °C/-150 °C	80.0	93.2
WPS400	C(T)25	34.8	''	80.1	81.7
WPS403	C(T)25	34.1	''	79.3	83.0
WPS404	C(T)25	35.1	''	80.1	82.4
WPS405	C(T)25	34.6	''	79.5	87.7
WPS386	C(T)25	35.1	REAL30/100 °C/-150 °C	80.2	93.7
WPS401	C(T)25	34.7	''	80.3	89.5
WPS388	C(T)50	34.9	LCF/100 °C/-150 °C	85.6	95.6
WPS392	C(T)50	34.7	''	85.3	102.1
WPS389	C(T)50	35.1	LUCF/100 °C/-150 °C	85.7	78.4
WPS391	C(T)50	34.8	REAL30/100 °C/-150 °C	85.7	97.4
WPS390	C(T)50	34.8	''	85.3	104.4
WPS406	C(T)100	36.5	LCF/100 °C/-150 °C	89.8	101.3
WPS407	C(T)100	36.4	LUCF/100 °C/-150 °C	89.6	51.6

Tabelle 10-2: WPS-Demonstrationsversuche am Werkstoff WPS2

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
E7C10	C(T)25	28.3	LCF/280 °C/22 °C	79.2	90.0
E7C12	C(T)25	28.3	''	78.5	87.2
E5C12	C(T)25	27.7	''	78.5	89.2
E7C3	C(T)25	27.5	LUCF/280 °C/22 °C	77.9	82.5
E7C4	C(T)25	27.2	''	77.7	83.6
BAC5	C(T)25	27.2	''	78.4	84.7
E5C8	C(T)25	28.3	''	78.8	84.9
E5C10	C(T)25	28.8	''	79.2	84.9
E5C4	C(T)25	26.5	REAL30/280 °C/22 °C	78.0	87.3
E5C3	C(T)25	26.5	''	78.1	89.6
E7C1	C(T)50	26.7	LCF/280 °C/22 °C	80.9	91.0
BAC2	C(T)50	28.3	LUCF/280 °C/22 °C	79.7	78.1
BAC3	C(T)50	29.2	REAL30/280 °C/22 °C	80.0	88.6
WPS3E8	C(T)100	28.3	LCF/280 °C/22 °C	81.2	90.3
WPS3E4	C(T)100	47.5	''	103.1	113.6
WPS3E6	C(T)100	28.1	LUCF/280 °C/22 °C	80.7	81.7
WPS3E2	C(T)100	28.0	REAL30/280 °C/22 °C	80.7	84.4

Tabelle 10-3: WPS-Demonstrationsversuche am Werkstoff WPS3

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
WPS133	C(T)25	100.2	LUCF/30 °C/-150 °C	123.7	114.1
WPS134	C(T)25	100.0	''	125.3	118.0
WPS135	C(T)25	98.4	''	124.7	109.9
WPS152	C(T)25	127.3	LCF/30 °C/-190 °C	131.5	146.5
WPS131	C(T)25	126.6	LUCF/30 °C/-190 °C	132.3	78.5
WPS162	C(T)25	129.8	LCUF/30 °C/-190 °C	134.2	106.9
WPS165	C(T)25	128.7	''	131.9	119.7
WPS176	C(T)50	130.3	''	154.2	120.6

Tabelle 10-4 : Ergänzende Demonstrationsversuche (WPS1)

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
WPS118	C(T)25	18.8	LCF/-45 °C/-125 °C	63.5	68.1
WPS120	C(T)25	18.9	''	64.0	69.0
WPS121	C(T)25	19.5	''	64.5	70.7
WPS122	C(T)25	19.4	LUCF/-45 °C/-125 °C	64.6	68.4
WPS129	C(T)25	19.0	''	63.9	61.6
WPS130	C(T)25	19.4	''	64.3	66.0

Tabelle 10-5: Betreibertransiente I (WPS1)

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
WPS174	C(T)50	44.2	LUCF/-16 °C/-125 °C	97.9	93.6
WPS186	C(T)50	46.1	''	99.5	89.7
WPS175	C(T)50	46.7	LUCF/-16 °C/-150 °C	100.0	87.9
WPS184	C(T)50	46.9	''	99.5	81.6
WPS188	C(T)50	46.2	LUCF/-16 °C/-190 °C	99.4	64.5
WPS189	C(T)50	46.3	''	98.9	57.5

Tabelle 10-6: Betreibertransiente II (WPS1)



Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{FRAC}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. FRAC}}$ MPa $\sqrt{m}$
WPS144	C(T)25	307.1	LCF/30 °C/-150 °C	143.2	150.1
WPS148	C(T)25	305.2	''	144.1	159.4
WPS108	C(T)25	306.6	''	142.8	156.4
WPS116	C(T)25	301.6	''	143.0	155.3
WPS102	C(T)25	319.2	''	150.6	155.2
WPS145	C(T)25	303.4	LUCF/30 °C/-150 °C	144.4	156.5
WPS149	C(T)25	302.9	''	144.8	84.4
WPS115	C(T)25	301.8	''	138.9	90.2
WPS119	C(T)25	299.3	''	143.5	126.1
WPS107	C(T)25	300.6	''	141.7	106.1

Tabelle 10-7: WPS nach duktilem Rißwachstum (WPS1)

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
	C(T)235	126.2	LUCF/30 °C/-150 °C	170.6	79.9

Tabelle 10-8: C(T)235 Großprobe (WPS1)

Versuch	Probe	$J_{WPS}$ N/mm	Lastpfad/ $T_{WPS}/T_{Frac}$	$K_{I \text{ elast. WPS}}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{I \text{ elast. Frac}}$ MPa $\sqrt{m}$
WPS585	C(T)25	0.0	CF/-/-150 °C	0.0	72.8
WPS586	C(T)25	0.0	''	0.0	74.2
WPS591	C(T)25	0.0	''	0.0	75.2
WPS153	C(T)25	0.0	''	0.0	84.1
WPS155	C(T)25	0.0	''	0.0	74.0
WPS156	C(T)25	0.0	''	0.0	85.3
WPS157	C(T)25	0.0	''	0.0	85.6
WPS158	C(T)25	0.0	''	0.0	81.5
WPS159	C(T)25	0.0	''	0.0	81.2

Tabelle 10-9: Versuche mit erodiergekerbten Proben (WPS1)



## Lebenslauf

Name: Ulrich Alsmann

Geboren am: 18.09.1961

Geburtsort: Lauda / Main-Tauber-Kreis

Eltern: Friedrich Alsmann und  
Doris Alsmann, geb. Stolz

Schulbildung: 1968-1972 Grundschule in Ulm  
1972-1977 Schubart-Gymnasium Ulm  
1977-1981 Schickhardt-Gymnasium Stuttgart

Grundwehrdienst: 1981-1982 Luftwaffe

Studium: 1982-1994 Universität Stuttgart  
Studiengang Maschinenwesen

Berufstätigkeit: 1994-1999 wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung  
Komponentensicherheit der Staatlichen Materialprüfungs-  
anstalt (MPA) Universität Stuttgart.  
Arbeitsgebiet: Bearbeitung von Industrie- und Forschungs-  
vorhaben auf dem Gebiet der Reaktorsicherheit.

seit 1999 Mitarbeiter der T-Systems, debis Systemhaus GEI  
GmbH, Projektbereich Operative Elektroniksysteme.  
Arbeitsgebiet: Projektleitung im Bereich der Hardware-in-  
the-Loop Simulation.