



Technical Note GKSS/WMG/99/10
interner Bericht

Hinweise zur Anwendung des GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN-Modells

G. Bernauer, W. Brocks, U. Mühlich, D. Steglich, M. Werwer

Dezember 1999

Institut für Werkstoffforschung
GKSS-Forschungszentrum Geesthacht

Inhalt

1	Einleitung	2
2	Untersuchungsgegenstand	3
2.1	GTN-Modell	3
2.1.1	Duktile Schädigung	3
2.1.2	Schädigungsmechanischer Ansatz	4
2.1.3	Aufbau des GTN-Modells	4
2.2	Probengeometrien	11
2.2.1	Rundzugprobe	11
2.2.2	Gekerbte Rundzugprobe	12
2.2.3	C(T)-Probe	13
2.2.4	SE(B)-Probe	15
2.2.5	M(T)-Probe	16
2.3	Werkstoffe	17
2.3.1	22 Ni Mo Cr 3 7	17
2.3.2	StE 460	18
2.3.3	Gusseisen	19
2.3.4	Al-Al ₃ Ti	20
3	Anwendung des GTN-Modells	21
3.1	Rechenstrategien	21
3.2	FE-Netz	25
3.2.1	Elementansätze	25
3.2.2	Einfluss der Elementgröße	26
3.2.3	Elementierung an der Risspitze	28
3.2.4	Modellierung symmetrischer Strukturen	29
3.2.5	Beispielnetze für Probengeometrien	31
3.3	Bestimmung der Materialparameter	34
3.3.1	Verfestigungsparameter	35
3.3.2	Parameter der Schädigungsentwicklung (GTN-Parameter)	37
3.4	Interpretation der Ergebnisse	39
4	Schlussfolgerungen	42
5	Literatur	44
Anhang		49
zu 2.3:	Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven der verwendeten Werkstoffe	49
zu 3.1:	Muster-Inputfile für ABAQUS 5.8 am Beispiel einer C(T)-Probe	55
zu 3.1:	Untersuchung zum Konvergenzverhalten des in Form einer UMAT implementierten GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN-Modells	60
zu 3.3:	Materialparameter des GTN-Modells	68

1 Einleitung

Das sogenannte GTN-Modell zur Beschreibung duktiler Schädigungsvorgänge in Metallen, basierend auf der Fließfunktion von GURSON [1] für poröse plastische Stoffe mit den Modifikationen von TVERGAARD und NEEDLEMAN [2-6] hat in den vergangenen zehn Jahren zunehmende Anwendung gefunden. Dennoch ist es weit davon entfernt, ein Standard-Werkstoffmodell zu sein, und sein Einsatz erfordert nach wie vor erhebliches "Expertenwissen".

Dass der Umgang mit diesem Modell nach wie vor so schwierig ist, hat im Wesentlichen zwei Gründe:

1. Rechenstrategien und Elementierungen beeinflussen wie kaum bei einem anderen Modell das Ergebnis von FE-Rechnungen. Sie entscheiden nicht nur darüber, ob überhaupt eine Gleichgewichtslösung erreicht wird oder das Verfahren divergiert, sondern es können z.B. in Abhängigkeit der Elementgröße unterschiedliche Lösungen erzielt werden - eine für FE-Spezialisten fast gespenstische Eigenschaft, die den Sinn und Nutzen des ganzen Modells infrage stellt. Die physikalische und mathematische Ursache hierfür liegt einfach darin, dass mit dem Modell entfestigendes Werkstoffverhalten beschrieben wird, und damit zwangsläufig Lokalisierungseffekte auftreten.
1. Die große Zahl der Modellparameter wirft die Frage auf, wie und anhand welcher Versuche diese bestimmt werden können. Es stellt sich sogar das grundsätzliche Problem, ob es überhaupt einen eindeutigen Parametersatz gibt und, wenn ja, wie man überprüfen kann, ob man diesen auch gefunden hat, was für die Übertragung der Materialkennwerte von Proben auf Bauteile von zentraler Bedeutung ist.

Die (vereinfacht gestellte) Frage lautet also: Wie erzielt man ein "richtiges" Ergebnis mit dem GTN-Modell. Qualitätssicherung ist nicht nur für experimentelle Untersuchungen sondern auch für rechnerische Analysen von entscheidender Bedeutung, zumal numerische Simulationen zunehmend an Bedeutung gewinnen.

Im vorliegenden Bericht wird eine Vielzahl individueller Erfahrungen zusammengefasst und vorgestellt. Er beruht nicht auf systematischen Untersuchungen des gesamten Problemkreises, da der dafür erforderliche Aufwand kaum leistbar ist, sondern auf einzelnen Parameterstudien, die für unterschiedliche Probengeometrien und Werkstoffe durchgeführt wurden. Diese Erfahrungen und Ergebnisse lassen keine endgültigen Schlussfolgerungen zu, sondern nur die Formulierung vorläufiger Erkenntnisse. Sie zusammenzufassen und aufzuschreiben erschien dennoch wichtig, damit sie zum Ausgangspunkt für weitere Untersuchungen werden können. Erfahrungen haben gezeigt, dass von verschiedenen Anwendern immer wieder die gleichen Wege, Umwege und bisweilen auch Irrwege gegangen wurden. Der Bericht dient deshalb dem Wissenstransfer, als Hilfestellung für Einsteiger, sowie der Kommunikation von Ergebnissen zwischen (scheinbar) erfahrenen Anwendern. In diesem Sinne sind auch weitere Kommentare und Kritik erwünscht.

2 Untersuchungsgegenstand

2.1 GTN-Modell

2.1.1 Duktile Schädigung

Reale Materialien sind grundsätzlich diskontinuierlich. Die Art der zu beobachtenden Diskontinuität hängt ganz davon ab, welches Mikroskop mit welcher Auflösung benutzt wird. Hohlräume stellen in dieser Beziehung eine besondere Art der Diskontinuität dar, da sie die Belastbarkeit des Materials herabsetzen: Ein Material mit Hohlräumen hat eine geringere Festigkeit als das entsprechende Material ohne Hohlräume. Ob diese a priori als vorhanden angesehen werden oder ob sie im Verlauf der Belastung entstehen, hängt von dem betrachteten Material ab. Für die als Schädigung bezeichnete Herabsetzung der Festigkeit sind die folgenden Mechanismen verantwortlich:

- Entstehung von Hohlräumen (durch sogenannte Hohlraumkeime),
- Wachstum von Hohlräumen,
- Hohlraumvereinigung.

Zusammenfassend wird für die genannten Schädigungsarten und -mechanismen der Begriff "duktiler Schädigung" verwendet.

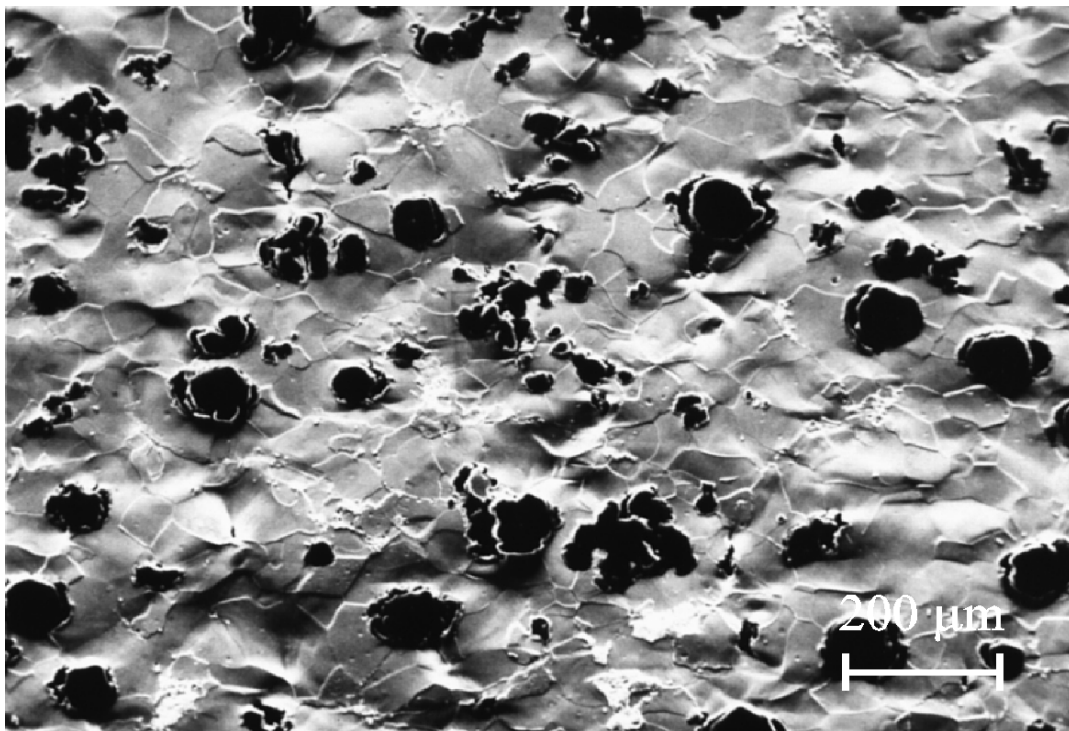


Bild 2.1.1: In-situ-Zugversuch an einer Flachzugprobe aus GGG

In Bild 2.1.1 ist ein mit dem Lichtmikroskop fotografierter Ausschnitt von 1.2 mm x 0.8 mm eines Gusseisenwerkstoffs mit globularen Graphiteinschlüssen, kurz GGG, im In-situ-

Zugversuch dargestellt. Es zeigt die typische Struktur eines solchen Materials. Es besteht aus einer ferritischen Matrix, welche sich ausgesprochen duktil verhält, und Graphiteinschlüssen, die als Hohlräume idealisiert werden können.

2.1.2 Schädigungsmechanischer Ansatz

Schädigungsmechanische Modelle wie das GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN-Modell ("GTN-Modell") sind Modelle der Kontinuumsmechanik. Die Kontinuumsmechanik basiert auf dem Konzept, das reale diskontinuierliche Material durch ein vollständig kontinuierliches Modellmaterial, auch effektives Material genannt, zu ersetzen. Einem solchen Modellmaterial müssen jedoch geeignete Eigenschaften in Form von konstitutiven Gleichungen zugewiesen werden. Das können hinsichtlich der im vorangegangenen Abschnitt betrachteten Materialien weder die Eigenschaften des Matrixmaterials und schon gar nicht die Eigenschaften der Hohlräume bzw. Einschlüsse sein. Das GTN-Modell stellt Eigenschaften in Form von konstitutiven Gleichungen für ein Modellmaterial zur Verfügung, wenn das reale Material als elastisch-plastisches Material (Matrixmaterial) mit Hohlräumen und hohlrauminduzierenden Einschlüssen aufgefasst werden kann. Diese konstitutiven Gleichungen sind ein Bestandteil einer kontinuumsmechanischen Theorie einfacher Materialien, welche im Allgemeinen folgende Struktur besitzt:

- Gleichgewichtsbedingungen,
- kinematische Beziehungen,
- konstitutive Gleichungen,
- Rand- und Anfangsbedingungen.

2.1.3 Aufbau des GTN-Modells

Das GTN-Modell kann als Erweiterung der klassischen Plastizitätstheorie aufgefasst werden. Wie in der klassischen Plastizitätstheorie wird zunächst einmal zwischen linear elastischem und elastisch-plastischem Materialverhalten unterschieden. Die Unterscheidung erfolgt mit Hilfe einer sogenannten Fließbedingung Φ

$$\Phi(\Sigma_{ij}, H^\alpha) \begin{cases} < 0 \vee \dot{\Phi} < 0 & \text{linear elastisch} \\ = 0 & \text{linear elastisch - plastisch} \end{cases} \quad (1)$$

wobei Φ von den mesoskopischen Spannungen Σ_{ij} und inneren Variablen H^α , deren Bedeutung an späterer Stelle diskutiert wird, abhängt. Im Falle des linear-elastischen Materialverhaltens sind die konstitutiven Gleichungen durch das HOOKESche Gesetz

$$\Sigma_{ij} = C_{ijkl}^{el} E_{kl} \quad \text{mit} \quad C_{ijkl}^{el} = 2G\delta_{ik}\delta_{jl} + \left(K - \frac{2}{3}G\right)\delta_{ij}\delta_{kl} \quad (2)$$

gegeben. Anderenfalls werden die durch das GTN-Modell bereitgestellten konstitutiven Gleichungen verwendet. Im Folgenden werden die konstitutiven Gleichungen für den Fall

diskutiert, dass sich die Struktur des realen Materials als sphärische Hohlräume in einem isotropen elastisch-plastischen Matrixmaterial auffassen lässt. Dabei wird zunächst der Fall des dehnraten- und temperaturunabhängigen Verhalten des Matrixmaterials betrachtet und im späteren auf die anderenfalls notwendigen Modifikationen eingegangen.

2.1.3.1 Fließbedingung

Kernstück des GTN-Modells ist die Fließbedingung

$$\Phi = \left(\frac{\Sigma_V}{R^{(l)}} \right)^2 + 2q_1 f^* \cosh \left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\Sigma_H}{R^{(l)}} \right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0 \quad (3)$$

mit

$$\Sigma_V = \sqrt{\frac{3}{2} \Sigma'_{ij} \Sigma'_{ij}} \quad \text{und} \quad \Sigma_H = \frac{1}{3} \Sigma_{kk}.$$

In der Fließbedingung (3) bezeichnet $R^{(l)}$ eine mittlere einachsige Vergleichsspannung des Matrixmaterials. Der in Beziehung (3) enthaltene modifizierte spezifische Hohlraumanteil f^* wird im nächsten Abschnitt näher erläutert. Die phänomenologischen Fitparameter q_1 , q_2 und q_3 wurden von TVERGAARD [6] in das ursprünglich von GURSON [1] hergeleitete Modell eingeführt, um die Vorhersagen des Modells mit Ergebnissen von Zellmodellberechnungen besser in Übereinstimmung zu bringen.

2.1.3.2 Modifiziertes spezifisches Hohlraumvolumen f^*

Der in der ursprünglichen Version des Modells [1] enthaltene spezifische Hohlraumanteil f wurde von TVERGAARD und NEEDLEMAN [4] durch eine stückweise stetige Funktion von f , f^* , ersetzt

$$f^* = \begin{cases} f & f \leq f_c \\ f_c + \kappa(f - f_c) & f > f_c \end{cases} \quad \text{mit} \quad \kappa = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c}. \quad (4)$$

Mit Hilfe dieses modifizierten spezifischen Hohlraumvolumens (Schädigung) soll der oberhalb eines bestimmten Hohlraumvolumens beschleunigte Tragfähigkeitsverlust abgebildet werden. Das sogenannte kritische Hohlraumvolumen f_c wird als spezifisches Hohlraumvolumen interpretiert, bei dem der Mechanismus der Hohlraumvereinigung einsetzt. Unter dem finalen Hohlraumvolumen f_f wird das spezifische Hohlraumvolumen bei makroskopischem Bruch verstanden und der zugehörige Wert der Schädigung $f^*(f=f_f)$ mit f_u^* bezeichnet.

2.1.3.3 Fließregel

Zur Berechnung der mesoskopischen plastischen Verzerrungsraten wird die Gültigkeit einer assoziierten Fließregel

$$\dot{E}_{ij}^{pl} = \dot{\Lambda} \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_{ij}} \quad (5)$$

unterstellt. Der plastische Multiplikator Λ ergibt sich formal aus der Konsistenzbedingung $\dot{\Phi} = 0$, kann jedoch entsprechend einem Vorschlag von ARAVAS [7] durch geeignete Verzerrungsgrößen ersetzt werden. Daraus resultiert die Darstellung

$$\dot{E}_{ij}^{pl} = \frac{1}{3} \dot{E}_p \delta_{ij} + \dot{E}_Q N_{ij} \quad (6)$$

$$\dot{E}_p \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_H} + \dot{E}_Q \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_V} = 0 \quad (7)$$

mit

$$N_{ij} = \frac{3}{2\Sigma_V} \Sigma'_{ij} \quad (8)$$

2.1.3.4 Entwicklungsgleichungen für $\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$ und f

Äquivalente plastische Vergleichsdehnung

Die Rate der äquivalenten plastischen Vergleichsdehnung ist gegeben durch

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pl} = \frac{\Sigma_{ij} \dot{E}_{ij}^{pl}}{(1-f)R^{(1)}} \quad (9)$$

Spezifisches Hohlraumvolumen

Die Änderung des spezifischen Hohlraumanteils resultiert zum einen aus dem Wachstum vorhandener Hohlräume und zum anderen aus der Entstehung neuer Hohlräume:

$$\dot{f} = \dot{f}_{Wachstum} + \dot{f}_{Entstehung} \quad \text{mit} \quad f(t_0) = f_0 \quad (10)$$

Aus der Inkompressibilität des Matrixmaterials folgt

$$\dot{f}_{Wachstum} = (1-f) \dot{E}_{kk}^{pl} \quad (11)$$

Hohlraumentstehung infolge plastischer Dehnungen wird durch den Ansatz

$$\dot{f}_{Entstehung} = A \dot{\bar{\epsilon}}^{pl} \quad (12)$$

berücksichtigt. Für den in Gl. (12) enthaltenen Parameter A wird bei CHU und NEEDLEMAN [8] die folgende Form vorgeschlagen:

$$A = \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}^{pl} - \epsilon_n}{s_n} \right)^2 \right] \quad (13)$$

Die in Gl. (13) enthaltenen Parameter f_n , ϵ_n und s_n werden folgendermaßen interpretiert:

f_n : spezifisches Volumen der hohlrauminduzierenden Einschlüsse,

ε_n, s_n : Parameter zur Darstellung des funktionellen Zusammenhangs $f = f(\bar{\varepsilon}^{pl})$. Für die Darstellung des Zusammenhangs $f = f(\bar{\varepsilon}^{pl})$ wird die Funktion verwendet, welche in der Statistik als GAUBSCHE Normalverteilung bekannt ist. Für die Anwendung dieses Modells heißt das, dass die meisten Hohlräume bei einer Dehnung von ε_n entstehen sollen, wobei die Abhängigkeit der Hohlraumentstehungsrate $\dot{f}_{Entstehung}$ von ε_n durch eine GAUBSCHE Normalverteilung mit der Standardabweichung s_n gegeben ist.

2.1.3.5 Dehnraten- und temperaturabhängiges Verhalten des Matrixmaterials

Obwohl im weiteren Verlauf dieses Berichtes nicht weiter darauf eingegangen wird, soll in diesem und den folgenden zwei Abschnitten auf die Möglichkeit der Simulation des Verhaltens dynamisch beanspruchter Bauteile hingewiesen werden. Diese erfordert die Berücksichtigung von Dehnraten- und Temperatureffekten. Gegenstand der Betrachtungen sind dynamische Beanspruchungen, wie sie beispielsweise beim Kerbschlagbiegeversuch (CHARPY-V-Test) auftreten. Die Einbeziehung der Dehnraten- und Temperaturabhängigkeit in das Modell basiert auf folgenden Argumenten:

- Das plastische Verhalten des Matrixmaterials ist eine Funktion der akkumulierten plastischen Vergleichsdehnung, deren Rate und der Temperatur.
- Die Wärmeproduktion an einem Materialpunkt ist proportional zur Rate der plastischen Arbeit.
- Trägheitseffekte können vernachlässigt werden.
- Eine Wärmeleitung kann aufgrund der geringen Zeitdauer des betrachteten Vorganges vernachlässigt werden.

Da die Wärmeproduktion zu einer Temperaturerhöhung führt, die wiederum eine Entfestigung des Materials nach sich zieht, und da die Vernachlässigung der Wärmeleitung gleichbedeutend mit adiabaten Bedingungen in Bezug auf einen Materialpunkt ist, hat sich die Bezeichnung "adiabate Entfestigung" durchgesetzt.

Zur Berücksichtigung der Dehn- und Temperaturabhängigkeit des Matrixmaterials wird dessen einachsige Vergleichskurve in der Form

$$R^{(3)}(\bar{\varepsilon}^{pl}, \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}, T) = R^{(1)}(\bar{\varepsilon}^{pl}) \left[1 - \beta * (T - T_0) \right] \left[\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} + 1 \right] \quad (14)$$

dargestellt.

Entsprechend einem Vorschlag von PAN et al. [9] wird in der Fließbedingung des GTN-Modells die dehn- und temperaturunabhängige einachsige Vergleichskurve durch die Beziehung (14) ersetzt:

$$\Phi = \left(\frac{\Sigma_V}{R^{(3)}} \right)^2 + 2q_1 f^{*} \cosh \left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\Sigma_H}{R^{(3)}} \right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0 . \quad (15)$$

Die Temperaturerhöhung, die infolge der Annahme adiabater Bedingungen keinen zusätzlichen Freiheitsgrad im Modell darstellt, ergibt sich aus

$$\dot{T} = (1 - f) \frac{\eta}{\rho c_p} R^{(3)} \dot{\bar{\epsilon}}^{pl} . \quad (16)$$

2.1.3.6 Vorhandene Implementierungen des GTN-Modells

Die Implementierung des Materialmodells erfolgte in Verbindung mit dem Programm ABAQUS. ABAQUS stellt die Möglichkeit der Definition benutzerspezifischer Materialgesetze als sogenannte UMAT (User-supplied-Material-Subroutine) zur Verfügung. Für das GTN-Modell ist sowohl eine dehnratenunabhängige, temperaturunabhängige Version "gtn.f" als auch eine Version "gtnras.f" vorhanden. Bei der Letzteren werden Dehnraten- und Temperatureffekte in der oben beschriebenen Form berücksichtigt. Beide Implementierungen basieren auf dem von ARAVAS [7] vorgeschlagenen Algorithmus für die implizite Integration von Stoffgleichungen, welche von der hydrostatischen Spannung abhängen. Zu der im Falle impliziter Integration erforderlichen Berechnung der konsistenten Tangentenmatrix wurde der von ZHANG [10] vorgeschlagene Algorithmus verwendet, der eine direkte Berechnung dieser Tangentenmatrix ermöglicht. Die Implementierungen sind in Form von internen GKSS-Berichten [11, 12] dokumentiert.

2.1.3.7 Zusammenfassung

Im Folgenden sind die konstitutiven Gleichungen des GTN-Modells für den Fall eines isotropen, dehnraten- und temperaturunabhängigen Verhaltens des Matrixmaterials zusammengefasst:

$$\Phi = \left(\frac{\Sigma_V}{R^{(1)}} \right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\Sigma_H}{R^{(1)}} \right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0$$

$$f^* = \begin{cases} f & f \leq f_c \\ f_c + \kappa(f - f_c) & f > f_c \end{cases} \quad \text{mit} \quad \kappa = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c}$$

$$\dot{E}_{ij}^{pl} = \frac{1}{3} \dot{E}_p \delta_{ij} + \dot{E}_Q N_{ij}$$

$$\dot{E}_p \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_H} + \dot{E}_Q \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_V} = 0$$

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pl} = \frac{\Sigma_{ij} \dot{E}_{ij}^{pl}}{(1-f)R^{(1)}}$$

$$\dot{f} = (1-f) \dot{E}_{kk}^{pl} + \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}^{pl} - \epsilon_n}{s_n} \right)^2 \right] \dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$$

Im Folgenden sind die konstitutiven Gleichungen für isotropes, dehnraten- und temperaturabhängiges Verhalten zusammengefasst:

$$\Phi = \left(\frac{\Sigma_V}{R^{(3)}} \right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\Sigma_H}{R^{(3)}} \right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0$$

$$f^* = \begin{cases} f & f \leq f_c \\ f_c + \kappa(f - f_c) & f > f_c \end{cases} \quad \text{mit} \quad \kappa = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c}$$

$$\dot{E}_{ij}^{pl} = \frac{1}{3} \dot{E}_p \delta_{ij} + \dot{E}_Q N_{ij}$$

$$\dot{E}_p \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_H} + \dot{E}_Q \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_V} = 0$$

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pl} = \frac{\Sigma_{ij} \dot{E}_{ij}^{pl}}{(1-f)R^{(3)}}$$

$$\dot{f} = (1-f) \dot{E}_{kk}^{pl} + \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}^{pl} - \epsilon_n}{s_n} \right)^2 \right] \dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$$

Zusätzlich ohne Erweiterung der Freiheitsgrade des Modells:

$$\dot{T} = (1-f) \frac{\eta}{\rho c_p} R^{(3)} \dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$$

Nr.	Bezeichnung	Bedeutung
1	f_0	spezifisches Anfangshohlraumvolumen
2 - 4	q_1, q_2, q_3	Parameter der Fließfläche
5	f_c	spezifisches Hohlraumvolumen bei einsetzender Hohlraumvereinerung
6	f_f	spezifisches Hohlraumvolumen bei 'Mikrorissbildung'
7 ^a	f_u^*	f^* ($f = f_f$)
8	f_n	spezifisches Volumen der Hohlraumkeime
9	ε_n	mittlere effektive plastische Dehnung bei Hohlraumbildung
10	s_n	'Standardabweichung der Hohlraumentstehungsrate' um ε_n
11	$R^{(1)}$	einachsige Vergleichskurve des Matrixmaterials
12	D, p	Parameter zur Beschreibung der Dehnratenabhängigkeit des Matrixmaterials
13,14	η	Anteil der durch plastische Dissipation produzierten Wärme
15	c_p	spezifische Wärme des Matrixmaterials
16	β^*	Koeffizient für die Entfestigung des Matrixmaterials bei Temperaturerhöhung
17	ρ	Dichte des Matrixmaterials
18	T_0	Referenztemperatur

Tab. 2.1.1.1: Nr. 1-11: Parameter des GTN-Modells für den Fall eines isotropen, dehnraten- und temperaturunabhängigen Matrixmaterials. Nr. 12-18: zusätzliche Parameter für den Fall eines isotropen, dehnraten- und temperaturabhängigen Matrixmaterials

^a Der Parameter f_u^* wird häufig nicht erwähnt, da er über $f_u^* \leq 1/q_1$ mit q_1 verknüpft ist. Das gleiche gilt für κ , das mit f_c und f_f verknüpft ist.

2.2 Probengeometrien

Sowohl zur Identifizierung der Materialparameter des GTN-Modells (siehe Abschnitt 3.3) als auch zu seiner Verifikation werden numerische Simulationen von Versuchen an verschiedenartigen Probengeometrien durchgeführt. Hierzu gehören Zugversuche an zylindrischen Rundzugproben ebenso wie an gekerbten Rundproben sowie Bruchmechanikversuche zur Untersuchung des Rissausbreitungsverhaltens. Die Durchführung aller dieser Versuche einschließlich der Probengeometrien wird durch nationale und internationale Normen geregelt. Im Folgenden werden die im vorliegenden Bericht behandelten Probengeometrien und die daran durchgeführten Versuche im Einzelnen beschrieben. Typische FE-Netze dieser Probengeometrien werden im Abschnitt 3.2 dargestellt.

2.2.1 Rundzugprobe

Die Formen zylindrischer Zugproben sind in DIN 50 125 [13] festgelegt. Bild 2.2.1 zeigt eine Rundprobe der Form B mit Gewindeköpfen. Für die Abmessungen gelten folgende Bezeichnungen und Abmessungen:

d_0	Probendurchmesser
$d_1 \approx 1,2 d_0$	Kopfdurchmesser, metrisches ISO-Gewinde
h	Kopfhöhe
$L_0 = 5 d_0$	Anfangsmesslänge
$L_c \geq L_0 + d_0$	Versuchslänge
L_t	Gesamtlänge

d_0	L_0	d_1	h min	L_c min	L_t min
6	30	M10	8	36	60
8	40	M12	10	48	75
10	50	M16	12	60	90

Tab. 2.2.1: Beispiele für Maße von Rundzugproben der Form B in mm (aus [13])

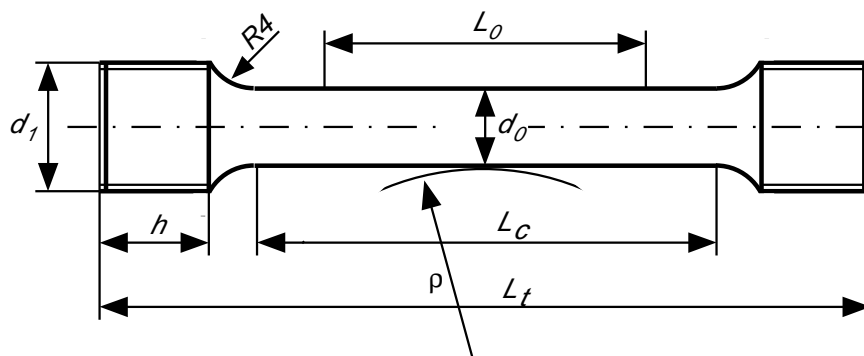


Bild 2.2.1: Rundzugprobe der Form B nach DIN 50 125 [13]. Hier bereits angedeutet: Der Radius ρ der Einschnürungskontur, die sich mit zunehmender Belastung ergeben wird

Die Versuchsdurchführung an den in DIN 50 125 [13] festgelegten Zugproben ist in DIN EN 10002 Teil 1 und Teil 5 [14, 15] festgelegt (ehemals DIN 50 145 [16]). Standardmäßig gehört dazu die kontinuierliche Messung und Aufzeichnung der Kraft F und der Verlängerung $\Delta L = L - L_0$ gegenüber der Anfangsmesslänge L_0 . Das Ergebnis wird als Spannungs-Dehnungs-Diagramm dargestellt, wobei die Kraft auf den Anfangsquerschnitt $S_0 = \frac{1}{4}\pi D_0^2$ und die Verlängerung auf die Anfangsmesslänge L_0 bezogen wird. Diese "Ingenieurspannungen" und "Ingenieurdehnungen" sind jedoch als Materialdateneingabe für elastisch-plastische FE-Analysen nicht unmittelbar geeignet. Stattdessen werden die auf den Momentanquerschnitt bezogenen "wahren" Spannungen $\sigma = F/S$ und logarithmische Dehnungen $\varepsilon = \ln(L/L_0)$ benötigt. Insbesondere jenseits der Gleichmaßdehnung ist hierfür über die in der Norm festgelegte Verlängerungsmessung hinaus die Messung der Probeneinschnürung ΔD im engsten Querschnitt erforderlich. Oft kann ΔD nicht kontinuierlich aufgezeichnet sondern lediglich die verbleibende Einschnürung nach Versuchsende gemessen werden. Erst die Auswertung mehrerer Versuche erlaubt, eine $F(\Delta D)$ -Kurve punktweise zu erzeugen. Näheres zur Ermittlung wahrer Spannungs-Dehnungs-Kurven siehe Abschnitt 3.3.

2.2.2 Gekerbte Rundzugprobe

Soll die Beanspruchung unter höherer Mehrachsigkeit erfolgen und damit der Bruch der Probe bei geringeren Verformungen eintreten als bei den glatten Rundzugproben, wie z.B. bei Untersuchungen zum verformungsarmen Spröbruch, werden gekerbte Rundzugproben verwendet. Über deren Geometrien gibt es bislang keine verbindlichen Normen, jedoch Empfehlungen, z.B. ESIS P6-98 [17]. Bild 2.2.2 zeigt eine Skizze einer Kerbzugprobe mit parallelen Kerbflanken. Statt paralleler Kerbflanken werden auch Kerben verwendet, die unter einem bestimmten Winkel eingebracht werden.

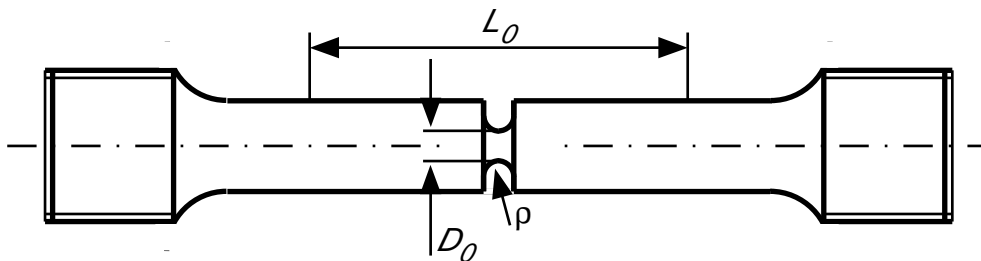


Bild 2.2.2: Kerbzugprobe mit parallelen Kerbflanken

Während des Versuchs können die Kraft F , die Verlängerung $\Delta L = L - L_0$ sowie die Einschnürung $\Delta D = D - D_0$ gemessen und aufgezeichnet werden.

2.2.3 C(T)-Probe

Zur Untersuchung des Rissausbreitungsverhaltens und Bestimmung der Risszähigkeit von metallischen Werkstoffen werden Bruchmechanikversuche durchgeführt. Am häufigsten verwendet wird die sogenannte Kompakt- oder C(T)-Probe, wobei das "T" für "tension" (Zug) steht. Auch hier regeln Normen Probengeometrien und Versuchsführung: ESIS P2-92, ASTM E 399, E 1737 und E 1820 [18-21]. Eine übersichtliche Darstellung findet sich auch in EFAM GTP 94 [22]. Die wesentlichen Abmessungen einer C(T)-Probe sind im Bild 2.2.3 erläutert. Für Proportionalproben gilt:

W	Breite (engl. width)
$2H = 1.2 W$	Höhe
$B = 0.5 W$	Dicke
$Q = 1.25 W$	
$a_0 = (0.4 \div 0.5) W$	Anfangsriszlänge

Sowohl hinsichtlich der Form der Aussparung auf der linken Seite zwischen den Bolzenlöchern als auch hinsichtlich des Abstandes der Bolzenlöcher gibt es verschiedene Varianten.

Standarddicken von C(T) Proben sind Vielfache von inches, im metrischen System $B = 25, 50, 100$ mm; die Proben werden 1T, 2T, 4T-Proben oder CT-25, CT-50, CT-100 usw. bezeichnet. Die aktuelle Risslänge wird mit a bezeichnet, die Anfangsriszlänge (bestehend aus Kerb und Ermüdungsanriss) entsprechend mit a_0 und die Rissverlängerung mit $\Delta a = a - a_0$. Das Verhältnis von Anfangsriszlänge zu Ligamentbreite, a_0/W , liegt bei Normproben zwischen 0.4 und 0.5. Beim Versuch wird neben der Kraft F im Allgemeinen die Rissaufweitung V oder Rissöffnung $CMOD$ (= Crack Mouth Opening Displacement) und die Rissverlängerung Δa gemessen. Wird die Aufweitung der Probe in der Verbindungslinie zwischen den Lastangriffspunkten (den Bolzen) gemessen, spricht man von Lastlinienaufweitung V_{LL} . Die Rissverlängerung wird entweder während des Versuchs mit der Potentialmethode (Änderung des elektrischen Widerstands der Probe) oder mit der Methode der partiellen Entlastung (Änderung der mechanischen Nachgiebigkeit) oder nach dem Versuch durch Ausmessen der Bruchflächen bestimmt, wobei bei der letztgenannten Methode keine Information mehr zum zeitlichen Verlauf

des Risswachstums abrufbar ist. Es ist zu beachten, dass der Riss nur in seltenen Fällen über die Probendicke hinweg überall gleich weit gelaufen ist. Die ausgemessenen Rissverlängerungswerte Δa stellen Mittelwerte von Rissverlängerungen entlang der Dicke B dar, wobei üblicherweise über Rissverlängerungswerte an neun Rissfrontpunkten gemittelt wird.

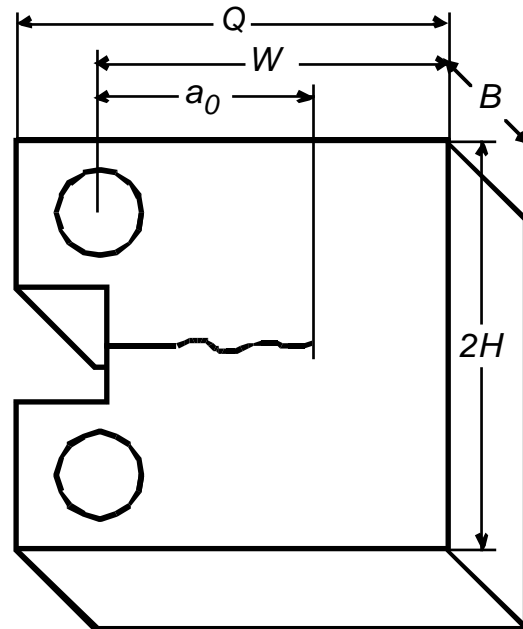


Bild 2.2.3: C(T)-Probe

Soll ein Spannungszustand erzielt werden, der einem ebenen Dehnungszustand über die gesamte Probendicke nahe kommt, und um ein Ausweichen des Risses aus der Ligamentebene zu verhindern, werden seitengekerbte Proben verwendet, siehe Bild 2.2.4. Die Tiefe der Seitenkerben wird im Allgemeinen in Prozent der Brutto-Dicke B angegeben. Die verbleibende Dicke wird Netto-Dicke B_n genannt.

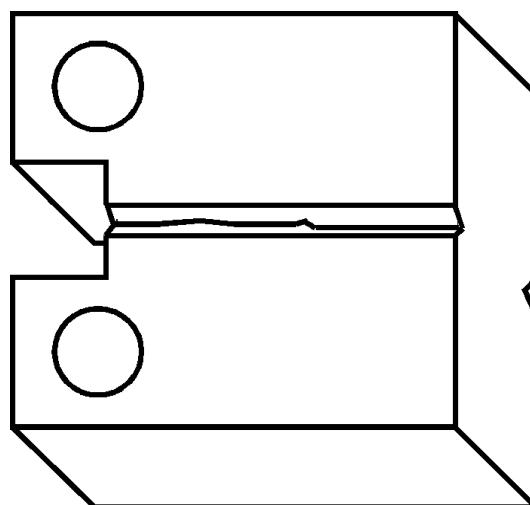


Bild 2.2.4: seitengekerbte C(T)-Probe

Die Beanspruchung der Rissspitze wird durch die Größe des J -Integrals ausgedrückt, das ein Maß für die während Verformung und Rissausbreitung verrichtete Arbeit pro Rissflächenänderung darstellt. Es wird aus dem Verlauf der Kraft und der Aufweitung, dem Last-Verformungs-Diagramm, berechnet, siehe ESIS P2-92, ASTM E 1737 oder EFAM GTP 94 [18, 20, 22]. Der J -Wert bei Rissinitiierung wird unter bestimmten Bedingungen, die in den Normen festgelegt sind, als Materialkennwert angesehen. Als Risswiderstandskurve oder J_R -Kurve wird die Auftragung des J -Wertes über der Rissverlängerung Δa bezeichnet. In der numerischen Simulation, die üblicherweise unter Ausnutzung der horizontalen Symmetrie an einem "Halbmodell" (bei 2D-Modellen, siehe Abschnitte 3.2.4 und 3.2.5) erfolgt, muss die Symmetrie durch Verdoppelung des berechneten J -Wertes bzw. Verschiebungswertes berücksichtigt werden.

2.2.4 SE(B)-Probe

Statt C(T)-Proben können zur Ermittlung von Bruchzähigkeiten auch Proben mit (einseitigem) Anriss unter Drei- oder Vierpunkt-Biegung, sogenannte SE(B)-Proben (Single Edge Bending) verwendet werden. Dieselben Normen, ESIS P2-92, ASTM E 399, E 1737 und E 1820 [18-21], regeln Probengeometrien und Versuchsführung, siehe auch EFAM GTP 94 [22]. Die Bezeichnungen der Abmessungen sind entsprechend denen von C(T)-Proben festgelegt, siehe Bild 2.2.5. Auch Biegeproben können seitengekerbt werden.

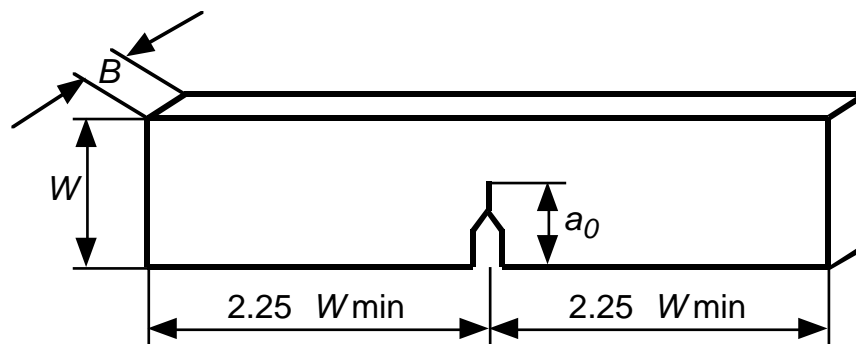


Bild 2.2.5: Biegeprobe mit Einzelseitenriss SE(B) (nach ESIS P2-92 [18])

Wie bei der C(T)-Probe werden beim Versuch die Kraft F , die Lastpunktverschiebung, die Rissaufweitung ($CMOD$) und die Rissverlängerung Δa gemessen, aus denen wiederum das J -Integral berechnet wird und damit Risswiderstandskennwerte bestimmt werden.

2.2.5 M(T)-Probe

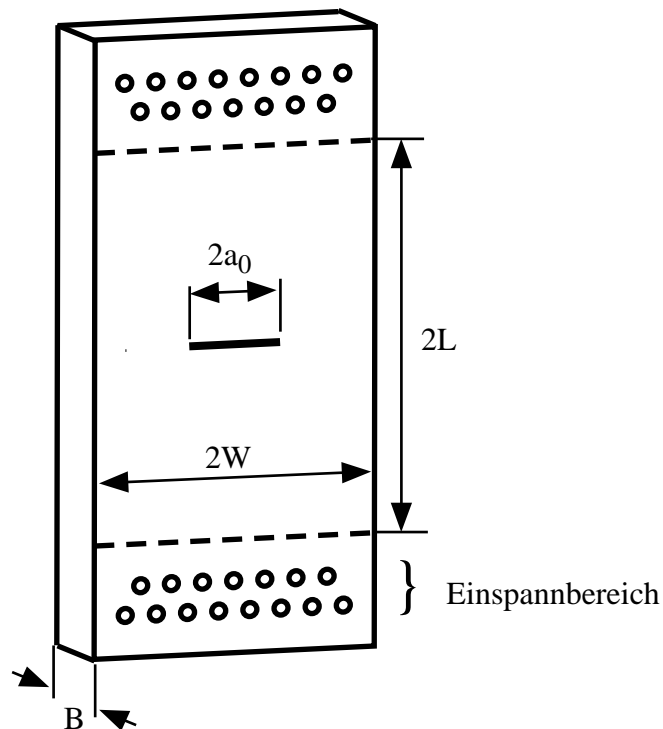


Bild 2.2.6: Mittengerissene Zugprobe M(T)

Insbesondere für die Untersuchung von Rissausbreitung in Blechen werden mittengerissene Proben unter Zugbelastung, M(T)-Proben, verwendet. Derartige Proben sind nicht für die Bestimmung von Risszähigkeitskennwerten zugelassen, und es existieren keine Normen für Probenform und Versuchsdurchführung. Letztere kann jedoch analog zu C(T) und SE(B)-Proben erfolgen. Die gesamte Risslänge von M(T)-Proben wird als $2a_0$ bzw. $2a$ und die gesamte Breite als $2W$ bezeichnet, siehe Bild 2.2.6.

Auch hier wird neben der Kraft F eine Verschiebung V gemessen, die an der schmalen Außenseite der Probe abgegriffen wird, siehe Bild 2.2.6. Des Weiteren kann die Rissöffnung $CMOD$ in der Mitte der Probe gemessen werden. Der Riss breitet sich in zwei Richtungen gleichzeitig aus. Während des Versuchs kann mit der Potentialmethode oder der Methode der partiellen Entlastung nur die Verlängerung des gesamten Risses bestimmt werden. Informationen über die beiden einzelnen Rissverlängerungen sind nur nach dem Versuch nach dem Aufbrechen der Probe erhältlich. Die Werte von J werden wie bei den anderen Proben als verrichtete Arbeit pro Rissflächenänderung aus den gemessenen Kraft-Verschiebungs-Kurven bestimmt, siehe z.B. SCHWALBE und HELLMANN [23]. Als J_R -Kurve wird der (auf eine Risspitze bezogene) J -Wert über der halben gesamten Rissverlängerung Δa aufgetragen. In der numerischen Simulation, die üblicherweise unter Ausnutzung der vertikalen und horizontalen Symmetrien an einem "Viertelmodell" (bei 2D-Modellen, siehe Abschnitte 3.2.4 und 3.2.5) erfolgt, ist die Symmetrie zur vertikalen Achse ohne Einfluss; es werden tatsächlich das J -Integral und die Rissverlängerung für eine einzige Risspitze berechnet. Wie bei den anderen Proben muss die Symmetrie zur horizontalen Achse dagegen durch Verdoppelung des berechneten J -Wertes bzw. Verschiebungswertes berücksichtigt werden.

2.3 Werkstoffe

Die im Abschnitt 3 dargestellten Ergebnisse von Simulationsrechnungen an Proben wurden mit folgenden Werkstoffen durchgeführt:

Werkstoffbezeichnung	Quelle	Bemerkungen
22 Ni Mo Cr 3 7	[24]	ferritischer, höherfester, hochzäher, Baustahl (Reaktordruckbehälter) bei 0°C und -150°C
StE 460	[25]	ferritischer, höherfester Feinkornbaustahl bei 20°C
GGG	[26]	Gusseisen mit Kugelgraphit (Grundwerkstoff) bei 20°C, Graphitanteil 12%
GGG-3AZ	[27-29]	Gusseisen mit Kugelgraphit (Grundwerkstoff) bei 20°C, Graphitanteil 12%
Al-Al ₃ Ti	[26, 30]	pulvermetallurgisch erzeugter "Modellwerkstoff": kugelförmige spröde Al ₃ Ti- Teilchen in duktiler Al-Matrix, Variante P2

Tab. 2.3.1: Werkstoffe für die in Abschnitt 3 vorgestellten Simulationsrechnungen

Die wahren Spannungs-Dehnungs-Kurven des Matrixmaterials sind in den folgenden Diagrammen dargestellt oder tabellarisch im Anhang wiedergegeben.

2.3.1 22 Ni Mo Cr 3 7

Ein Teil eines geschmiedeten und vergüteten Ringsegments aus dem ferritischen, höherfesten, hochzähen Druckbehälterstahl DIN 22 Ni Mo Cr 3 7 wurde von Siemens zur Durchführung eines europäischen Ringversuchs [31] zur Verfügung gestellt und in einem weiteren europäischen Ringversuch [24] eingesetzt. Streckgrenzenunterschiede zwischen verschiedenen Lieferungen und Gradienten über die Dicke des Schmiederings weisen darauf hin, dass die im Bild dargestellten Fließkurven nur mit Vorsicht auf andere Entnahmeorte und Werkstoffchargen übertragen werden dürfen. Die untere Streckgrenze wurde bei einer Temperatur von 0°C zu etwa 470 MPa ermittelt. Die Hochlagenzähigkeit im Kerbschlagbiegeversuch (CHARPY-V-Versuch) liegt je nach Charge im Bereich zwischen 180 und 200 J. Bild 2.3.1 zeigt für die zwei untersuchten Temperaturen die wahren Spannungs-Dehnungs-Kurven, die an Proben für die zwei europäischen Projekte [24, 31] ermittelt wurden.

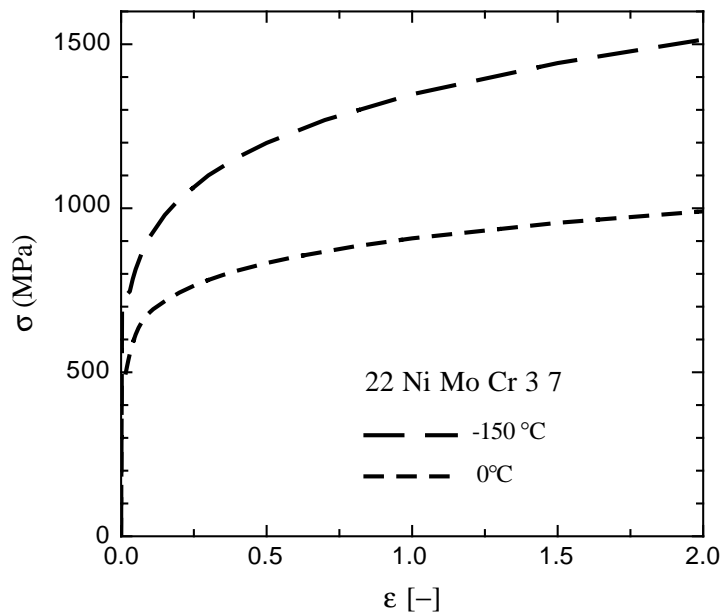


Bild 2.3.1: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve des 22 Ni Mo Cr 3 7 (nach [24])

2.3.2 StE 460

Die Proben aus dem Feinkornbaustahl StE 460 wurden einem warmgewalzten und normalisierten Blech der Dicke 40 mm entnommen. Er weist ein ferritisch-feinstlamellar-perlitisches Zeilengefüge auf. Die untere Streckgrenze wurde zu 470 MPa ermittelt, die Hochlagenzähigkeit im Kerbschlagbiegeversuch (CHARPY-V-Versuch) zu 78 J. Bild 2.3.2 zeigt die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve bei 20°C.

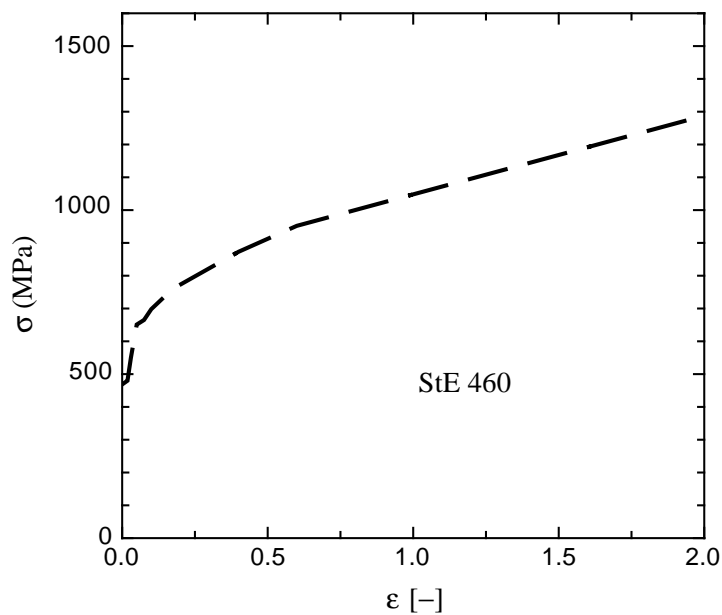


Bild 2.3.2: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve des StE 460 bei Raumtemperatur (nach [25])

2.3.3 Gusseisen

Anhand eines Gusseisens mit globularen Graphitausscheidungen (GGG) sollte geprüft werden, ob sich das Schädigungsverhalten von Materialien mit hohen Hohlraumanteilen mithilfe des GTN-Modells beschreiben lässt. Hierbei ist die Festigkeit der Graphiteinschlüsse sowie die Haftung zwischen den Einschlüssen und der Matrix gering. Es ist in diesem Fall daher gerechtfertigt, die Graphiteinschlüsse als Hohlräume zu idealisieren. Der Graphit-Volumenanteil wird hierbei mit dem Anfangshohlraumanteil f_0 gleichgesetzt.

Bild 2.3.3 zeigt die Kurven der wahren Spannungen als Funktion der plastischen Dehnung für zwei unterschiedliche Matrixmaterialien von Gusseisenwerkstoffen. Zu den von STEGLICH [26] (GGG), BROCKS et al. und UDOH et al. [27-29] (GGG/3AZ) untersuchten Gusseisen mit kugelförmigen Graphitausscheidungen wurden spezielle Matrixlegierungen hergestellt, die in Bezug auf ihre chemische Zusammensetzung und Korngröße den Matrices der Gusswerkstoffe entsprechen.

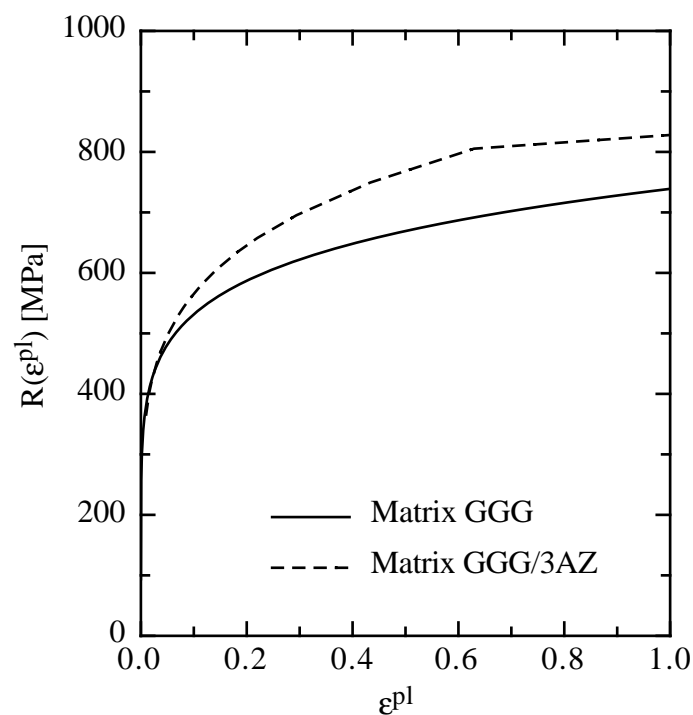


Bild 2.3.3: Wahre Spannungen als Funktion der plastischen Dehnung für zwei unterschiedliche Matrixmaterialien von Gusseisenwerkstoffen (nach [26-29])

2.3.4 Al-Al₃Ti

Um zu überprüfen, inwieweit sich das GTN-Modell zur Vorhersage des duktilen Versagens auf einen Verbundwerkstoff mit spröden Teilchen in einer duktilen Matrix anwenden lässt, bei dem der mikromechanische Prozess der Hohlräumstehung grundsätzlich anders abläuft als bei Gusseisen, wurde ein zweiphasiger Werkstoff, bestehend aus Aluminiummatrix mit dispergierten, harten Al₃Ti-Teilchen, hergestellt und untersucht [30]. Auch hier konnte die Al-Matrix isoliert hergestellt und im Zugversuch getestet werden. Bild 2.3.4 zeigt die Fließkurve, wie sie zur Beschreibung der Verfestigung der Matrix verwendet wurde.

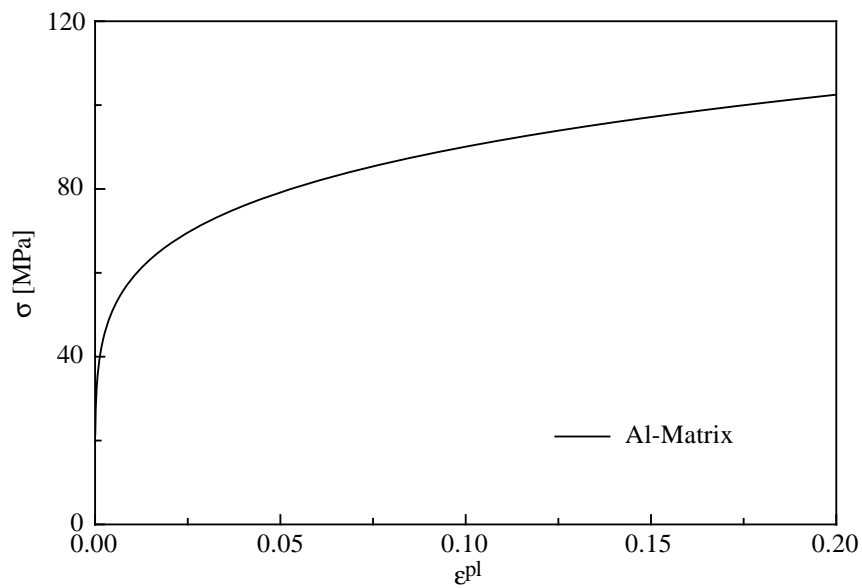


Bild 2.3.4: Fließkurve der Al-Matrix (nach [26])

3 Anwendung des GTN-Modells

Wesentlicher Bestandteil bei der numerischen Problemlösung mit ABAQUS ist die Erstellung des Inputfiles. Der Anwender hat hierbei viele Freiheiten und Parameter, die das gesamte numerische Modell definieren, so sinnvoll wie möglich zu setzen. Diese lassen sich in drei Gruppen unterteilen:

- Optimierung der ABAQUS-eigenen Rechenstrategien hinsichtlich der Gewinnung einer Gleichgewichtslösung, Rechengenauigkeit und Rechenzeit. Einige Hinweise hierzu sollen in Abschnitt 3.1 gegeben werden.
- Räumliche und zeitliche Diskretisierung des statischen oder dynamischen Problems: Die Struktur ist in finite Elemente sinnvoll zu unterteilen, und die Belastung muss bei nichtlinearem Materialverhalten oder großen Verzerrungen schrittweise aufgegeben werden. Die Einteilung der Struktur in Elemente, deren geeignete Form und Größe und die Wahl der Elementformulierung werden in Abschnitt 3.2 näher beschrieben.
- Wahl eines geeigneten Modells für das zu beschreibende Materialverhalten oder auch Versagensverhalten und Festlegung der Modellparameter. Für das GTN-Modell ist die Bestimmung der Modellparameter in Abschnitt 3.3 beschrieben.

Eine Besonderheit des GTN-Modells ist seine Fähigkeit, entfestigendes Materialverhalten zu beschreiben. Dies zieht Lokalisierung von Dehnungen nach sich. Die Lösungen sind instabil in dem Sinne, dass sie empfindlich von den vorgegebenen Anfangs- und Randbedingungen abhängen. So können geringe Variationen der soeben umrissenen Eingabegrößen zu erheblich von einander abweichenden Lösungen führen. Insofern muss der Festlegung dieser Eingabegrößen höchste Aufmerksamkeit gewidmet werden.

3.1 Rechenstrategien

Als Beispiel ist im Anhang ein ABAQUS-Inputfile für die in [11] beschriebene, temperatur- und dehnratenunabhängige Version des GTN-Modells aufgelistet.

Im Inputfile müssen eine ganze Reihe von Größen eingegeben werden, die vom ABAQUS-Hauptprogramm eingelesen werden und teilweise an die User-Material-Subroutine weitergeleitet werden. Auf der einen Seite sind dies – über die elastischen Konstanten und die Fließkurve hinaus – die Parameter f_0 , f_c , f_f , q_1 , q_2 , q_3 , f_n , ϵ_n und s_n des Materialmodells, siehe Abschnitt 2.1.3. Auf der anderen Seite sind dies verschiedene Steuergrößen für die Berechnungsstrategien sowohl innerhalb der User-Material-Subroutine [11] als auch außerhalb, im Hauptprogramm.

Die Definition der User-Material-Subroutine beginnt mit der Zeile:

```
*USER MATERIAL, CONSTANTS= x, UNSYMM
```

"CONSTANTS = x" teilt der Subroutine mit, wieviele Parameter vom Inputfile eingelesen werden sollen. Das sind 16 plus je 2 pro eingegebenem Spannungs-Dehnungs-Wertepaar, das die Fließkurve beschreibt. Das Setzen der Option "UNSYMM" schaltet die unsymmetrische Behandlung

der Steifigkeitsmatrix ein, was als sinnvoll erachtet wird. Damit wird automatisch die globale Steifigkeitsmatrix ebenfalls unsymmetrisch behandelt. Hinter dem Befehl "`*STEP`" muss deshalb nicht zusätzlich die Option "`UNSYMM=YES`" eingetragen werden.

Die GTN-Routine benötigt "10" Zustandsvariablen, was unter "`*DEPVAR`" eingegeben werden muss:

```
*DEPVAR
10
```

Für Berechnungen innerhalb der User-Material-Subroutine werden neben den Materialparametern auch die Parameter *RFAC* und *RED* eingelesen. So wird aus numerischen Gründen die Elementsteifigkeit nicht erst bei f_u^* , sondern bereits bei $RFAC \times f_u^*$ herabgesetzt. Gute Erfahrungen wurden mit $RFAC = 0.95$ gemacht. Wenn nötig, wird die Schrittweite zwischen zwei Gleichgewichtsiterationen innerhalb der Subroutine um den Faktor *RED* verkleinert. $RED = 0.25$ ist als Vorschlag zu sehen und kann bei Bedarf variiert werden. Die entsprechenden Zeilen können dann beispielsweise wie folgt aussehen:

```
** E ,      nu , f_0 ,      e_n , f_n , s_n
210000. , 0.300 , 0.002 , 0.30 , 0.0 , 0.0
** fc , kappa , RFAC ,      RED ,  q1 , q2 , q3
0.050 , 4.0 , 0.95 , 0.25 , 1.5 , 1. , 2.25
```

Am Ende der Definition der User-Material-Subroutine steht der Aufruf der Routine: Hinter

```
*USER SUBROUTINE, INPUT= <filename.f>
```

müssen der Pfad und der Filename der Subroutine angegeben werden.

Bei geometrisch nichtlinearen Problemen, also bei großen Deformationen oder Verschiebungen, wie sie z.B. in Rissspitzennähe von Bruchmechanikproben vorkommen, sollte geometrisch nichtlinear gerechnet werden, z.B. über eine "updated Lagrange"-Formulierung. Dies geschieht durch Setzen des Parameters "`NLGEOM`" hinter dem Befehl "`*STEP`":

```
*STEP, INC=5000, NLGEOM, MONOTONIC=NO
```

Bei der Belastung einer Bruchmechanikprobe kann es lokal zu Entlastungen kommen; der Prozess ist nicht mehr monoton und eine Extrapolation der Lösung am Start eines jeden Inkrements ist nicht sinnvoll. Der Parameter "`MONOTONIC`" ist deshalb auf "`NO`" zu setzen.

Mitunter kommt es vor, dass eine Gleichgewichtslösung entweder gar nicht gefunden wird oder nur dann gefunden wird, wenn extrem kleine Schrittweiten verwendet werden. Schlechte oder ausbleibende Konvergenz des Lösungsalgorithmus kann bedeuten, dass die Rechnung abbricht oder unter Umständen auch nach Variation der vorgegebenen Schrittweiten über einen bestimmten Belastungsschritt nicht hinweg kommt. Abhilfe kann im ersten Fall bereits die Verringerung der maximal erlaubten Zeitschrittweiten t_{max} bringen. Die Erfahrung hat gezeigt, dass für die Simulation eines Versuches mit Risswachstum über etwa 20 Elemente hinweg die maximale Schrittweite t_{max} kleiner als ein hundertstel der insgesamt benötigten Belastung t_{ges} sein sollte, also $t_{max} < 0.01 t_{ges}$.

Unter Umständen hilft jedoch nur die Lockerung der voreingestellten Toleranzen für die Feldgleichungen oder die Änderung des Schemas für die Zeitinkrementierung. Beides erfolgt über die Eingabe von Kontrollparametern, die ABAQUS wie auch andere FE-Programme zur Beeinflussung der internen Rechenstrategien zur Verfügung stellt. Werden keine Kontrollpara-

meter eingegeben, werden standardmäßig die von ABAQUS vorgegebenen Kontrollparameter verwendet. Für ABAQUS 5.8 erläutert das Handbuch [32] unter den Abschnitten 8.3.2, 8.3.3 und 23.3.29 die Kontrollparameter.

Einfluss auf das Schema der Zeitinkrementierung kann für die verschiedenen iterativen Prozeduren über die Anzahl der jeweils erlaubten Iterationen genommen werden. Mit den Zeilen

```
*CONTROLS, PARAMETER=TIME INCREMENTATION
25, 150, 9, 50, 28, 5, 12, 25
```

können die Standardwerte (4, 8, 9, 16, 10, 4, 12, 5) auf höhere Werte gesetzt werden, zum Beispiel auf (25, 150, 9, 50, 28, 5, 12, 25).

Bei stark nichtlinearen Problemen kann der "Full-Newton-Algorithmus" divergieren. Besseres Konvergenzverhalten und damit größere Schrittweiten erhält man häufig durch das Einschalten des "Line-search-Algorithmus". Das erfolgt über die Eingabe der Zeilen

```
*CONTROLS, PARAMETERS=LINE SEARCH
4
```

Das Handbuch schlägt "4" als vernünftigen Parameterwert vor.

Hilft dies nicht weiter, so können die voreingestellten Toleranzen gelockert werden. Dies ist jedoch mit Vorsicht durchzuführen, da die Genauigkeit der Berechnungen darunter leidet. Unter der Zeile

```
*CONTROLS, PARAMETERS=FIELD, FIELD=DISPLACEMENTS
```

ist der erste Wert R_n^α eine relative Krafttoleranz. ABAQUS geht davon aus, dass die meisten nichtlinearen technischen Probleme hinreichend genau gelöst sind, wenn der Fehler in den Restwerten kleiner als 0.5% beträgt. Deshalb verwendet ABAQUS normalerweise

$$r_{max}^\alpha \leq R_n^\alpha \tilde{q}^\alpha \tag{17}$$

für eine Prüfung des Restwertes, wobei R_n^α durch die Eingabe des ersten Wertes definiert oder von ABAQUS standardmäßig zu 0.005 gesetzt wird. Hierbei ist \tilde{q}^α die durchschnittliche Norm der Kraft während eines Zeitschrittes. Ist diese Ungleichung erfüllt, wird Konvergenz angenommen, wenn die größte Korrektur c_{max}^α zur Verschiebungslösung ebenfalls klein ist verglichen zur größten Veränderung Δu_{max}^α einer Knotenpunktverschiebung im aktuellen Inkrement, also

$$c_{max}^\alpha \leq C_n^\alpha \Delta u_{max}^\alpha, \tag{18}$$

oder wenn der Betrag der größten Korrektur zur Verschiebungslösung, der nach einer weiteren Iteration erwartet wird, die gleiche Beziehung erfüllt. C_n^α wird durch den Wert hinter R_n^α definiert. Ohne Angabe eines Wertes wird C_n^α auf 0.01 gesetzt.

Eine hinreichend eng gewählte Krafttoleranz ist Voraussetzung für eine zuverlässige Berechnung der Kräfte, was sich auch in einem glatten, zeitlichen Verlauf der Gesamtkraft widerspiegelt. Eine nach oben abknickende Risswiderstandskurve kann sowohl ein Hinweis darauf sein, dass die Kraft-Toleranz zu locker ist, als auch darauf, dass die gewählte maximale Zeitschrittweite zu groß ist und deutlich verkleinert werden sollte.

Ohne auf die Wahl der anderen Parameter einzugehen, soll Bild 3.1.1 verdeutlichen, wie stark bei der Nachrechnung eines C(T)-Versuchs der Verlauf der Kraft, aufgetragen über die Aufweitung, von der Wahl der relativen Kraft-Toleranz R_n^α abhängt. Für die Simulation von C(T)-Versuchen empfiehlt sich deshalb, die relative Kraft-Toleranz mit $R_n^\alpha = 10^{-5}$ sehr eng zu halten.

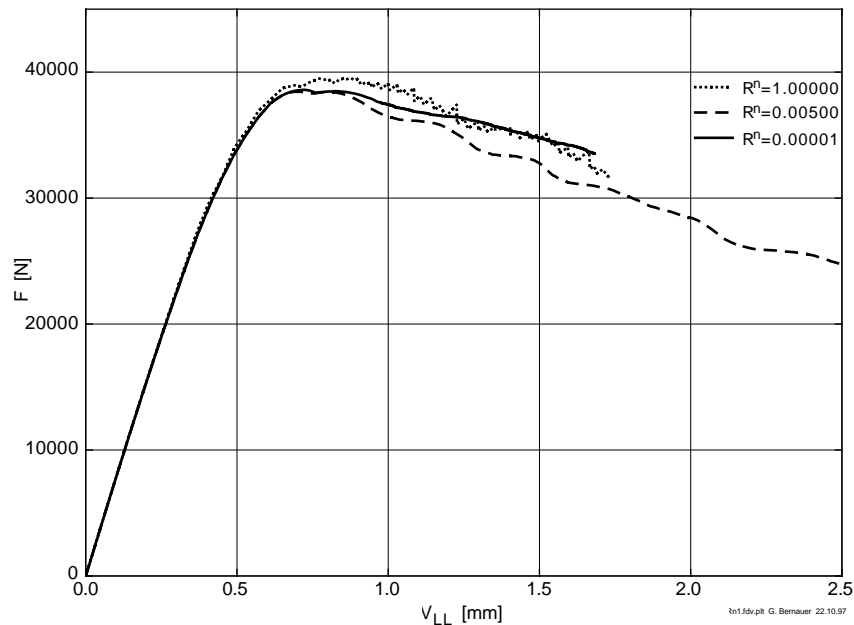


Bild 3.1.1: Einfluss der relativen Kraft-Toleranz auf den Kraft-Aufweitungsverlauf eines C(T)-Versuchs

Eine Lockerung des Konvergenzkriteriums kann über die Eingabe eines im Vergleich zur ABAQUS-Vorgabe größeren Wertes für die relative Verschiebungstoleranz C_n^α erfolgen, z.B. $C_n^\alpha = 0.1$.

Die Eingabe könnte demnach wie folgt aussehen:

```

*CONTROLS, PARAMETERS=FIELD, FIELD=DISPLACEMENTS
0.00001, 0.1

```

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass sich folgende Maßnahmen günstig auf das Konvergenzverhalten der Rechnung auswirken:

- Verringerung der maximalen Zeitschrittweite,
- Einschalten des Line-Search-Algorithmus,
- Erhöhung der erlaubten Iterationen pro Inkrement und
- Relaxierung der Verschiebungstoleranz.

Während die ersten drei Maßnahmen für die Qualität der Ergebnisse ungefährlich sind, besteht bei der Lockerung von Toleranzen die Gefahr von Fehlern, die sich zudem noch aufsummieren können. Eine Sensitivitätsanalyse der Ergebnisse auf die Wahl der Toleranzparameter ist deshalb sehr empfehlenswert.

Weitere Untersuchungen zum Konvergenzverhalten des GTN-Modells können einem im Anhang wiedergegebenen Bericht entnommen werden. Über die hier angesprochenen Maßnahmen hinaus werden dort auch die Möglichkeiten des sogenannten "Model Change" für ein "Remeshing" geschädigter Volumenbereiche, die Steuerung und der Einfluss der Reststeifigkeiten geschädigter Elemente und der Einsatz von Feder- und Dämpferelementen zwischen den Ligamentknoten besprochen.

3.2 FE-Netz

3.2.1 Elementansätze

Bei der Beschreibung des Verhaltens von rotationssymmetrischen Proben ohne Torsion wie Rund- und Kerbzugproben empfiehlt sich die Verwendung von axialsymmetrischen Elementen, in ABAQUS mit CAX... bezeichnet. Es wurden bisher keine signifikanten Unterschiede bei Verwendung von 4-Knoten-Elementen, 8-Knoten-Elementen, mit reduzierter oder voller Integration in Bezug auf die Bestimmung der makroskopischen Größen festgestellt. Am häufigsten wurden die Elemente CAX4 und CAX8R verwendet. Bei Elementen mit linearen Verschiebungsansätzen wie den CAX4-Elementen sind die Verzerrungen und somit auch die Schädigung im Element konstant, d.h. die Schädigung schreitet in der Probe elementweise voran.

Bei der Analyse von Bruchmechanikproben stellten sich die größten Erfolge bei Verwendung von rechteckigen 4-Knoten-Elementen im ebenen Verzerrungszustand (CPE4) ein. Die entsprechenden 8-Knoten-Elemente (CPE8 und CPE8R) verursachten häufig numerische Probleme. ABAQUS verwendet bei Elementen mit linearen Verschiebungsansätzen (4-Knoten-Elemente im zweidimensionalen Fall) mit voller Integration in Wirklichkeit eine selektiv reduzierte Integration, nämlich eine reduzierte Integration auf den Volumentermen, siehe Abschnitt 3.2 im Theorie-Handbuch von ABAQUS 5.8 [33]. Weitere Untersuchungen müssten zeigen, ob dieser Umstand möglicherweise wesentlich zum besseren Konvergenzverhalten beiträgt. In jedem Fall ist zu bemerken, dass 8-Knoten-Elemente sich grundsätzlich "weicher" verhalten als ihre 4-knotigen Pendanten, der Kraftabfall in einer Probe bei fortschreitendem Riss früher erfolgt. Materialparametersätze lassen sich deswegen nur bei Verwendung ein und desselben Elementtyps direkt miteinander vergleichen.

Bei 3D-Analysen werden entsprechend 8-Knoten-Quader (C3D8) benutzt. Das oben Gesagte gilt hier sinngemäß. Im Allgemeinen weisen Laborproben Symmetrien auf. Wie diese bei der Modellierung ausgenutzt werden können, wird in Abschnitt 3.2.4 aufgezeigt.

3.2.2 Einfluss der Elementgröße

Insbesondere bei der Simulation von Bruchmechanikproben haben die Abmessungen der Elemente im Ligament vor der Rissspitze einen entscheidenden Einfluss auf das vorhergesagte Risswiderstandsverhalten. Bei Rundzugproben hingegen kann der Netzeinfluss weitgehend vernachlässigt werden.

Im Folgenden werden die Netzeinflüsse anhand von SE(B)-Proben diskutiert. Für die Simulation sind Ganzprobenmodelle ohne Symmetrienausnutzung verwendet worden, die folgenden Betrachtungen lassen sich allerdings auch auf Halbprobenmodelle mit Symmetrienausnutzung übertragen (vergleiche Abschnitt 3.2.4). Die bei den Untersuchungen verwendete Rissspitzen-elementierung ist in Bild 3.2.1 dargestellt. Die wesentlichen Abmessungsparameter bei diesem Netz sind die Elementhöhe h , die Elementbreite l und die Weite des Kerbes k . Die verwendeten Materialparameter entsprechen denen des Gusseisenwerkstoffes GGG-3AZ (siehe Abschnitt 2.3).

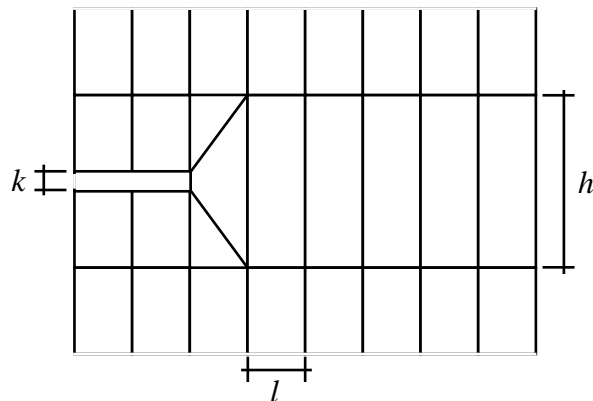


Bild 3.2.1: Abmessungen der Elemente im Ligament einer Bruchmechanikprobe

Die proportionale Vergrößerung der Elemente führt, wie Bild 3.2.2 zeigt, zu einer Erhöhung des Risswiderstandes. Dieser Effekt resultiert aus der in den versagenden Elementen dissipierten Energie, die proportional zum Volumen $V = l \times h \times Dicke$ der Elemente ist. Da die Energiefreisetzungsrates gleich der dissipierten Arbeit pro Rissfläche $\Delta a \times Dicke$ ist, muss sie für ein Risswachstum von $\Delta a = l$ proportional zur Elementhöhe h sein. Die Elementhöhe spielt somit die Rolle eines Materialparameters, der von der Mikrostruktur, z.B. dem mittleren Abstand von hohlraumbildenden Partikeln abhängt. Der Zusammenhang zwischen Elementabmessungen und mikrostrukturellen Längen ist allerdings nicht direkt über Längenmaße herzustellen, sondern ergibt sich aus der je finitem Element dissipierten Energie und ist somit auch vom Verfestigungsverhalten des Werkstoffes abhängig.

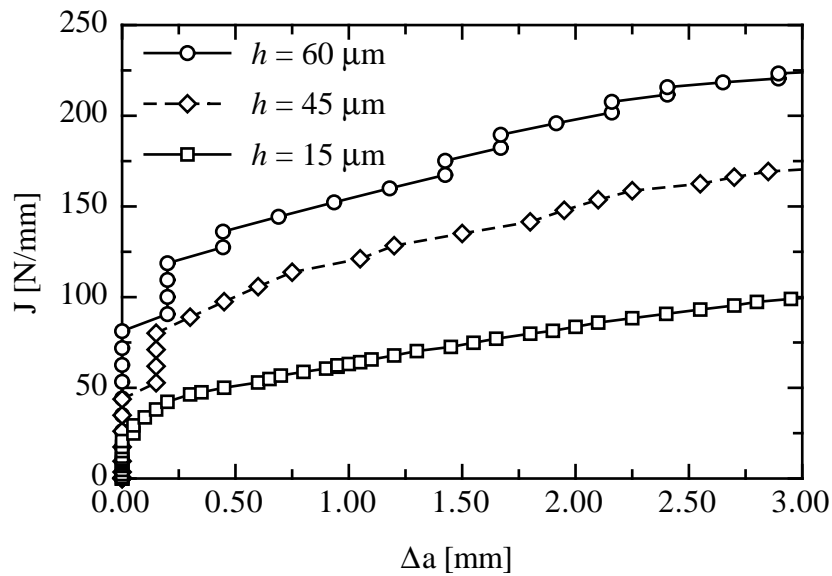


Bild 3.2.2: Einfluss der Elementgröße bei proportionaler Vergrößerung, $l/h = \text{const}$

Der Einfluss des Seitenverhältnisses l/h wird in Bild 3.2.3 gezeigt. Das Seitenverhältnis hat nur dann einen Einfluss, wenn breite Elemente verwendet werden. Es bleibt ohne Einfluss, wenn der Wert $1/3$ unterschritten wird. Bei breiten Elementen wird der Gradient an der Rissspitze nicht mit genügender Genauigkeit abgebildet; als Folge wird eine zu flache Risswiderstandskurve vorhergesagt. Bei Halbprobenmodellen mit Symmetrienausnutzung halbiert sich die Elementhöhe. Entsprechend ergibt sich für das Seitenverhältnis ein Wert von $2/3$, bis zu dem das Seitenverhältnis ohne bedeutenden Einfluss bleibt.

In Bild 3.2.4 wird der Einfluss des Kerbverhältnisses k/h gezeigt. Die Kerbweite hat nur dann einen Einfluss, wenn der Kerb zu weit wird. So lange das Kerbverhältnis den Wert $1/3$ nicht überschreitet, ist das Ergebnis weitgehend unabhängig von der Kerbweite.

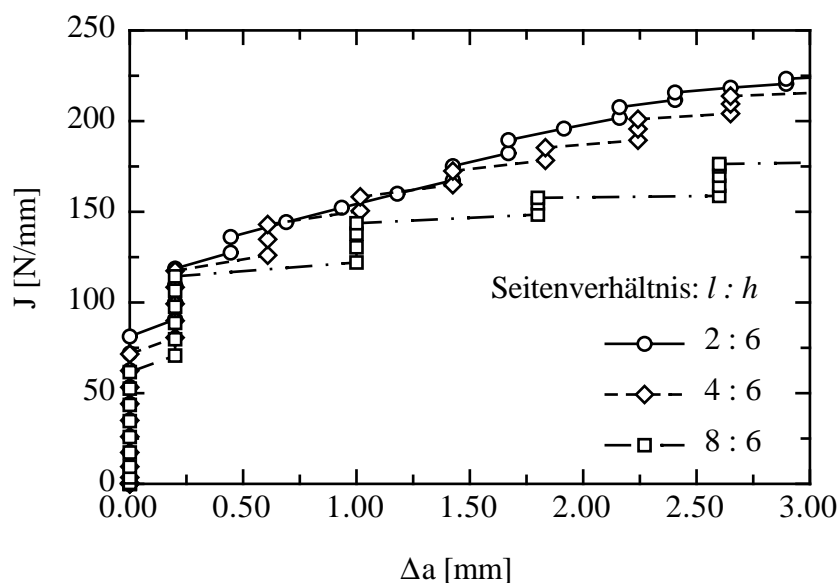


Bild 3.2.3: Einfluss des Seitenverhältnisses l/h im Ganzprobenmodell

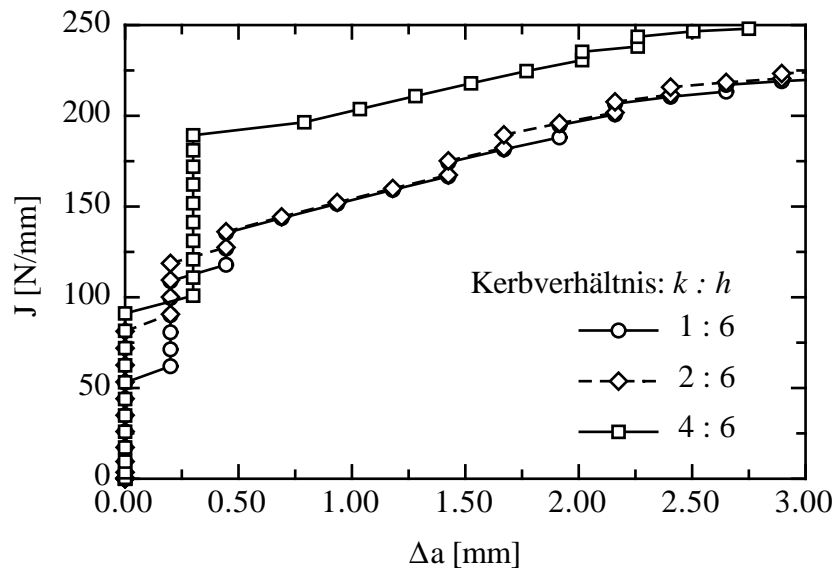


Bild 3.2.4: Einfluss des Kerbverhältnisses k/h

3.2.3 Elementierung an der Rissspitze

Zur Simulation des Risswiderstandsverhaltens von Bruchmechanikproben ist darauf zu achten, dass die Elementierung im Bereich des Ligaments gleichmäßig erfolgt. Bewährt hat sich eine Vernetzung mit rechteckigen Elementen der Höhe h und der Länge l . Bei im Verhältnis zur gesamten Probe großen finiten Elementen (die maximale Risslänge läuft über weniger als 10 Elemente) führt die Steifigkeit des hinter der Anfangsrissspitze liegenden Elements zu einer Behinderung der Rissöffnung, die nicht der Realität entspricht. Zur Vermeidung dieses "Klammereffektes", den das Element aufgrund seiner Bindung an einen (festen) Knoten im Ligament ausübt (siehe Bild 3.2.5) kann ein Verfahren benutzt werden, bei dem drei von vier Integrationspunkte vorgeschädigt werden. Dies geschieht derart, dass den betreffenden Integrationspunkten a priori der Maximalwert der Schädigung f_u^* zugewiesen wird, wodurch ihre Steifigkeiten verschwinden.

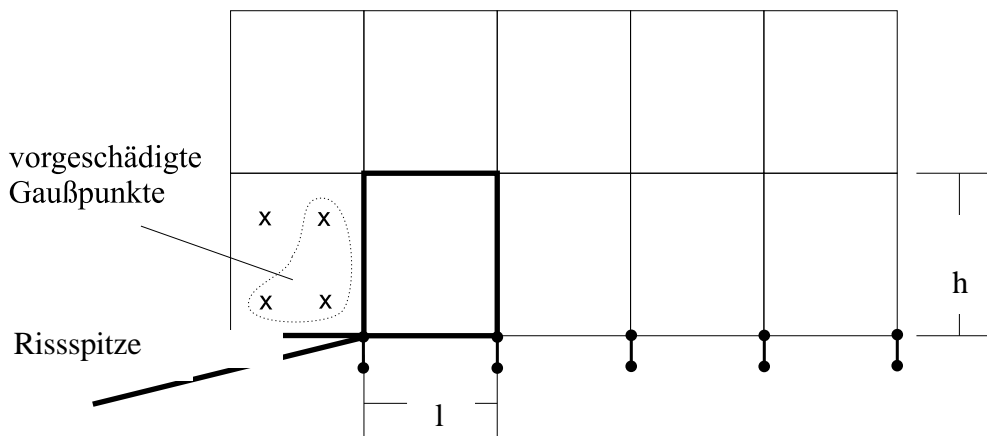


Bild 3.2.5: Vernetzung einer SE(B)-Probe im Bereich der Rissspitze

Diese Methode bringt den Effekt eines hohen Rissinitiierungswertes mit sich. Erscheint dieser unrealistisch hoch, dann kann zur Reduzierung folgende Weise der Vernetzung gewählt werden: Das Element hinter der Rissspitze wird im Gegensatz zu der in Bild 3.2.5 dargestellten, gleichmäßigen Vernetzung stark verkleinert, dafür aber seine volle Steifigkeit beibehalten. Während bei ansteigender Belastung dieses kleine Element eine unerwünschte, versteifende Wirkung hat, bewirkt es nach dem ersten Lastabfall ein frühes Versagen des ersten Elements vor dem Riss, wodurch sich der Rissinitiierungswert deutlich reduziert. Bild 3.2.6 zeigt die sich aus den unterschiedlichen Vernetzungen ergebenden Kraft-Verformungs- und Risswiderstandskurven.

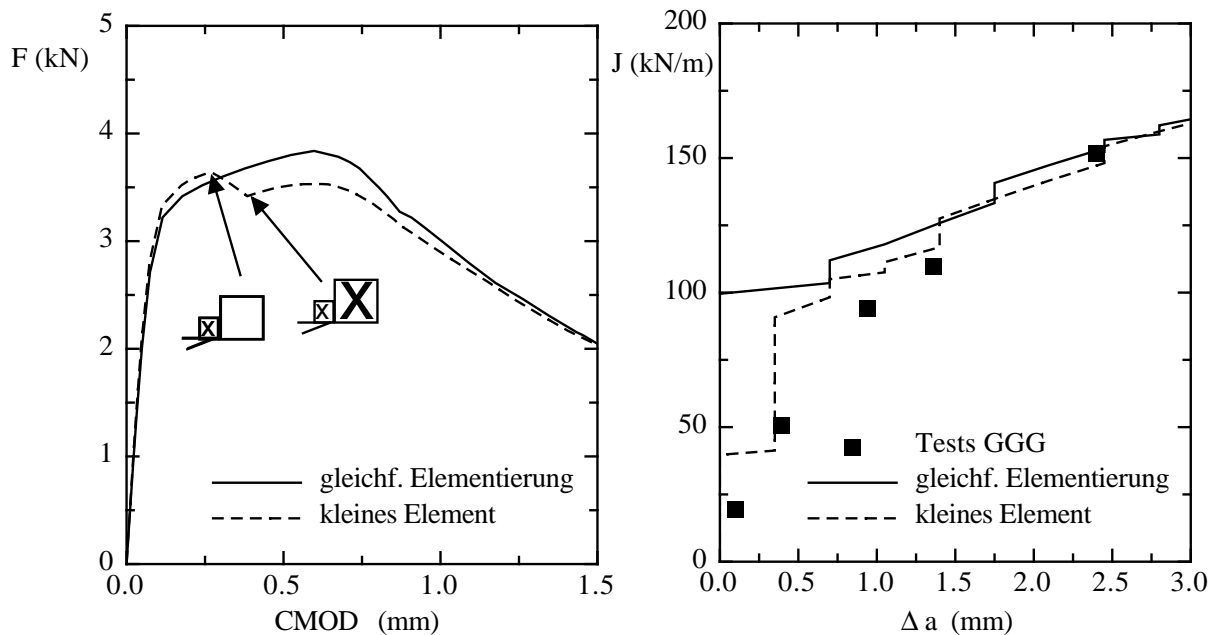


Bild 3.2.6: Kraft-Verformungs- und Risswiderstandskurven einer SE(B)-Probe mit unterschiedlichen Rissspitzenvernetzungen

An dieser Stelle soll auf Untersuchungen von STEGLICH [26] hingewiesen werden, die sich ausführlicher dem Thema Modellierung der Rissinitiierung widmen. Vor dem Hintergrund, während des Risswachstums numerische Konvergenzprobleme zu vermeiden, sind in dem im Anhang wiedergegebenen Bericht von ROSSOLL und MÜHLICH auch einige Aspekte zum Thema Elementierung und Remeshing angesprochen.

3.2.4 Modellierung symmetrischer Strukturen

Bei der Gestaltung von FE-Modellen werden üblicherweise Struktur- bzw. Probensymmetrien ausgenutzt, um den Rechenaufwand so weit wie möglich zu reduzieren. Zweidimensionale Modelle von C(T)-Proben und von SE(B)-Proben machen sich üblicherweise die einfache Spiegelsymmetrie bezüglich der Rissebene zu Nutze, Modelle von M(T)-Proben zusätzlich die einer zweiten Symmetrieebene, siehe Bild 2.2.6. In den ersten beiden Fällen wird im Allgemeinen nur eine Hälfte, im dritten Fall nur ein Viertel der Probe modelliert. Verzichtet man auf eine vergleichsweise aufwendige, dreidimensionale Modellierung, so entscheidet im Wesentlichen die Dicke der Struktur oder das Vorhandensein von Seitenkerben in Bruchmechanikpro-

ben, welcher der Sonderfälle bei einer zweidimensionalen Rechnung der Realität eher gerecht wird: der ebene Spannungszustand (ESZ) oder der ebene Verzerrungszustand (EVZ) (siehe auch Abschnitt 2.2.3).

Rundzugproben erlauben normalerweise, sowohl die Rotationssymmetrie durch den Einsatz axialsymmetrischer Elemente (CAX...), als auch die Spiegelsymmetrie auszunutzen. Letzteres erfolgt wieder durch die Modellierung lediglich einer Probenhälfte. Wie auch bei den zuvor genannten Proben müssen hierzu die Randbedingungen an den Knoten der Symmetrieebene in der Form aufgegeben werden, dass sich die Knoten nur entlang der Symmetrieebene bewegen dürfen. Dies gewährleistet zum Einen den stetigen Materialverbund über die Symmetrieebene hinweg und erlaubt zum Andern, die Physik der ganzen Probe durch die Modellierung von nur einer Hälfte zu erfassen, solange die reale Symmetrie aufgrund der Belastung, Werkstoffanisotropie oder Schädigung nicht verletzt wird.

Diese Symmetrien liegen nicht immer vor; und nicht immer ist es sinnvoll, vorhandene Symmetrien auszunutzen. Beim GTN-Modell ergeben sich auf Grund der Netzabhängigkeit Unterschiede für die Modellierung, je nachdem ob eine Symmetrie vorliegt beziehungsweise ausgenutzt wird, oder nicht.

Bei der Schädigungsmodellierung mit dem GTN-Modell tritt Versagen in der Regel in nur einer Elementreihe des FE-Modells auf. Durch Aufbringung von symmetrischen Randbedingungen (Halbprobenmodell) wird symmetrische Schädigung in je einer Elementreihe ober- und unterhalb der Symmetrieebene erzwungen, Bild 3.2.7(a). Aus diesem Grund unterscheidet sich das Verhalten von Ganzprobenmodellen ohne Symmetrienausnutzung und Halbprobenmodellen mit Symmetrienausnutzung.

Es ist nicht sinnvoll, für die Modellierung von Ganzprobenmodellen das gleiche Netz zu verwenden wie für Halbprobenmodelle. Im ersten Fall lokalisiert die Schädigung, gegebenenfalls nach einem kurzen symmetrischen Risswachstum, in einer Elementreihe, wodurch das Verhalten unsymmetrisch und die Simulation numerisch instabil wird, Bild 3.2.7(b). Aus diesem Grund ist eine andere Netzgestaltung für Ganzprobenmodelle notwendig, bei der nur eine Elementreihe vor der Rissspitze liegt, Bild 3.2.7(c). Mit einer Bild 3.2.7(c) entsprechenden Netzgestaltung werden gute Ergebnisse erzielt [29].

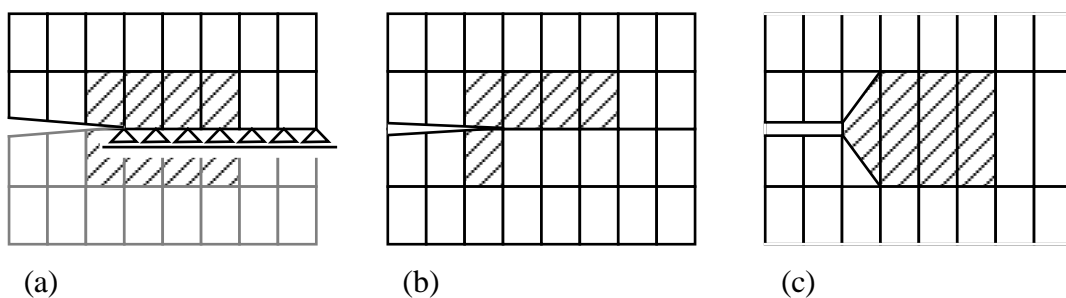


Bild 3.2.7: Schematische Darstellung der Schädigung bei (a) Halbprobenmodellen und (b,c) Ganzprobenmodellen

Ein Vorteil von Ganzprobenmodellen ist ihre größere numerische Stabilität. Bei Halbprobenmodellen können numerische Schwierigkeiten auftreten, die durch die leichte Verschiebbarkeit der Knoten der geschädigten Elemente an der Symmetrieebene verursacht werden; mit Ganzprobenmodellen kann dieses Problem umgangen werden.

3.2.5 Beispielnetze für Probengeometrien

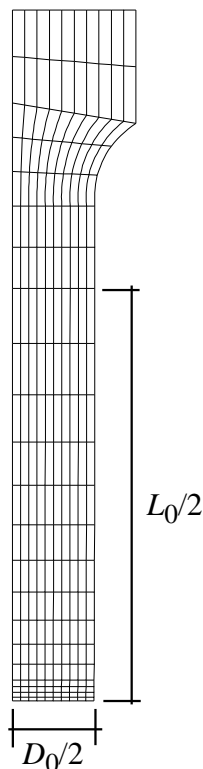


Bild 3.2.8: Axialsymmetrisches FE-Modell einer glatten Rundzugprobe nach Bild 2.2.1

Bild 3.2.8 zeigt das FE-Modell einer glatten Rundzugprobe (vergl. Abschnitt 2.2.1) mit axialsymmetrischen Elementen. Durch Ausnutzung der Probensymmetrie reicht es aus, ein Viertel des gesamten Probenquerschnitts zu modellieren. An der Symmetrieebene empfiehlt es sich, den Durchmesser um etwa 0.5 bis 1% einzuziehen. Durch diese Imperfektion wird erreicht, dass die Dehnung nach Erreichen der Gleichmaßdehnung in diesem Bereich lokalisiert. In der Regel ist es nicht notwendig, den Gewindekopf in allen Details im Modell abzubilden, oft kann auch ganz auf eine Abbildung des Gewindekopfes verzichtet werden. Teilweise wird dann aber beobachtet, dass die Dehnungslokalisierung im Bereich der Krafteinleitung stattfindet, und nicht an der Imperfektion in der Probenmitte.

Das Einbringen einer zusätzlichen Imperfektion ist bei gekerbten Rundzugproben (Bild 3.2.9) nicht erforderlich. Auch bei dieser Probe ist die Modellierung eines Viertels des Probenquerschnitts ausreichend, und auf die Abbildung des Gewindekopfes kann hier ebenfalls verzichtet werden.

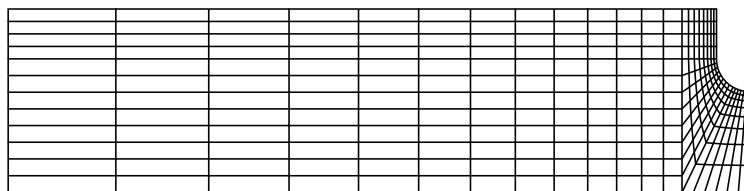


Bild 3.2.9: FE-Netz einer gekerbten Rundzugprobe mit parallelen Kerbflanken nach Bild 2.2.2 (aus [24])

In Bild 3.2.10 und Bild 3.2.11 ist das FE-Modell einer C(T)-Probe dargestellt, das die Symmetrie entlang der Ligamentebene ausnutzt. Das Netz wurde mit dem Netzgenerierprogramm von LIN [34] erzeugt, das auf einfache Weise die speziell geformten Elemente im Übergangsbereich zwischen feiner Elementierung im Ligament und grober Elementierung im äußeren Probenbereich generiert, siehe Bild 3.2.11.

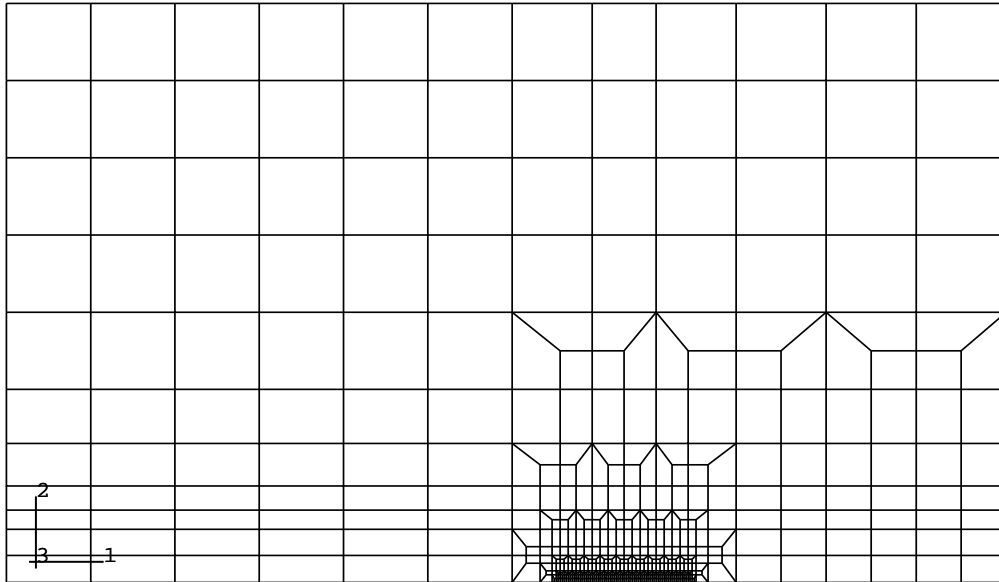


Bild 3.2.10: Zweidimensionales FE-Netz einer C(T)-Probe (aus [24])

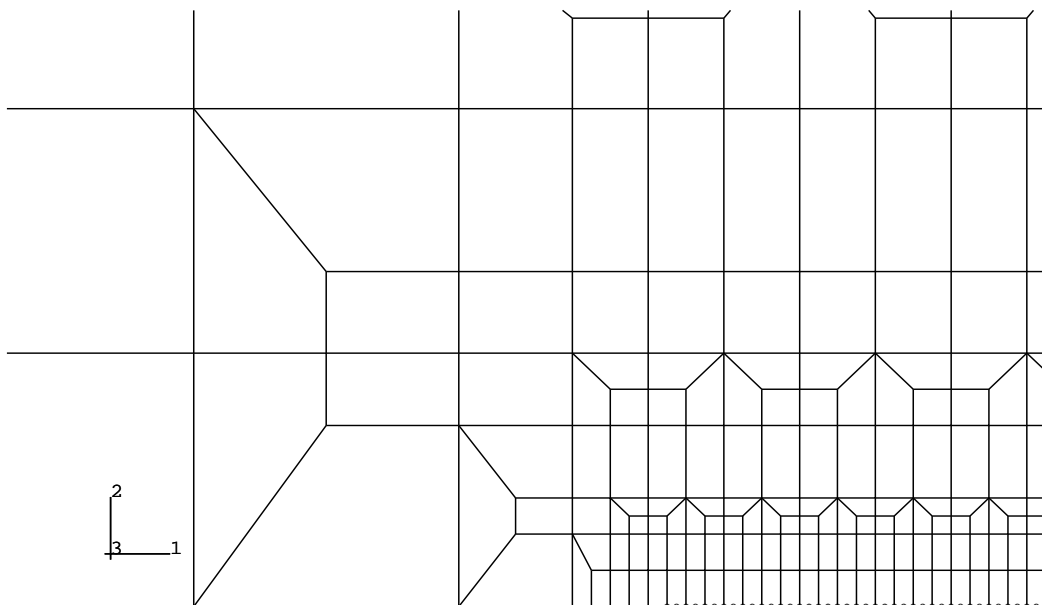


Bild 3.2.11: Ausschnitt aus Bild 3.2.10

Bild 3.2.12 zeigt das FE-Modell einer SE(B)-Probe (vergleiche Abschnitt 2.2.4) im 4-Punkt-Biegeversuch. Das FE-Modell wurde ohne Symmetrienausnutzung als Ganzprobenmodell gestaltet. Auf den Überhang über die Auflager hinaus kann bei nicht dynamischen Rechnungen in der Regel verzichtet werden.

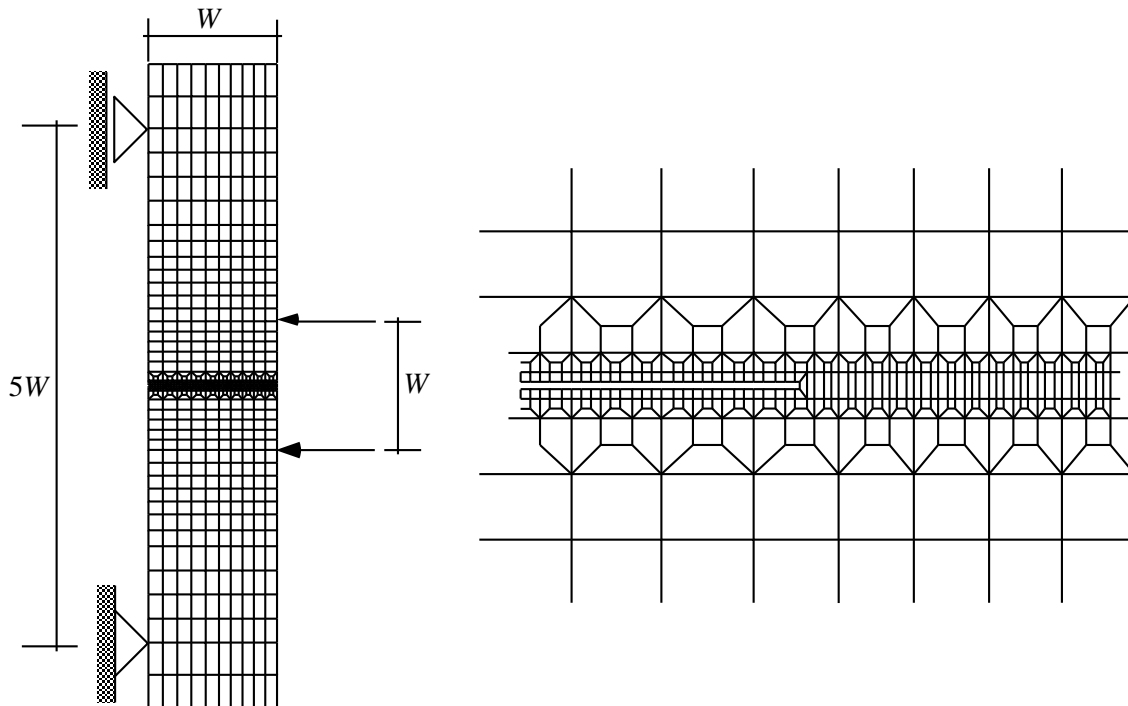


Bild 3.2.12: FE-Netz einer SE(B)-Probe (Ganzprobenmodell im 4-Punkt-Biegeversuch) nach Bild 2.2.5

In Bild 3.2.13 und Bild 3.2.14 ist das FE-Modell einer M(T)-Probe dargestellt. Es nutzt sowohl die Symmetrie entlang der Ligamentebene aus als auch die Symmetrie bezüglich der senkrechten Linie, die den Riss halbiert, siehe Bild 2.2.6. Wie das FE-Netz der C(T)-Probe wurde auch dieses FE-Netz mit dem Netzgenerierprogramm von LIN [34] erzeugt. Bild 3.2.14 zeigt eine Ausschnittsvergrößerung im Bereich der Rissspitze.

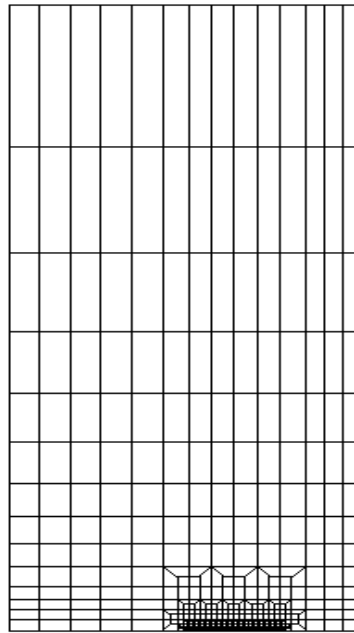


Bild 3.2.13: FE-Netz einer M(T)-Probe (Viertelprobenmodell). Die Symmetrieebenen sind links und unten

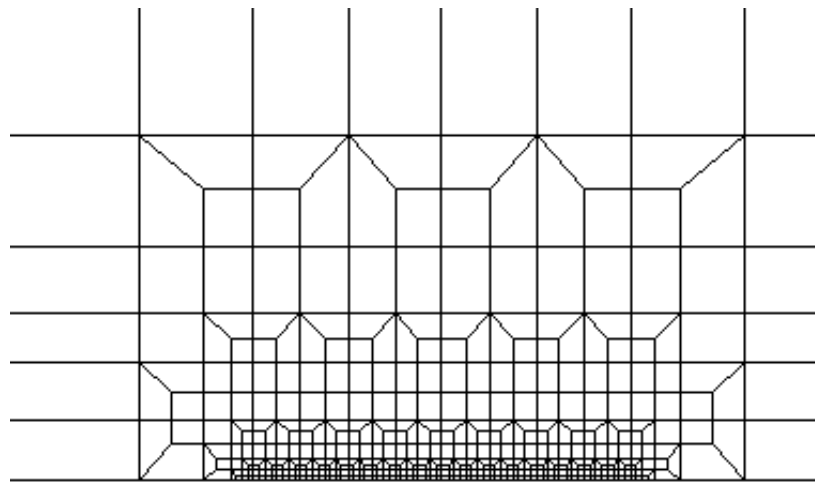


Bild 3.2.14: Ausschnitt aus Bild 3.2.13

3.3 Bestimmung der Materialparameter

Das grundsätzliche Problem bei der Verwendung komplexer Werkstoffmodelle ist die Bestimmung der in ihnen enthaltenen Parameter. Anders als bei einfachen Stoffgesetzen ist die direkte Messung aller Parameter des GTN-Modells unmöglich. Die Parameteridentifikation stellt ein "inverses" Problem dar, bei dem Gruppen von Parametern in einem iterativen Prozess so lange variiert werden, bis die Ergebnisse eines oder mehrerer Experimente möglichst gut von den

numerischen Simulationen wiedergegeben werden. Die Variation der Parameter kann der Benutzer in einem Verfahren von Versuch und Irrtum, gestützt durch Erfahrung, durchführen. Oder er kann sich mathematischer Optimierungsverfahren bedienen (z.B. [35-39]). Auf Einzelheiten, insbesondere der Optimierungsverfahren, kann hier nicht eingegangen werden. Es werden vielmehr nach einigen grundlegenden Erläuterungen der Erfahrungen mit der Auswirkung von Variationen einzelner Parameter auf die Ergebnisse der Simulationen klassischer Zugversuche und bruchmechanischer Versuche dargestellt und im Anhang Beispieldatensätze für verschiedene Werkstoffe gegeben.

Zwei Klassen von Materialparametern müssen bestimmt werden:

1. Parameter, die die Verfestigung des Matrixwerkstoffs charakterisieren, und zwar je nach Problemstellung für dehnratenunabhängiges oder dehnratenabhängiges Verhalten, also die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve bei Betriebstemperatur oder einer Bezugstemperatur und Bezugsdehnrate und gegebenenfalls Parameter der Dehnraten- und Temperaturabhängigkeit.
2. Parameter, die die Schädigungsentwicklung im GTN-Modell charakterisieren, also die GTN-Parameter im engeren Sinne: $\varepsilon_n, f_n, s_n, f_o, f_c, f_f$ und q_1, q_2, q_3 .

3.3.1 Verfestigungsparameter

Die Verfestigung des Matrixwerkstoffs bei dehnratenunabhängigem, plastischem Verhalten wird durch eine wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve $R^{(1)}(\bar{\varepsilon}^{pl})$, also wahre (CAUCHYSche) Spannungen als Funktion logarithmischer plastischer Dehnungen charakterisiert, wie sie aus quasistatischen, einachsigen Zugversuchen an Standard-Rundzugproben ermittelt werden. Da bei der Anwendung des GTN-Modells große plastische Deformationen auftreten, ist die Spannungs-Dehnungs-Kurve bis jenseits der Gleichmaßdehnung von Bedeutung. Wie im Folgenden noch genauer beschrieben wird, ist zur Ermittlung der wahren Spannungen deshalb der tatsächliche Querschnitt an der Einschnürung zu messen und gegebenenfalls zusätzlich die BRIDGMAN-Korrektur zur Berücksichtigung der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes anzuwenden. Letztere erfordert die Messung des Krümmungsradius im Einschnürbereich des Zugstabes.

Die Festlegung der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve für ABAQUS kann wie folgt erfolgen: Wie jedes FE-Programm benötigt auch ABAQUS für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten die Eingabe einer Fließgrenze, z.B. als erster Wert einer punktweise einzugebenden Spannungs-Dehnungs-Kurve oder Fließkurve. Die Spannungs-Dehnungs-Kurve kann eine ausgeprägte Streckgrenze aufweisen (wie bei Baustählen) oder einen kontinuierlichen Übergang in den nichtlinearen Bereich zeigen. Im erstgenannten Fall wird üblicherweise die untere Streckgrenze, im letztgenannten z.B. die 0.2%-Dehngrenze verwendet. Als zugehöriger Dehnungswert ist entweder null, wenn wie bei ABAQUS nur die plastischen Dehnungsanteile gefragt sind, oder der Quotient aus Fließgrenze und Elastizitätsmodul einzugeben, wenn Gesamtdehnungen gefragt sind. Tritt eine ausgeprägte Streckgrenze auf, kann als zweiter Punkt dann die (im Versuch zuerst erreichte) obere Streckgrenze genommen und der Dehnung zugeordnet werden, bei der im Versuch die untere Streckgrenze angenommen wurde. Dies ist eine mögliche Vorgehensweise, das Problem der abnehmenden Spannungen zu umgehen.

Beginnt die Probe sich einzuschnüren, und kann nach Erreichen des Kraftmaximums die Einschnürung der Probe zuverlässig mitgemessen werden, kann die wahre Dehnung nach $\varepsilon_w = \ln(D_0/D)$ berechnet werden. Mit zunehmender Einschnürung geht der einachsige Spannungszustand in einen mehrachsigen über. Damit ist die größte Hauptspannung nicht mehr gleich der Vergleichsspannung, die für die Eingabe in ABAQUS benötigt wird. Nach BRIDGMAN berechnet sich die Vergleichsspannung zu

$$\sigma_{Bri} = \frac{F}{\pi \left(\frac{D}{2}\right)^2 \left(1 + \frac{4\rho}{D}\right) \ln\left(1 + \frac{D}{4\rho}\right)} \quad (19)$$

An dieser Stelle wird empfohlen, den ausgewählten Zugversuch mit der so bestimmten Fließkurve nachzurechnen. Unter Umständen sind danach noch kleine Korrekturen erforderlich, um numerisch bestimmte mit experimentell bestimmter $F(\Delta D)$ -Kurve zur Deckung zu bringen. Die $F(\Delta L)$ -Kurve ist zu diesem Zweck nicht geeignet, da der Beginn der Einschnürung, der sich im beginnenden Abfall der $F(\Delta L)$ -Kurve widerspiegelt, nicht vom Materialverhalten allein bestimmt wird. Insofern kann aus der $F(\Delta L)$ -Kurve nach Erreichen des Kraftmaximums keine Information über das Material gewonnen werden.

Sofern der Anfangshohlraumanteil f_0 klein ist, kann die Spannungs-Dehnungs-Kurve des Matrixmaterials (näherungsweise) an der realen Legierung einschließlich Hohlräumen und hohlraumbildenden Teilchen bestimmt werden. Für Werkstoffe mit großem Anfangshohlraumanteil wie z.B. Gusseisen mit Graphitausscheidungen oder Metallen mit keramischer Partikelverstärkung (MMCs) ist zur direkten Ermittlung der Spannungs-Dehnungs-Kurve die Erzeugung eines speziellen Matrixmaterials gleicher plastischer Eigenschaften, aber ohne Hohlräume bzw. hohlraumbildender Teilchen, erforderlich [26], eine unter Umständen nur schwer realisierbare Forderung. Andernfalls muss die Ermittlung der $R^{(1)}(\bar{\varepsilon}^{pl})$ -Kurve am "Verbundmaterial" in einer iterativen Vorgehensweise gleichzeitig mit der Identifikation der GTN-Parameter erfolgen, was den Prozess der Parameterbestimmung und die Frage nach der Eindeutigkeit des Parametersatzes verkompliziert.

Während ein hoher Teilchen-Volumenanteil bei Teilchen mit schwacher Haftung an der Matrix, wie z.B. die Graphitausscheidungen im GGG eine "Schwächung" des Matrixmaterials bewirkt, führt er bei stark haftenden Partikeln zu einer Erhöhung der Festigkeit gegenüber dem reinen Matrixwerkstoff, wie bei allen MMCs. Die dem GTN-Modell zugrunde liegende Vorstellung eines durch Hohlraumbildung an Teilchen geschwächten Matrixwerkstoffes ist damit nicht mehr richtig. Statt der Spannungs-Dehnungs-Kurve des "Matrixmaterials" ist dann gegebenenfalls die des Verbundwerkstoffes zu verwenden [26, 30].

Für Verformungsvorgänge, bei denen die Dehnraten- und Temperaturabhängigkeit eine Rolle spielen, wie z.B. beim Kerbschlagbiegeversuch (CHARPY-Versuch), müssen diese Abhängigkeiten experimentell ermittelt werden. Für das hier verwendete Modell werden sie durch die Parameter erfasst, die in Abschnitt 2.1.3 vorgestellt wurden. Mindestens ein quasistatischer Versuch bei einer zweiten Temperatur und ein dynamischer Versuch müssen zu ihrer Bestimmung durchgeführt werden.

3.3.2 Parameter der Schädigungsentwicklung (GTN-Parameter)

Die temperatur- und dehnratenuabhängige Version des GTN-Modells weist in ihrer vollen Form neun unabhängige Parameter auf. Drei davon (q_1 , q_2 und q_3) gelten als "Modellparameter" im engeren Sinn, da sie die Form der Fließfläche beeinflussen. Drei weitere Parameter sind eng mit der Modellvorstellung "Matrix mit Hohlraum", verknüpft, da sie relative Hohlraumvolumina bezeichnen (f_0 , f_c , f_f). Die letzten drei Parameter (ε_n , s_n , f_n) definieren eine dehnungsgesteuerte Entstehung von Porositäten im Verlauf der Belastung (siehe Abschnitt 2.1.3).

Da das Modell mikromechanische Prozesse beschreibt und damit Eigenschaften der Mikrostruktur abbildet, sollten einige der Parameter aus metallurgischen Beobachtungen bestimmbar sein. In Einzelfällen sind derartige quantitative Zusammenhänge gefunden worden (z.B. [40]), in den meisten Fällen kann man jedoch nur qualitative Hinweise auf die relevanten Mechanismen und physikalisch sinnvolle Wertebereiche einzelner Parameter gewinnen [41]. Da die Anwendung mikromechanischer Modelle auf duktiles Versagen noch immer ein vergleichsweise neuer Ansatz ist, gibt es keine generell akzeptierten Empfehlungen, wie man diese Parameter zu identifizieren und zu bestimmen hat. Es kommt erschwerend hinzu, dass sie offenkundig nicht unabhängig voneinander sind [42, 43 54]. Eine Reihe von Erfahrungen existiert, siehe z.B. [24, 26, 40, 41, 44-53]. Jedoch sind weitere Untersuchungen nötig, um insbesondere die Sensitivität des Modells gegenüber Variationen einzelner Parameter und die wechselseitigen Abhängigkeiten der Modellparameter zu untersuchen. Ein numerischer "Screening-Test" von ELSTER et al. [54] an einer Zugprobe hat gezeigt, dass vorwiegend fünf Parameter, nämlich f_n , f_0 , f_c , f_f und q_1 die Brucheinschnürung beeinflussen, während ε_n , s_n nicht signifikant waren (siehe auch bei HÖNIG [40]). Diese Aussage kann jedoch nicht auf die Rissinitiierung bei Bruchmechanikversuchen übertragen werden: Anstelle der direkten Wirkung des Parameters f_n in Bezug auf die Vorhersage der Brucheinschnürung im Zugversuch ist hinsichtlich der Größe J bei Rissinitiierung im Bruchmechanikversuch die Wechselwirkung zwischen f_n und ε_n von Bedeutung [43].

Streng genommen lassen sich diese Parameter nur bei einer entsprechend großen Zahl von Informationen bestimmen. So sind prinzipiell Versuche nötig, bei denen die Effekte der einzelnen Größen separierbar wären, wobei Aufwand und experimentelle Praxis dem entgegenstehen. Im Sinne einer leichten Handhabbarkeit dieses Modells sollte man deshalb daran interessiert sein, die Anzahl der Modellparameter auf ein Minimum zu reduzieren. Dies kann z.B. durch Verzicht auf eine gesonderte Nukleierungsfunktion geschehen. Sowohl für den schon beschriebenen Gusswerkstoff als auch für die drei untersuchten Varianten des Aluminium-Verbundwerkstoffes gelang die Simulation des Probenverhaltens im Zugversuch sowie des Risswiderstandsverhaltens durch die Annahme eines Anfangshohlraumes, der im Laufe des Belastungsprozesses wächst und das Material schädigt. Ebenso ist auch für andere Materialien der umgekehrte Fall denkbar, dass Hohlräume nach einer durch die Parameter ε_n , s_n und f_n definierten Nukleierungsfunktion entstehen, von Anfang an vorhandene Hohlräume jedoch nicht beachtet werden. Eine Korrelation dieser Größen mit der Mikrostruktur ist in jedem Fall jedoch erstrebenswert. Dies kann einerseits mit Hilfe der quantitativen Gefügeanalyse eines ebenen Schliffes des betreffenden Materials geschehen (Beispiele dazu finden sich z.B. in BROCKS et al. und STEGLICH [26, 27]), andererseits durch Beobachtungen im In-situ-Versuch. Wird eine Hohlraumentstehung durch Ablösung von Matrix und eingeschlossenem "Schädigungskeim" beobachtet, dann liegt aufgrund der geringen Spannungsübertragung über diese

Fehlstelle die Annahme eines Anfangshohlraumes (f_0) nahe. Beobachtet man jedoch erst im Laufe der Belastung bei höheren Dehnungen eine Entstehung von Hohlräumen, dann sollte mit einer entsprechenden Hohlraumnukleierungsfunktion gerechnet werden.

Mit einer Veränderung der Modellparameter q_1 , q_2 und q_3 wurden in der Vergangenheit keine besonders positiven Erfahrungen gemacht. Deshalb wird hier geraten, sie den Empfehlungen der Literatur entsprechend zu belassen, also $q_1=1.5$, $q_2=1.0$ und $q_3=2.25$.

Bei der Modellierung des Zusammenwachsens von Hohlräumen infolge Dehnungslokalisation hat sich der phänomenologische Ansatz der Beschreibung dieses Vorganges durch eine Beschleunigung der Schädigungsentwicklung nach Gl. (4) bewährt. Die dazu notwendige Konstante f_c kann aus Rechnungen an axisymmetrischen Einheitszellen bestimmt werden [55, 56], die mit unterschiedlichen Mehrachsigkeiten belastet werden und bei denen die Evolution des in ihnen enthaltenen Hohlraumes beobachtet wird. Durch die Bestimmung des Kollaspunktes einer solchen Zelle erhält man eine Abschätzung für f_c . Bei der Mittelung über verschiedene Mehrachsigkeiten sollten die niedrigen stärker gewichtet werden als die hohen Mehrachsigkeiten [26]. Mit der Übertragung des an Einheitszellen gewonnenen Kollaspunktes f_c auf das rein phänomenologische Hohlraumkoaleszenzmodell im GTN-Modell kann auch die Größe f_c als mikromechanisch motiviert angesehen werden. Eine weitere, eher phänomenologisch motivierte, jedoch sehr effiziente Methode ist das "Ablesen" des Wertes von f_c bei einer FE-Analyse eines Zugstabes aus Matrixmaterial ohne Verwendung der Schädigungsbeschleunigung (f_c beliebig, $\kappa = 1$). Betrachtet man den im Experiment ermittelten Versagenspunkt der Probe und ermittelt den entsprechenden Wert der Schädigung f im inneren Element der Probe im Einschnürungsbereich mit Hilfe einer FE-Rechnung, so lässt sich dieser als Wert für f_c in einer weiteren FE-Rechnung mit Schädigungsbeschleunigung (f_c , $\kappa > 1$) verwenden (siehe Bild 3.3.1).

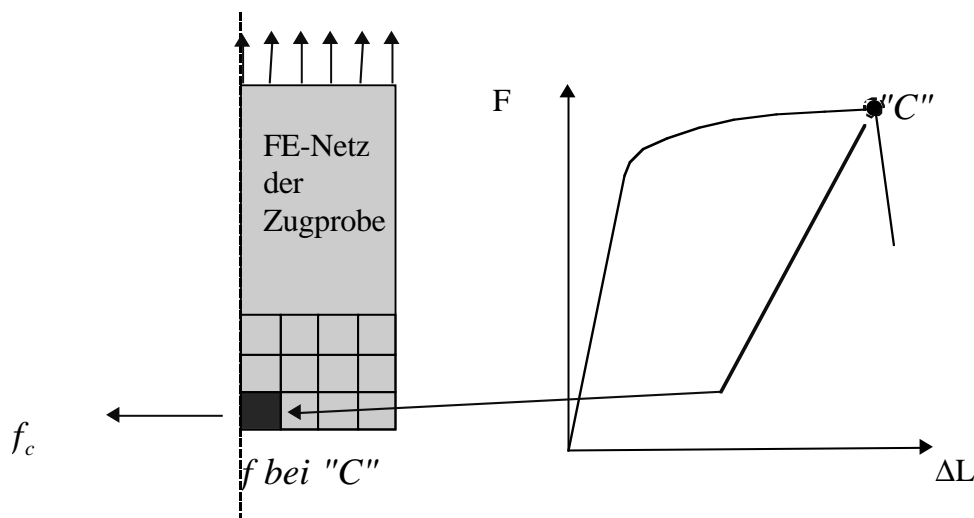


Bild 3.3.1: Methode zur Bestimmung des kritischen Hohlraumanteils f_c aus dem Zugversuch

Der Beschleunigungsfaktor κ kann bei der Simulation des Verhaltens von Bruchmechanikproben angepasst werden. Er ist über Gl. (4) eindeutig mit dem Wert des Hohlraumanteils verknüpft, bei dem endgültiges Versagen eintritt (f_f). Bei Materialien mit geringer Duktilität liegt es nahe, einen niedrigen Wert für f_f zu wählen, der sich in großen Beträgen von κ widerspiegelt. Aus numerischen Gründen sollte κ jedoch den Wert 8 nicht übersteigen.

Die Identifikation einer charakteristischen Länge im Material ist ein komplexes Problem, für dessen Lösung es in der Literatur verschiedene Ansätze gibt. Allen ist gemeinsam, dass sie den

mikrostrukturellen Vorgang der Porenvereinigung vor der Risspitze benutzen, um Aussagen über eine kritische Länge oder ein repräsentatives Volumen zu erhalten. Eine grundsätzliche Schwierigkeit besteht darin, dass durch die Analyse von metallographischen Schlifflinien und Bruchflächen nur ein zweidimensionaler Eindruck von dem dreidimensionalen Vereinigungsprozess gewonnen werden kann. Von SCHLÜTER [57] wird die kritische Länge aus dem Abstand zwischen Kerbgrund und Mittelpunkt des nächsten Hohlraumes bestimmt, womit die Größe eine geometrische Interpretation erfährt. Weiterhin existieren Modelle, die aus dem mittleren Hohlraumdurchmesser und dem mittleren Teilchenabstand bzw. der Rauigkeit der Bruchfläche auf die kritische Länge schließen. Eine kurze Zusammenfassung dieser Ansätze findet man bei HÖNIG [40]. Bei der Diskretisierung des Volumens vor der Risspitze durch finite Elemente wird der Spannungs- und Dehnungsgradient vor der Risspitze geglättet. Jedes Element enthält eine "gemittelte Pore" wodurch der Porenabstand mit der Elementgröße korreliert. In den untersuchten Fällen wurde die Elementgröße so gewählt, dass sie in jedem Fall ein Vielfaches des sich aus der quantitativen Gefügeanalyse bestimmten mittleren Abstandes zum nächsten Nachbarn der Einschlüsse betragen. Es zeigte sich weiterhin, dass die Höhe des Elements einen weitaus größeren Einfluss auf das globale Probenverhalten hatte als seine Breite. In Abschnitt 3.2.2 wurde gezeigt, wie Elementabmessungen im Ligament die Risswiderstandskurve bei der Simulation von Bruchmechanikproben beeinflussen.

3.4 Interpretation der Ergebnisse

War eine Finite-Elemente-Analyse mit dem GTN-Modell (numerisch) erfolgreich, so steht man vor dem Problem der Bestimmung derjenigen makroskopischen Größen aus der Rechnung, die mit den entsprechenden experimentell ermittelten Werten verglichen werden können. So wie die Durchführung von Laborexperimenten keineswegs unproblematisch ist ("L'expérience d'un laboratoire, c'est l'ensemble des erreurs qu'on ne recommencera plus" [58]), birgt auch das "postprocessing" das Risiko, beliebig viele Fehler zu begehen und so ungeeignete Schlüsse aus einer Simulation zu ziehen. Da es auch auf diesem Gebiet mitunter keine binäre Unterscheidung zwischen falscher und richtiger Methode gibt, ist man prinzipiell dazu angehalten, die Vorgehensweise in Bezug auf die Auswertung einer Rechnung zu dokumentieren und offenzulegen.

Prinzipiell gibt es die folgenden Problemkreise:

- Bestimmung von charakteristischen Verschiebungs- und Kraftgrößen
- Bestimmung des J -Integrals
- Bestimmung der aktuellen Risslänge.

Verschiebungen werden in Form von Knotenverschiebungen direkt an einem Punkt (möglichst dem Punkt, an dem sich auch der Messwertaufnehmer im Experiment befand) abgegriffen. Bei der Bestimmung von Kräften müssen Knotenkräfte in Dickenrichtung der Probe addiert werden. Im Falle einer "ebenen" Rechnung (z.B. EVZ) sind die Knotenkräfte grundsätzlich auf die Einheitsdicke bezogen. Die absoluten Kräfte erhält man durch Multiplikation mit der Probendicke, wobei bei seitengekerbten Proben die Bruttodicke B , die Nettodicke B_N sowie die effektive Dicke $B_{eff} = \sqrt{B B_N}$ Anwendung finden. Im Rahmen des vorliegenden Berichtes ist die Nettodicke zur Berechnung der äußeren Kraft verwendet worden; sie liefert zwangsläufig

den niedrigsten Wert. Auch in einem europäischen Ringversuch wurden gute Erfahrungen mit der Verwendung der Nettodicke B_N gemacht [24]. Eventuell ausgenutzte Symmetrien müssen dabei natürlich berücksichtigt werden. Stimmen die Werte für die Kräfte um einen Faktor zwei oder vier nicht, so besteht erhöhter Nachdenkbedarf.

Unter bestimmten Bedingungen ist das J -Integral als Rissspitzenintensitätsparameter geeignet, das Risswiderstandsverhalten von Laborproben und damit das vom untersuchen Material zu beschreiben. Generell kann das J -Integral auf zwei Weisen bestimmt werden:

1. aus den Feldgrößen in einem den Riss umgebenden Bereich als Linienintegral oder nach Umwandlung des Linienintegrals in ein Bereichsintegral, der sogenannten "virtual crack extension method" [59, 60],
2. aus globalen Größen über die Arbeit der äußeren Kräfte an einer Probe, wie in den Vorschriften und Normen beschrieben [18, 20-22].

Bei der ersten Möglichkeit müssen Spannungs- und Verzerrungsfeld bekannt sein, weshalb dieser Weg numerischen Verfahren wie der Methode der finiten Elemente vorbehalten ist. Für den zweiten Fall müssen Kraft- und Verschiebungsgrößen gegeben sein, was auch eine experimentelle Ermittlung des J -Integrals ermöglicht. Hierzu existieren verschiedene Richtlinien zu Berechnung des J -Integrals aus der Kraft-Aufweitungskurve im Experiment.

Bei der FE-Simulation geschieht die Berechnung nach der ersten Vorgehensweise über ein Gebietsintegral, wozu ein die Rissspitze umschließender Bereich festgelegt werden muss. Ein solcher Bereich ist in Bild 3.4.1 grau markiert. Er sollte nicht zu klein gewählt werden und wenn möglich die plastische Zone umschließen. Die Definition eines Knotensets, das die im Bild grau erscheinende Fläche beschreibt, erleichtert die genaue Festlegung des zu berücksichtigenden Bereiches. Bei Verwendung der *CONTOUR INTEGRAL-Karte in ABAQUS wertet man am besten nur eine oder zwei Konturen aus, die definitionsgemäß außerhalb des per Knotensets beschriebenen Bereiches liegen. Hierbei ist zu beachten, dass keine Kontur ausgewertet wird, die Knoten vom Rand der Probe beinhaltet.

Bei Abweichungen der J -Ergebnisse zwischen Rechnung und Experiment sollte zunächst geprüft werden, ob eine Auswertung der in der FE-Rechnung ermittelten Kraft-Rissöffnungskurve nach der zweiten Vorgehensweise mit den experimentellen Formeln zu gleichen oder abweichenden Ergebnissen wie nach dem Linien- oder Bereichsintegral führt. Letzteres könnte auf einen Eingabefehler oder gar auf eine programmseitig fehlerhafte J -Berechnung hinweisen. Für die J -Berechnung nach den experimentellen Formeln steht auf der Unix-Ebene das Programm "JINEX" [61] zur Verfügung.

Die Ermittlung der aktuellen Risslänge in der FE-Simulation geschieht über die Größe des geschädigten Bereiches im Ligament. Dazu wird ein Element als geschädigt angesehen, wenn in jedem seiner Integrationspunkte die Schädigung f^* den Wert $0.9f_u^*$ überschreitet. Die aktuelle Risslänge entspricht dann der größten Entfernung zwischen Anfangsris und geschädigtem Element gemessen in Koordinaten der aktuellen (verformten) Konfiguration. Bei Verwendung von quadratischen Elementansätzen muss diese Betrachtung sinngemäß auf Integrationspunkte übertragen werden. Benutzt man lineare Elementansätze (was empfohlen wird!), so ist die Schädigung - wie alle anderen Feldgrößen auch - im Element jeweils konstant. Aus dieser Definition resultiert, dass der Riss immer nur elementweise (oder GAUßpunktweise bei quadratischen Elementansätzen) wachsen kann, was die charakteristische "Treppenform" der Risswiderstandskurve nach sich zieht.

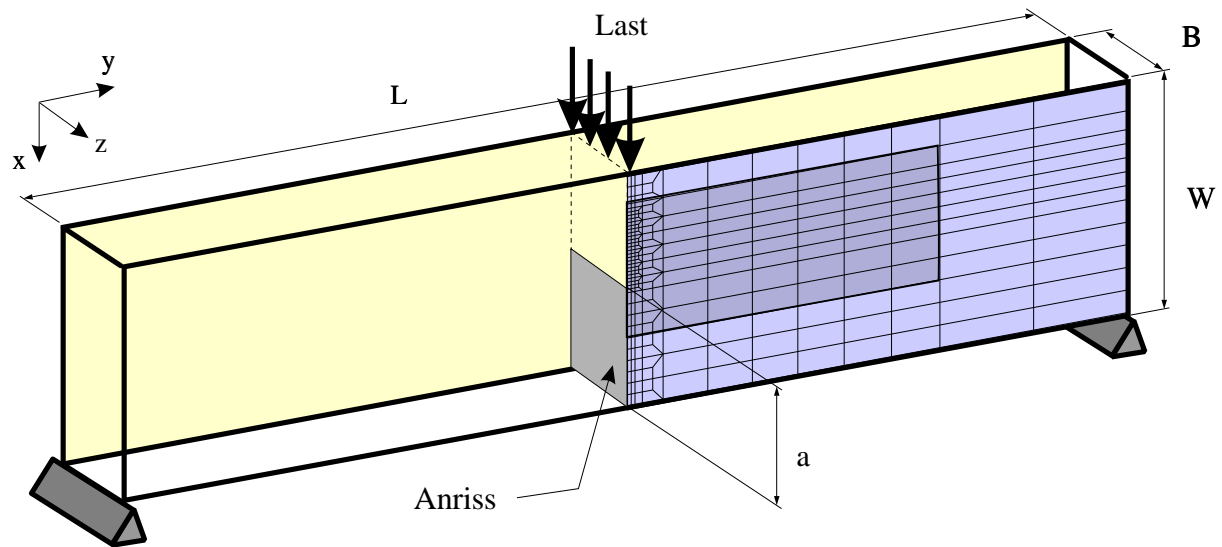


Bild 3.4.1: Prinzipskizze einer SE(B)-Probe und des bei einer FE-Simulation verwendeten Netzes (2D-Rechnung, EVZ)

Die Bestimmung der Risslänge bei 3D-Rechnungen ist ungleich komplexer, da in der Regel die Rissfront nicht gerade verläuft, sondern die Form eines "Daumennagels" aufweist. So ermittelt man die Risslänge zweckmäßigerweise durch Mittelung aus neun Werten in Dickenrichtung der Probe, wie es auch bei der Auswertung von Experimenten üblich ist [18, 22].

4 Schlussfolgerungen

Der vorliegende Bericht gibt konkrete Hilfestellungen bei der Anwendung des GTN-Modells, insbesondere hinsichtlich

- Vernetzung,
- Rechenstrategien,
- Parameteridentifikation,
- Ergebnisinterpretation.

Spannungs-Dehnungs-Kurven und GTN-Parameter für verschiedene Werkstoffe sowie FE-Netze für gängige Probengeometrien sind als Beispieldatensätze für den Einstieg in eigene Berechnungen gedacht. Die Hinweise zu den Rechenstrategien beziehen sich auf das Programm ABAQUS; die Aussagen zu allen übrigen Punkten sind programm-unabhängig.

Viele Fragen bleiben offen. Dazu gehören die Konvergenzprobleme wegen der geringen Reststeifigkeiten geschädigter Elemente, die insbesondere Simulationen von längerem Risswachstum behindern. ABAQUS erlaubt derzeit nicht, derartige Elemente während der laufenden Simulation zu entfernen; vielmehr sind ein Abbruch der Rechnung und Restart erforderlich. Eine UMAT-interne Lösung konnte nicht gefunden werden. Andere Programm-Systeme oder selbstgeschriebene FE-Codes können mit diesem Problem unter Umständen besser umgehen.

Der umstrittenste Punkt bei der Anwendung des GTN-Modells ist die Netzabhängigkeit der Schädigungslokalisierung und damit aller damit erzielten Ergebnisse. Die Gründe hierfür sind bekannt und liegen in der Physik des Vorgangs, nicht in einem "schlechten" Modell. Schädigung führt zu Materialentfestigung, also "instabilem" Werkstoffverhalten. Mathematisch gesehen verliert das zugehörige Randwertproblem seine Elliptizität. Im Grunde ist dieses Problem nicht neu, auch ideal-plastisches Material ist nicht mehr stabil und zeigt Dehnungslokalisierung in Form der Fließlinien, die Charakteristiken des Randwertproblems sind. Physikalisch ist die Netzabhängigkeit ein Ausdruck dafür, dass Schädigung eine mikrostruktureller Prozess ist, der die Einführung einer inneren Länge erforderlich macht. Nicht nur das spezifische Hohlraumvolumen ist von Bedeutung. Auch die tatsächlichen Abstände von Hohlräumen bzw. hohlraumbildenden Teilchen bestimmen die Risszähigkeit eines Werkstoffs. Mikrorissbildung erfordert die Schädigung eines endlichen Volumenbereichs oder, anders ausgedrückt, eine materialspezifische Dissipationsarbeit. Dies ist mit konstitutiven Gleichungen für "einfache" Stoffe nicht abzubilden sondern wäre nur mit "nichtlokalen" Stoffgesetzen möglich, etwa einer Gradiententheorie, über die materialspezifische Längenskalen eingeführt werden. Der Umweg, der bei der Anwendung von kommerziellen FE-Programmen, die auf konstitutiven Gleichungen für "einfache" Stoffe beruhen, gegangen werden muss, ist die Einführung der Elementgröße als Materialparameter. Numerische Studien und eine einfache Überlegung zur Energiefreisetzungsrates zeigen, dass im Wesentlichen die Elementhöhe im Rissligament der maßgebende Parameter für die je Rissinkrement dissipierte mechanische Arbeit und damit für die Risszähigkeit des Werkstoffs ist. Die Elementbreite ist dagegen für die Genauigkeit der Abbildung der Spannungsgradienten an der Rissspitze von Bedeutung.

Ein auf europäischer Ebene durchgeführter Ringversuch zur Anwendung des GTN-Modells hat aufgezeigt, ein wie weiter Weg von der Modellentwicklung und seiner Implementierung in FE-Programme bis zu seiner zuverlässigen Anwendung und dem Erzielen benutzerunabhängiger

Ergebnisse noch zu gehen ist. Dies ist aber in der Vergangenheit auch bei elastisch-plastischen Werkstoffgesetzen so gewesen, die heute standardmäßig für Bauteilberechnungen in der industriellen Praxis angewendet werden. Der Anwendungsbedarf besteht auch bei Schädigungsmodellen, an der Anwendungsreife muss noch gearbeitet werden.

5 Literatur

- [1] GURSON, A. L.: "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media", J. Engng. Materials and Technology 99 (1977), 2-15.
- [2] TVERGAARD, V.: "On localization in ductile materials containing spherical voids", Int. J. Fracture 18 (1982), 237-252.
- [3] NEEDLEMAN, A. und TVERGAARD, V.: "An analysis of ductile rupture in notched bars", J. Mech. Phys. Solids 32 (1984), 461-490.
- [4] TVERGAARD, V. und NEEDLEMAN, A.: "Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar", Acta metall. 32 (1984), 157-169.
- [5] NEEDLEMAN, A. und TVERGAARD, V.: "An analysis of ductile rupture at a crack tip", J. Mech. Phys. Solids 35 (1987), 151-183.
- [6] TVERGAARD, V.: "Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions", Int. J. of Fracture 17 (1981), 389-407.
- [7] ARAVAS, N.: "On the numerical integration of a class of pressure-dependent plasticity models", Int. J. Num. Methods Eng. 24 (1987), 1395-1416.
- [8] CHU, C. C., und NEEDLEMAN, A.: "Void nucleation effects in biaxially stretched sheets", J. Engng. Mat. Technol. 102 (1980), 249-256.
- [9] PAN, J., SAJE, M. und NEEDLEMAN, A.: "Localization of deformation in rate sensitive porous plastic solids", Int. J. Fracture 21 (1983), 261-278.
- [10] ZHANG, Z.: "A practical micro-mechanical model-based local approach methodology for the analysis of ductile fracture of welded T-joints", Dissertation, Lappeenranta University of Technology, Finnland, 1994.
- [11] SIEGMUND, T. und BROCKS, W.: "A user-material subroutine incorporating the GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN model of porous metal plasticity into the ABAQUS finite element program", Technical Note GKSS/WMG/97/2, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1997.
- [12] MÜHLICH, U., BROCKS, W. und SIEGMUND, T.: "A user-material subroutine of the GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN model of porous metal plasticity for rate and temperature dependent hardening", Technical Note GKSS/WMG/98/1, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1998.
- [13] DIN 50 125: "Prüfung metallischer Werkstoffe; Zugproben", Fachnormenausschuss Materialprüfung im Deutschen Normenausschuss, April 1991.
- [14] DIN EN 10 002 T1: "Metallische Werkstoffe; Zugversuch; Teil 1: Prüfverfahren (bei Raumtemperatur)", Europäisches Komitee für Eisen- und Stahlnormung, April 1991.
- [15] DIN EN 10 002 T5: "Metallische Werkstoffe; Zugversuch; Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur", Europäisches Komitee für Eisen- und Stahlnormung, Februar 1992.
- [16] DIN 50145: "Prüfung metallischer Werkstoffe; Zugversuch", Fachnormenausschuss Materialprüfung im Deutschen Normenausschuss, Mai 1975.

- [17] ESIS P6-98: "Procedure to measure and calculate material parameters for the local approach to fracture using notched tensile specimens", European Structural Integrity Society. Hrsg. SCHWALBE, K.-H., GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1998.
- [18] ESIS P2-92: "Procedure for determining the fracture toughness of materials", European Structural Integrity Society, 1992.
- [19] ASTM E 399-90: "Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials", Annual Book of ASTM Standards Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, 1997.
- [20] ASTM E 1737-96: "Standard test method for *J*-integral characterization of fracture toughness", Annual Book of ASTM Standards Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, 1997.
- [21] ASTM E 1820-96: "Standard test method for measurement of fracture toughness", Annual Book of ASTM Standards Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, 1997.
- [22] SCHWALBE, K.-H., NEALE, B. K. und HEERENS, J.: "The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials: EFAM GTP 94", Bericht GKSS 94/E/60, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1994.
- [23] SCHWALBE, K.-H. und HELLMANN, D.: "Correlation of stable crack growth with the *J*-integral and the crack tip opening displacement, effects of geometry, size and material", Bericht GKSS 84/E/37, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1984.
- [24] BERNAUER, G. und BROCKS, W.: "Numerical round robin on micro-mechanical models. Phase II. Results of task A", Bericht (in Vorbereitung), GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1999.
- [25] AURICH, D., GERWIEN, P., HÄCKER, R., HÜNECKE, J., KLINGBEIL, D., KRAFKA, H., KÜNECKE, G., OHM, K., VEITH, H. und WOSSIDLO, P.: "Experimentelle und numerische Untersuchungen des statischen und dynamischen Reißwiderstandsverhaltens verschiedener höherfester Baustähle im Temperaturbereich von 20°C bis 350°C", 23. MPA-Seminar, Stuttgart, 1997.
- [26] STEGLICH, D.: "Bestimmung von mikrostrukturellen Parametern in Schädigungsmodellen für duktile Metalle", Dissertation, Technische Universität, Berlin, 1999.
- [27] BROCKS, W., PUSCH, G., BAER, W. und STEGLICH, D.: "Anwendung mikromechanischer Modelle der Werkstoffschädigung zur gefügeabhängigen Bewertung der Zähigkeit von duktilen Gußeisenwerkstoffen", Abschlussbericht der Forschungsvorhaben Pu 104/4-1 und 104/4-3 sowie Br 521/6-1 und 521/6-2 im DFG-Schwerpunktprogramm "Fließbruchmechanik", GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1996.
- [28] BROCKS, W., BAER, W., STEGLICH, D. und PUSCH, G.: "Experimental determination and micromechanical modelling of damage in nodular cast iron", Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure. Hrsg. PETTIT, J., Proc. ECF 11, Poitiers, 03.-06.09.96, Vol. II, 811-816.
- [29] UDOH, A., WERWER, M., BROCKS, W. und PUSCH, G.: "Anwendung mikromechanischer Modelle der Werkstoffschädigung zur gefügeabhängigen Bewertung der Zähigkeit artgleicher Schweißverbindungen duktiler Gußeisenwerkstoffe", Technical Note GKSS/WMG/98/10, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1998.

- [30] STEGLICH, D. und BROCKS, W.: "Micromechanical modelling of the behaviour of ductile materials including particles", Proceedings of the 6th International Workshop on Computational Modelling of Materials, Computational Materials Science 2 (1997), 7-17.
- [31] HEERENS, J.: "SM&T Project: Fracture toughness of steel in the ductile to brittle transition regime. Final report part I", Bericht GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1998.
- [32] ABAQUS Standard, Version 5.8, User's Manual. Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., Pawtucket, RI, USA, 1998.
- [33] ABAQUS Standard, Version 5.8, Theory Manual. Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., Pawtucket, RI, USA, 1998.
- [34] LIN, G.: "Handbuch zum FE-Preprozessor FEMESH", Technical Note (in Vorbereitung), GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 2000.
- [35] SCHWARZ, U., HAFTAOGLU, C. und OLSCHESKI, J.: "Anpassung von Stoffgesetzen für das inelastische Verhalten metallischer Werkstoffe an Versuchsdaten und vergleichende Bewertung", Bericht BAM-1.01, BAM Berlin, Juli 1992.
- [36] SCHWERTEL, J., MUNZ, D. und SCHINKE, B.: "Anpassung von Stoffgesetzen für das inelastische Verhalten metallischer Werkstoffe an Versuchsdaten und vergleichende Bewertung", Bericht des Inst. f. Zuverlässigkeit und Schadenskunde im Maschinenbau, Universität Karlsruhe, Juni 1992.
- [37] SIEVERT, R.: "Ein Beitrag zur Bestimmung der Materialparameterwerte viskoplastischer Stoffgesetze mittels eines Optimierungsverfahrens", Berichte BAM-1.01 90/3 und 92/1, BAM Berlin, 1992.
- [38] THIELECKE, F.: "Parameteridentifikation von Simulationsmodellen für das viskoplastische Verhalten von Metallen - Theorie, Numerik, Anwendung", Braunschweiger Schriften zur Mechanik 34-1998, Mechanik-Zentrum, Technische Universität Braunschweig, 1998.
- [39] MAHNKEN, R.: "Aspects on the finite-element implementation of the GURSON model including parameter identification", Plasticity '99 Conference, Cancun, Mexico. Eingereicht in Int. J. of Plasticity, 1999.
- [40] HÖNIG, A.: "Numerische Simulation von dynamisch belasteten Proben unter Berücksichtigung mikromechanischer Materialmodelle", Dissertation, Universität Freiburg. Auch: IWM-Bericht W5/94, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Freiburg, 1994.
- [41] BROCKS, W. und BERNAUER, G.: "Determination of the GURSON parameters by numerical simulation", Micromechanics of Fracture and their Structural Significance, The Institute of Materials Second Griffith Conference, Sheffield, Großbritannien, 1995, 109-119.
- [42] ZHANG, Z.: "A sensitivity analysis of material parameters for the GURSON constitutive model", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 19, 5 (1996), 561-570.
- [43] BROCKS, W. und MÜHLICH, U.: "Weiterentwicklung des mikromechanischen Modells von GURSON, TVERGAARD und NEEDLEMAN für Hohlraumwachstum und -vereinigung in duktilen Werkstoffen", Abschlussbericht zum DFG-Vorhaben Br 521/11-1, Technical Note GKSS/WMG/99/5, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1999.

- [44] SUN, D.-Z., VOSS, B. und SCHMITT, W.: "Numerical prediction of ductile fracture resistance behaviour based on micromechanical models", Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EGF 9. Hrsg. BLAUDEL H. und SCHWALBE, K.-H., Mechanical Engineering Publications, London, Großbritannien, 1991, 447-458.
- [45] BROCKS, W., KLINGBEIL, D., KÜNECKE, G. und SUN, D.-Z.: "Application of the GURSON model to ductile tearing resistance", Second Symposium on Constraint Effects, ASTM STP 1224. Hrsg. KIRK, M. und BAKKER, A., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995, 232-252.
- [46] BROCKS, W.: "Numerical round robin on micromechanical models", IWM-Bericht T8/95, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg, 1995.
- [47] STEGLICH, D. und BROCKS, W.: "Micromechanical modelling of damage and fracture of ductile materials", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 21 (1998), 1175-1188.
- [48] BROCKS, W., HAO, S. und STEGLICH, D.: "Micromechanical modelling of the damage and toughness behaviour of nodular cast iron materials", Local Approach to Fracture, Proc.1st European Conf., 09.-11.09.96, Fontainebleau, J. de Physique IV 6 (1996), C6-43-56.
- [49] BERNAUER, G.: "Einsatz mikromechanischer Schädigungsmodelle im spröduktilen Übergangsbereich", Dissertation, Universität Karlsruhe, 1997. Auch: IWM-Bericht W5/97, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg, 1997.
- [50] SUN, D.-Z., SIEGELE, D., VOSS, B. und SCHMITT, W.: "Application of local damage models to the numerical analysis of ductile rupture", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 12 (1988), 201-212.
- [51] SCHMITT, W., SUN, D.-Z. und KIENZLER, R.: "Application of micro-mechanical models to the prediction of ductile fracture", 1st Int. Conf. Computer Aided Assessment and Control of Localized Damage, Southampton, Großbritannien, 1990.
- [52] SUN, D.-Z., KIENZLER, R., VOSS, B. und SCHMITT, W.: "Application of micromechanical models to the prediction of ductile fracture", Fracture Mechanics: Twenty-Second Symposium (Volume II), ASTM STP 1131. Hrsg. ATLURI, S. N., NEWMAN, JR., J. C., RAJU, I. S. und EPSTEIN, J. S., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992, 368-378.
- [53] SUN, D.-Z. und HÖNIG, A.: "Significance of the characteristic length for micromechanical modelling of ductile fracture", Proc. Third Int. Conf. on Localized Damage. Hrsg. ALIABADI, M.H., CARPINTERI, A., KALISKY, S. und CARTWRIGHT, D. J., Comp. Mechanics Publication, Southampton, England, 1994, 287-296.
- [54] ELSTER, C., HONERKAMP, J., HÖNIG, A. und KUNERT, J.: "Statistische Analyse eines mikromechanischen Materialmodells", Qualität und Zuverlässigkeit 39 (1994), 1387-1391.
- [55] KOPLIK, J. und NEEDLEMAN, A.: "Void growth and coalescence in porous plastic solids", Int. J. Solids and Structures 24 (1988), 835-853.
- [56] BROCKS, W., SUN, D.-Z. und HÖNIG, A.: "Verification of the transferability of micromechanical parameters by cell model calculations for visco-plastic materials", Int. J. Plasticity 11 (1995), 971-989.

- [57] SCHLÜTER, N.: "Einfluß der Beanspruchung und des Gefüges auf die lokale Schädigung beim Gleitbruch von Baustählen", Dissertation, IEHK der RWTH Aachen, 1997.
- [58] LEMAITRE, J. und CHABOCHE, J. L.: "Mechanics of solid materials", Cambridge University Press, Großbritannien, 1990.
- [59] BAKKER, A.: "The three dimensional J -Integral", Bericht WTHD 167, Department of Mechanical Engineering, Delft University of Technology, Niederlande, 1984.
- [60] MORAN, B. und SHIH, C.: "Crack tip and associated domain integrals from momentum and energy balance", Bericht ONR0365/2, Brown University, Providence, USA, 1986.
- [61] BERNAUER, G.: "JINEX 2.2: Programm zur Berechnung der Rissspitzen-Beanspruchungsgrößen K , G und J aus Last-, Verformungs- und Rissverlängerungsdaten von Bruchmechanikversuchen", Technical Note GKSS/WMG/99/9, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1998.

Anhang

zu 2.3: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven der verwendeten Werkstoffe

(1) Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven des ferritischen Stahls 22 Ni Mo Cr 3 7 nach [24]

(1a) 0°C

wahre Gesamtdehnung ε [-]	wahre Spannung σ [MPa]
0.00223095	$R_{eL} = 468.5$
0.0078	472.3
0.0127	481.1
0.0154	495.3
0.0198	515.2
0.0251	537.5
0.0297	555.7
0.0400	589.0
0.0499	615.0
0.0598	635.3
0.0698	651.2
0.0800	664.8
0.0901	675.4
0.0998	683.9
0.1102	692.3
0.1459	714.1
0.2000 ^b	742.8

^b Werte oberhalb von $\varepsilon = 0.1459$ können mithilfe eines Potenzgesetzes und einem Verfestigungsexponenten von $N = 8$ extrapoliert werden: $\ln(\sigma / \text{MPa}) = 0.125 \ln \varepsilon + 6.81163$

(1b) -150°C

wahre Gesamtdehnung ε [-]	wahre Spannung σ [MPa]
0.00338028	$R_{el} = 720.0$
0.03	747.0
0.04	784.0
0.05	814.0
0.07	861.4
0.10	914.7
0.15	979.3
0.20	1027.9
0.30	1100.4
0.40	1155.0
0.50	1199.2
0.70	1269.0
1.00	1347.5
1.50	1442.6
2.00 ^c	1514.2

^c Werte oberhalb von $\varepsilon = 0.03$ können mit Hilfe eines Potenzgesetzes bestimmt werden:

$$\ln(\sigma / \text{MPa}) = 0.16824 \ln \varepsilon + 7.206$$

(2) Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve des ferritischen Stahls StE 460

nach [25], 23 °C:

wahre Gesamtdehnung ε [-]	wahre Spannung σ [MPa]
0.002238	$R_{eL} = 470$
0.018238	480
0.03	550
0.05	651
0.075	665
0.10	698
0.15	740
0.20	773
0.40	873
0.60	952
0.80	1000
2.00	1288 ^d

^d extrapolierter Wert

(3) Fließkurve des Matrixmaterials von GGG

nach [26], 20 °C:

wahre plastische Dehnung ϵ^{pl} [-]	wahre Span- nung σ [MPa]
0.0000	322.0
0.008123	350.5
0.0201	382.3
0.0341	417.6
0.0482	446.3
0.0643	471.8
0.0785	490.2
0.0958	508.9
0.1139	525.4
0.1427	547.4
0.1723	566.4
0.2008	582.9
0.2283	596.0
0.2520	603.5
0.3000	622.0
0.5000	669.0
0.7000	702.0
1.0000	739.0
10.0000	1027.0 ^e

^e extrapolierter Wert

(4) Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve des Matrixmaterials von GGG-3AZ
nach [27-29], 20 °C:

wahre Gesamt- dehnung ε [-]	wahre Span- nung σ [MPa]
0.010	366
0.0159	402
0.0200	419
0.0300	452
0.0383	472
0.0517	499
0.0715	531
0.0812	544
0.0905	555
0.1137	580
0.1428	606
0.1824	634
0.2200	658
0.2939	695
0.4334	749
0.6295	805
9.9920	1377 ^f

^f extrapolierter Wert

- (5) **Fließkurve der Matrix eines Al-Al₃Ti-Verbundwerkstoffes**
nach [26], 20 °C:

wahre plastische Dehnung ϵ^{pl} [-]	wahre Spannung σ [MPa]
0.0000	28.02
0.00169	42.16
0.00469	50.99
0.00869	57.19
0.01569	63.83
0.02369	68.92
0.03769	75.14
0.05369	80.25
0.08169	86.76
0.11360	92.27
0.16169	98.00
10.00000	200.00

zu 3.1: Muster-Inputfile für ABAQUS 5.8 am Beispiel einer C(T)-Probe

"CCC" und "***" leiten Kommentarzeilen ein

"..." hier wurden zur übersichtlicheren Darstellung des Inputfiles Zeilen weggelassen

*HEADING

CCC hier darf man Beliebiges reinschreiben, woran man später
CCC seine Rechnung wieder erkennt:

C(T)-Rechnung zum Projekt xyz von Michaela Mustermann, 7. Parametertest
CCC hinter einfachem Stern kommt erst das Keyword und dann
CCC mit Kommas abgetrennt die Optionen, eventuell in
CCC Folgezeilen weitere Daten zu diesem Keyword, so lange
CCC bis das nächste Keyword erscheint:

*NODE, SYSTEM=R

CCC Knotennummer, Koordinaten in 1-, 2-, 3-Richtung:

1, .274900000E+02, .000000000E+00, .000000000E+00
2, .275400000E+02, .000000000E+00, .000000000E+00

...

1952, .477483333E+02, .300000000E+02, .000000000E+00
1953, .500000000E+02, .300000000E+02, .000000000E+00

CCC nun werden die Knoten zu Elementen verbunden. TYPE ist der
CCC Typ der Elemente, ELSET ordnet den folgenden Elementen einen
CCC beliebigen Namen zu (sinnvoll wählen):

*ELEMENT,TYPE=CPE4 ,ELSET=PLASTEL

CCC Elementnummer, Knotennummern in festgelegter Reihenfolge
CCC Da hier 4-knotige Elemente gebraucht werden, werden
CCC die letzten vier Knoten überlesen:

1, 1, 3, 14, 12, 2, 9, 13, 8,
2, 3, 5, 16, 14, 4, 10, 15, 9,

...

609, 1911, 1913, 1951, 1949, 1912, 1927, 1950, 1926,
610, 1913, 1915, 1953, 1951, 1914, 1928, 1952, 1927,

CCC weitere Elementgruppe, da hier eine zweite Material-
CCC eigenschaft zum Einsatz kommen soll, nämlich
CCC Elemente mit linear elastischem Materialgesetz,
CCC um den Knoten herum, in den die Kraft in die Struktur
CCC eingeleitet wird:

*ELEMENT,TYPE=CPE4 ,ELSET=ELASTEL

575, 1815, 1817, 1855, 1853, 1816, 1841, 1854, 1840,
587, 1853, 1855, 1893, 1891, 1854, 1879, 1892, 1878,

CCC hier wird das noch zu spezifizierende Material DAMAG
CCC der Elementgruppe PLASTEL zugeordnet:

*SOLID SECTION,ELSET=PLASTEL,MATERIAL=DAMAG


```

CCC nun wird das Material DAMAG definiert:
*MATERIAL,NAME=DAMAG
CCC das Materialgesetz heißt USER MATERIAL,
CCC UNSYMM erlaubt unsymmetrische Behandlung der Steifigkeitsmatrix,
CCC was für das GTN-Modell sinnvoll ist:
** CONSTANTS=16+number of data for stress strain curve (2 each point)
*USER MATERIAL, CONSTANTS= 86, UNSYMM
*****
** 1. Young's modulus
** 2. Poisson ratio
** 3. Initial porosity
** 4. Nucleation strain
** 5. Nucleatable porosity
** 6. Standard deviation for nucleation
**   set to zero for no nucleation
*****
** E ,      nu , f_0 ,   e_n , f_n , s_n
210000. , 0.300 , 0.002 , 0.30 , 0.0 , 0.0
*****
** 9. Onset of accelerated pore growth
** 10. Rate for accelerated pore growth
** 11. Factor for onset of stiffness reduction
** 12. Increment reduction factor
** 13. q1
** 14. q2
** 15. q3
*****
**fc,      K , RFAC,   Red., q1 , q2 , q3
0.050 , 4.0 , 0.95 , 0.25 , 1.5 , 1. , 2.25
*****
** stress-strain-data:
** stress1,plastic strain1,stress2,plastic strain2,...
** always 4 pairs per line, last line without komma at the end
*****
CCC Abaqus verlangt für die Spannungsdehnungskurve plastische
CCC Dehnungen, also ohne elastischen Anteil (evt. vorher abziehen!):
** s1,e1,s2,e2,s3,e3,s4,e4
468.500, 0.0000e+0, 472.3000,5.6000e-3, 481.1000,1.0400e-2, 495.3000,1.3000e-2,
515.200, 1.7400e-2, 537.5000,2.2500e-2, 555.7000,2.7100e-2, 589.0000,3.7200e-2,
615.000, 4.7000e-2, 635.3000,5.6800e-2, 651.2000,6.6700e-2, 664.8000,7.6800e-2,
675.400, 8.6900e-2, 683.9000,9.6500e-2, 692.3000,1.0690e-1, 714.1000,1.4250e-1,
742.8154,1.9650e-1, 763.8263,2.4640e-1, 781.4340,2.9630e-1, 796.6373,3.4620e-1,
810.0459,3.9610e-1, 832.9585,4.9600e-1, 852.1598,5.9590e-1, 883.3613,7.9580e-1,
908.3477,9.9570e-1, 955.5722,1.4955e+0, 990.5602,1.9953e+0,1018.5790,2.4952e+0,
1042.059,2.9950e+0,1062.3330,3.4949e+0,1080.2140,3.9949e+0,1110.7680,4.9947e+0,
1136.373,5.9946e+0,1177.9810,7.9944e+0,1211.3010,9.9942e+0
**
CCC Anzahl der für die Subroutine benützten Zustandsvariablen.
CCC Die GTN-Routine von T.Siegmund braucht 10:

```

```

*DEPVAR
10
CCC hier wird die UMAT aufgerufen. Angabe von Pfad und Fortran-
CCC programmdatei:
*USER SUBROUTINE, INPUT=/bern31/programme/GTN-24-10-97.f
CCC hier wird wieder ein Material einer Elementgruppe zugeordnet:
*SOLID SECTION,ELSET=ELASTEL,MATERIAL=ELASTI
CCC hier wird das Material namens ELASTI spezifiziert:
*MATERIAL,NAME=ELASTI
CCC Materialgesetz und dessen Parameter, hier E-Modul und nu:
*ELASTIC
      .210000E+06,      .300000E+00
CCC definiere eine neue Elementgruppe, bestehend
CCC aus PLASTEL und ELASTEL:
*ELSET,ELSET=ALLEL
      PLASTEL,ELASTEL
CCC definiere Knotengruppe CLIP, bestehend aus einem Knoten,
CCC an dem später die Knotenverschiebung gemessen werden soll,
CCC dann das gleiche für den Lasteinleitungsknoten, die Knoten des
CCC Ligamentes und die Knoten, deren Umrandung den ersten
CCC J-Berechnungspfad definieren bzw. das Integrationsgebiet umfassen:
*NSET,NSET=CLIP
      1787,
*NSET,NSET=LOADNODE
      1853,
*NSET,NSET=LIGNODES
      7,  20,  23,  25,  28,  30,  33,  35,  38,  40,  43,  45,  48,
      50,  53,  55,  58,  60,  63,  65,  68,  70,  73,  75,  78,  80,
...
      549, 838, 841, 844, 846, 1136, 1137, 1384, 1385, 1479, 1490, 1496, 1507,
      1513, 1524, 1530, 1541, 1547, 1558, 1564, 1575,
*NSET,NSET=JNODS
      1,  2,  3,  4,  5,  6,  7,  8,  9,  10,  11,  12,  13,
      14,  15,  16,  17,  18,  19,  20,  21,  22,  23,  24,  25,  26,
...
      1704, 1705, 1706, 1707, 1708, 1709, 1806, 1807, 1808, 1809, 1810, 1811, 1823,
      1824, 1825, 1826, 1827, 1828, 1829, 1830, 1831, 1832, 1833,
CCC Definition von Elementgruppen, die für die Auswertung noch
CCC gebraucht werden: Rissspitzenelement, Ligamentelement und
CCC Ligamentelemente zweireihig:
*ELSET,ELSET=RSEL
      4,
*ELSET,ELSET=LIGEL
      4,  5,  6,  7,  8,  9,  10,  11,  12,  13,  14,  15,  16,
      17,  18,  19,  20,  21,  22,  23,  24,  25,  26,  27,  28,  29,
      30,  31,  32,  33,  34,  35,  36,  37,  38,  39,  40,  41,  42,
      43,  44,  45,  46,  47,  48,  49,  50,  51,  52,  53,  54,  55,
      56,  57,  58,  59,  60,  61,  62,  63,  64,  65,  132,  134,  136,

```

```

243, 244, 346,
*ELSET,ELSET=LIGEL1U2
  4,  5,  6,  7,  8,  9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16,
17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 29,
30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42,
43, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50, 51, 52, 53, 54, 55,
56, 57, 58, 59, 60, 61, 62, 63, 64, 65, 69, 70, 71,
72, 73, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84,
85, 86, 87, 88, 89, 90, 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97,
98, 99, 100, 101, 102, 103, 104, 105, 106, 107, 108, 109, 110,
111, 112, 113, 114, 115, 116, 117, 118, 119, 120, 121, 122, 123,
124, 125, 126, 127, 128, 129, 130,
*BOUNDARY
CCC die Knotengruppe LIGNODES soll sich in 2-Richtung um 0
CCC verschieben, was nichts anderes heißt, als dass sich diese
CCC Knoten nur noch in 1-Richtung bewegen dürfen:
  LIGNODES,2,, .00000E+00
CCC nun wird der step definiert. Werden mehrere Prozesse
CCC gerechnet (z.B. Be- und Entlastung), können nach
CCC den Anweisungen zu diesem Step weitere steps definiert
CCC werden.
CCC Ich erlaube diesem step insgesamt 5000 Inkremente, setze
CCC Definition der Dehnungen für große
CCC Verformungen und verbiete die Extrapolation der Lösung am Start
CCC jedes Inkrementes, was bei rein monotonen Prozessen sinnvoll
CCC gewesen wäre:
*STEP,INC=5000, NLGEOM, MONOTONIC=NO
*STATIC
CCC Länge (Zeit)des ersten Zeitinkrements, die Gesamtzeit des steps,
CCC die minimal erlaubte und die maximal erlaubte Inkrementlänge.
CCC Für einen Versuch mit Risswachstum setze man t_max < t_ges/100:
  .0005, 3.500, .000000001, .020
CCC Kontrollparameter können von Standardwerten umgesetzt werden,
CCC wenn Konvergenzprobleme auftreten (siehe ABAQUS-Handbuch
CCC für die Bedeutung der Parameter), sonst diese Zeilen ganz
CCC rausschmeißen, damit die Standardparameter von ABAQUS
CCC verwendet werden:
CCC Erlaubte Verschiebungstoleranzen:
*CONTROLS,PARAMETERS=FIELD,FIELD=DISPLACEMENTS
CCC Empfehlung bei Schwierigkeiten (kann abhängig vom Problem sein,
CCC Sensitivitätsanalyse der Ergebnisse auf die Einstellungen sinnvoll!):
  0.001, 1.0
CCC Erhöhe erlaubte Iterationszahlen, z.B. auf:
*CONTROLS,PARAMETERS=TIME INCREMENTATION
25,150,9,50,28,5,12,25
CCC Schreibt möglichst viele Informationen ins .dat-File:
*PREPRINT,ECHO=YES ,HISTORY=YES,MODEL=YES
CCC Wenn alle 10 Inkremente ins Restart-File geschrieben werden sollen:
*RESTART,WRITE,FREQUENCY=10

```

CCC nochmals Randbedingungen, OP=MOD, wenn Knoten dabei sind,
CCC denen eventuell schon eine Randbedingung auferlegt wurde. 3.5
CCC bedeutet, dass bis zum Ende des steps die Verschiebung 3.5
CCC vollzogen sein wird:

*BOUNDARY,OP=MOD

LOADNODE, 2,, .35000E+01

*BOUNDARY,OP=MOD

LOADNODE,1,, .00000E+00

CCC Angabe von Knoten- und Elementgruppenergebnissen, Häufigkeit
CCC und Ergebnisgrößen, die ins .dat-File geschrieben werden sollen:

** dat-file (data):

*NODE PRINT, GLOBAL=YES, FREQUENCY=1, NSET=LOADNODE

U,RF

*NODE PRINT, GLOBAL=YES, FREQUENCY=1, NSET=CLIP

U

*EL PRINT, FREQUENCY=1, ELSET=LIGEL1U2

S,SDV2, SDV3, COORD

CCC Angabe von Knoten- und Elementgruppenergebnissen, Häufigkeit
CCC und Ergebnisgrößen, die ins binäre .fil-File geschrieben
CCC werden sollen:

** fil-File (results):

*EL FILE,FREQUENCY=100,ELSET=ALLEL

S,E,SDV

*NODE FILE, GLOBAL=YES, FREQUENCY=100

U,RF

CCC Anweisung zur Berechnung des J-Integrals an 3 Pfaden um
CCC die zuvor definierte Elementgruppe JNODS und Multiplikation
CCC des Ergebnisses mit 2 aus Symmetriegründen (SYMM):

*CONTOUR INTEGRAL,FREQUENCY=1,CONTOURS=3,OUTPUT=BOTH,SYMM

JNODS, 1., 0.

CCC so oft sollen Nachrichten in das .msg-File geschrieben werden:

** msg-File:

*PRINT,FREQUENCY=1

CCC Und so muss jeder step beendet werden:

*END STEP

zu 3.1: siehe Bericht

**Untersuchung zum Konvergenzverhalten des in Form einer UMAT
implementierten GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN-Modells**

von:

Andreas Rossoll, Uwe Mühlich

1999

zu 3.3: Materialparameter des GTN-Modells

Beispiele für Parametersätze der temperatur- und dehnratenunabhängigen Version des GTN-Modells:

	22 NiMoCr 3 7 0 °C ^g	StE 460 23 °C	GGG 20 °C	GGG-3AZ 20 °C	Al-Al ₃ Ti 20 °C
ϵ_n	-	0.30	-	-	-
f_n	-	0.02	-	-	-
s_n	-	0.1	-	-	-
f_0	0.002	0.0025	0.120	0.120	0.008
f_c	0.050	0.021	0.180	0.175	0.010
f_f	0.196 ^h	0.19	0.26	0.24	0.174
q_1	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5
q_2	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
q_3	2.25	2.25	2.25	2.25	2.25

^g in C(T)-Versuchen und Versuchen an gekerbten Rundzugproben bei -150°C kein duktils Risswachstum aufgetreten

^h $K = 4.0$. f_f berechnet mit $f_u^* = RFAC / q_1 = 0.95 / 1.5$