

**Numerische und experimentelle Erweiterung der Verfahrensgrenzen beim
Halbhohlstanzen hochfester Bleche**

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Johannes Eckstein
geboren in Ellwangen

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. K. Roll
Tag der mündlichen Prüfung:	19. Januar 2009

2009

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre
(IMWF) Universität Stuttgart und
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit bei der Daimler AG im Bereich der Produktions- und Werkstofftechnik in der Abteilung Werkstoff- und Fertigungstechnik (PWT/VFT).

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos gilt meine besondere Dankbarkeit für die Förderung und Unterstützung dieser Arbeit.

Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Karl Roll bedanke ich mich für die Übernahme des Mitberichts. Darüber hinaus gilt ihm mein herzlicher Dank für die zahlreichen und hilfreichen Diskussionen und für seine Förderung und Unterstützung meiner Person.

Herrn Dipl.-Ing. (FH) Michael Ruther danke ich sehr herzlich für die Ermöglichung dieser Arbeit in seinem Team. Er hat neben den vielen fachlichen Gesprächen auch wesentlich zu meiner persönlichen Weiterentwicklung beigetragen.

Herr Dr.-Ing. Michael Seidenfuß hatte für mich stets ein offenes Ohr für die Diskussion. Ich danke ihm herzlich für die Unterstützung und Beratung bei dieser Arbeit.

Meine Kollegen der PWT/VFT trugen durch die offene und gute Arbeitsatmosphäre als auch konstruktive Zusammenarbeit zum Gelingen dieser Arbeit bei. Ihnen gilt mein besonderer Dank.

Ebenso gilt mein Dank den Diplomanden und Praktikanten, die mich bei der Umsetzung von Ideen und Aufgaben unterstützt haben.

Mein größter Dank gilt meinen Eltern und meiner Familie.

Sindelfingen, Januar 2009

Johannes Eckstein

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungs- und Formelverzeichnis	3
Zusammenfassung	7
Abstract	10
1. Einleitung und Aufgabenstellung	13
2. Grundlagen Halbhohlstanznieten	15
2.1. Schädigung	18
2.1.1. Spaltbruch	18
2.1.2. Duktilbruch	20
2.1.3. Wasserstoffversprödung	23
2.2. Schadenssimulation	25
2.2.1. Geometrisches Trennen.....	25
2.2.2. Makromechanische Bruchkriterien	26
2.2.3. Mikromechanisches Materialmodell nach Rousselier.....	29
2.3. Reibung	31
2.3.1. Reibung in der Massivumformung.....	31
2.3.2. Reibmodelle	33
3. Werkstoffauswahl und Charakterisierung	36
3.1. Niet.....	38
3.2. Bleche	40
3.2.1. AW-5182	41
3.2.2. H320LA	43
3.2.3. Dualphasenstähle	44
3.2.4. TRIP-Stähle.....	45
3.3. Fließkurvenbestimmung	48
4. Bruchmechanismen beim Halbhohlstanznieten	52
4.1. Versagensformen des Nietes	52
4.1.1. Riss in Fügerichtung	53
4.1.2. Stauchriss	54
4.1.3. Riss im Bereich der Kaltschlagkerbe.....	54
4.1.4. Radialriss	57

4.1.5.	Schlussfolgerungen für die Simulation	66
4.2.	Versagensformen der Bleche	67
4.2.1.	Stempelseitiges Blech	67
4.2.2.	Matrizenseitiges Blech	70
5.	FEM-Simulation	72
5.1.	Zugversuch	74
5.2.	Ringstauchversuch.....	78
5.2.1.	Integration des Reibmodells nach Neumaier	82
5.2.2.	Festlegung numerischer Parameter	84
5.2.3.	Beispielauswertung des Reibfaktors ALMAC-Zink	88
5.2.4.	Ergebnis der Reibwertermittlung	91
5.3.	Stanzversuch	92
5.3.1.	Parameterbestimmung.....	92
5.3.2.	Simulation des Ausstanzens der Bleche mit Rousselier	94
5.4.	Halbhohlstanznieten.....	98
5.4.1.	Parameterbestimmung.....	99
5.4.2.	Geometrisches Trennen.....	103
5.4.3.	Makromechanische Bruchkriterien	104
5.4.4.	Materialmodell nach Rousselier	107
5.5.	Simulation des Rissfortschritts	114
5.5.1.	Schnittstelle zur Steuerung des Vernetzers	115
5.5.2.	Konzept zur Simulation des Risses bei Neuvernetzung.....	117
5.6.	Simulation der Probenpräparation.....	128
6.	Literatur.....	133
7.	Anhang.....	138
	Lebenslauf.....	141

Abkürzungs- und Formelverzeichnis

Abkürzungen

2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
ca.	circa
DIN	Deutsche Industrie-Norm des Deutschen Instituts für Normung e.V.
DP	Dualphasen
d. h.	das heißt
EDX	energiedispersive Röntgenspektroskopie
EN	Europäische Norm des Europäischen Komitees für Normung
etc.	et cetera
FEA	Finite Elemente Analyse
FEM	Finite-Elemente-Methode
GTN	Gurson, Tvergaard und Needleman
HSN	Halbhohlstanznieten
HV	Härte nach Vickers
KOS	Koordinatensystem
max.	maximal
REM	Raster-Elektronen-Mikroskopie
TRIP	Transformation Induced Plasticity

Formelzeichen

A	%	Bruchdehnung
A_0	mm^2	Anfangsfläche
A_1	mm^2	tatsächliche Kontaktfläche
ae	-	Extrapolationsvariable für das Verfahren nach Hocket-Sherby
A_{gt}	%	Gleichmaßdehnung
ak	-	Materialkonstante
A_S	mm^2	scheinbare Kontaktfläche
be	-	Extrapolationsvariable für das Verfahren nach Hocket-Sherby
C	mm/s	Fließscheidenkonstante
ce	-	Extrapolationsvariable für das Verfahren nach Hocket-Sherby
D	-	momentaner Schädigungswert
d	mm	momentaner Durchmesser
d_0	mm	Ausgangsdurchmesser
D_a	mm	Außendurchmesser Ringprobe
de	-	Extrapolationsvariable für das Verfahren nach Hocket-Sherby
D_i	mm	Innendurchmesser Ringprobe
D_{krit}	-	kritischer Schädigungswert
dx	mm	inkrementelle Verschiebung in Zugrichtung
E	GPa	Elastizitätsmodul
f	-	bezogenes momentanes Hohlraumvolumen
f_0	-	bezogenes Anfangshohlraumvolumen
f_c	-	bezogenes kritisches Hohlraumvolumen
f_{max}	-	maximal erreichter Wert des Hohlraumvolumens
h	mm	momentane Höhe
h_{a0}	mm	Ausgangshöhe Zylinderaußenseite
h_{m0}	mm	mittlere Ausgangshöhe
k	MPa	Schubfließgrenze
k_f	MPa	Fließspannung
l_i	mm	Hilfslängen zur Berechnung des Rissfortschrittes
m	-	Reibfaktor Schubmodell
m_0	-	Reibfaktor Neumaiermodell
$O_{aktuell}$	mm^2	aktuelle Oberfläche
$O_{Ausgang}$	mm^2	Ausgangsoberfläche
O_V	%	Oberflächenvergrößerung
\dot{R}	mm/s	Geschwindigkeit des sich ändernden Hohlraumradius
R	mm	Hohlraumradius

RA	mm	Außenradius Kreisring
RI	mm	Innenradius Kreisring
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2%-Dehngrenze/Ersatzstreckgrenze
v_1	mm/s	Geschwindigkeit Ringstauchprobe radial nach außen
v_2	mm/s	Geschwindigkeit Ringstauchprobe radial nach innen
v_{rel}	m/s	Relativgeschwindigkeit der Reibpartner zueinander
α	°	Kegelwinkel der Stauchprobe
α_S	°	Winkel unter dem die Schubspannung verläuft (globales KOS)
α_{Smax}	°	Drehwinkel zur maximalen Schubspannung
ϵ_{gesamt}	-	Gesamtdehnung
$\epsilon_{plastisch}$	-	plastische Dehnung
ϵ_v	-	Vergleichsdehnung
$\dot{\epsilon}_v$	-	Vergleichsdehnungsrate
ϵ_v^{pl}	-	plastische Vergleichsdehnung
μ	-	Reibwert
μ_{max}	-	maximale Reibzahl
ν	-	Querkontraktionszahl
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	MPa	Hauptspannungen
σ_k	MPa	Rousselier-Konstante
σ_m	MPa	hydrostatische Spannung
σ_N	MPa	Flächenpressung
σ_V	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
σ_{wahr}	MPa	wahre Spannung
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	MPa	Spannungen im kartesischen Koordinatensystem
τ_0	MPa	Schubspannung bei Fließbeginn
τ_{max}	MPa	maximale Schubspannung
τ_R	MPa	Reibschubspannung
τ_{xy}	MPa	Schubspannung in der x-y-Ebene
U	K	Temperatur in der Wirkfuge
φ	-	Umformgrad
Φ	-	Fließfunktion

Zusammenfassung

Im Fokus der vorliegenden Arbeit steht die mechanische Füge­technologie Halb­hohl­stanz­nieten. Der Halb­hohl­stanz­niet­prozess stellt einen komplexen Vorgang der Massiv­um­formung dar. Das Hilfs­füge­teil Niet stantzt wäh­rend des Pro­zesses ein oder mehrere Füge­teile durch und bildet im untersten Füge­teil den festig­keits­relevanten Hinterschnitt aus. Durch die Weiter­ent­wick­lung der Simulation dieses Pro­zesses soll ein Werkzeug geschaf­fen werden, mit dessen Hilfe der Aufwand im Labor reduziert, die Verfah­rens­grenzen erwei­tert und die Standardisierung von Werk­zeugsätzen voran­getrieben werden kann.

Für die Simulation des Füge­prozesses und der simulativen Festig­keits­unter­suchungen einzelner Füge­punkte fehlte es an Kenntnissen über die Versagens­formen, spe­ziell die des Nietes. Mit dieser Arbeit wurde ein besseres Verständ­nis über die Versagens­formen beim Stanz­niet­prozess geschaf­fen. Die Ursachen der beobachteten Bruch­me­chanismen konnten in den Unter­suchungen der vorliegenden Arbeit charakterisiert werden. Auf Basis dieser Ergebnisse sind Schädigungskriterien für die Wiedergabe der Bruch­erscheinungen auf ihre Anwendbarkeit in der Stanz­niet­prozess­simulation unter­sucht worden. Das Hohlraumwachstumsmodell nach Rousselier erwies sich als prakti­kabel für die Prognose der Schädigungen wäh­rend des Pro­zesses. Auf dieser Basis wurde ein eigen entwickeltes Konzept zur Riss­initiierung und zum Riss­wachstum unter­sucht. Mit diesen Unter­suchungen konnte eine Grundlage für zukünftige, an der An­wendung orientierten, Arbeiten mit der Prozess­simulation geschaf­fen werden. Im Fol­genden sollen die wichtigs­ten Ergebnisse zusammengefasst werden:

- **Bruchmechanismen Halb­hohl­stanz­nieten**

In den experimentellen Unter­suchungen der vorliegenden Arbeit konnten die Versagens­me­chanismen beim Halb­hohl­stanz­nieten charakterisiert werden. Die Ursache der als bisherige Verfah­rens­grenze geltenden Radialrisse ist der Präpa­rations­vorgang. Die Risse entstehen nicht, wie bisher angenom­men, wäh­rend des Füge­prozesses, sie stellen deshalb nicht die aktuelle Verfah­rens­grenze dar. Über eine alternative Präpa­ration per Hand und mit durch­ge­führten Kopf- und Scherzugversuchen konnte dies ausnahmslos nachgewiesen werden. Dadurch sind in dieser Arbeit Füge­verbindungen von HT800T-HT800T (je 1,5 mm) und HT1000X-HT800T (1,4 mm und 1,5 mm) rissfrei bei ausreichendem Hinterschnitt erzeugt worden. Versagen trat hierbei nur aufgrund vereinzelter einseitigen Auf­stauchens einzelner Niete bei leichtem vorhandenem Lateralversatz des Füge­werkzeuges auf. Wobei darauf hingewiesen sei, dass kein Wert auf ideale Para­meter im Füge­prozess gelegt wurde, sondern die Provokation der Radialrisse im

Vordergrund stand. Mit Hilfe der FEA konnte eine Spannungserhöhung im Trennprozess nachgewiesen werden. Als Rissursache wird ein Zusammenspiel des sich umverteilenden Spannungszustandes, der Temperatur beim Trennprozess und der chemischen Einflüsse der ALMAC-Beschichtung angenommen. Die endgültige Verfahrensgrenze beim Halbhohlstanznieten muss entsprechend dieser Erkenntnisse ermittelt werden.

- **Integration des Reibmodells nach Neumaier**

Im Rahmen der Untersuchungen zu den Reibmodellen wurden die wichtigsten numerischen Einflussfaktoren und deren Auswirkung auf die Genauigkeit und Stabilität der Simulation untersucht. Mit dem integrierten Reibmodell nach Neumaier konnte ein allgemein gültiges Modell gefunden werden, das die Abbildungsgenauigkeit des Stanzprozesses verbessert. Die Ermittlung der Reibung im Ringstauchversuch gelang für die Kombinationen der ALMAC-Nietbeschichtung mit verzinkter und blanker Stahloberfläche. Aus den originalen Nieten hergestellte Ringproben erwiesen sich aufgrund ihrer Größe und Härte als unbrauchbar. Sie brachen und ließen keine Auswertung zu. Für die Aluminiumproben konnte mit dem Ringstauchversuch durch das sich einstellende Haften kein Reibwert ermittelt werden. Offen sind weiterhin die Reibwerte zwischen den Blechen, den Blechen und der Matrize sowie den Blechen und dem Niederhalter. Der Matrizenreibwert kann variieren zwischen geringen Werten (geschlichteter Zustand) und Haften (gezielte Einbringung von Riefen). Die variierende Beschaffenheit wird, je nach gewolltem Materialfuß, als Steuerungselement für die Einstellungen des Fügeprozesses verwendet.

- **Geometrisches Trennen**

Das geometrische Trennen zeigte sich für die Simulation des Halbhohlstanznietes von hochfesten Stählen im Prozess stabil und für die Berechnung der Nietendlage zielführend. Es wird deshalb vorgeschlagen die Simulation des Halbhohlstanznietens weiterhin mit Ausstanzen des stempelseitigen Bleches durch das geometrische Trennen auszuführen. Eine Allgemeingültigkeit für die Wiedergabe des Blechversagens besteht nicht. Das Materialverhalten bleibt sowohl hinsichtlich Entfestigung als auch Trennrichtung unberücksichtigt.

- **Makromechanische Bruchkriterien**

Die makromechanischen Bruchkriterien erwiesen sich für die Simulation des HSN-Prozesses als unbrauchbar. Für die untersuchten Versagensfälle des Ausstanzens des oberen und unteren Bleches ergaben sich unterschiedliche kritische Schädigungswerte bezüglich der Prognose des Schadenszeitpunktes. Aufgrund dessen besitzen sie keine Allgemeingültigkeit. Hingegen wurde die

Versagensrichtung durch die makromechanischen Kriterien gut wiedergegeben.

- **Materialmodell nach Rousselier**

Die Abstimmung des Rousselier-Materialmodells im Zugversuch erwies sich als relativ unproblematisch, obwohl bei den vorliegenden Materialien die Literaturwerte für den Widerstand gegen das Porenwachstum nicht übernommen werden konnten. Die schrittweise Übernahme der Rousselier-Parameter vom Zugversuch zeigte Abweichungen für den prognostizierten Bruch vom Stanzen eines einzelnen Bleches bis hin zum Halbhohlstanznieten. Vermutlich liegt dies an der steigenden Komplexität der Modelle (zusätzliche Unbekannte wie zum Beispiel Reibfaktoren und Modellierung). Im Halbhohlstanznietprozess abgestimmte Rousselier-Parameter für das Ausstanzen des oberen Bleches zeigten eine sehr gute Übertragbarkeit auf alle weiteren Versagensfällen. Das Ausstanzen des unteren Bleches und das Versagen in der Mischbauweise belegten die Allgemeingültigkeit von Rousselier innerhalb des abgestimmten Halbhohlstanznietprozesses. Die axialsymmetrische Rechnung des Prozesses ließ keine Abbildung des Versagens des Nietes in Fügerrichtung zu. Für diesen Fall müsste der Prozess 3D simuliert werden. Die 3D-Simulation des Kopf- und Scherzugversuches mit Vorhersage des Versagens durch Rousselier bleibt zu untersuchen.

- **Konzept zur Simulation des Risses**

Die Simulation des Risses und dessen Abbildung im Modell zeigte einige numerische Probleme in der Neuvernetzung und Stabilität der Rechnung. In den ersten errechneten Schritten des Risses, mit dem Prinzip der Rissinitiierung nach Rousselier und Fortschritt in Richtung der maximalen Schubspannung, konnte die korrekte physikalische Wiedergabe der Rissrichtung im Zugversuch nachgewiesen werden. Der von den Berechnungsschritten abhängige Fortschritt, bei vorhandener Entfestigung des Materials, verursacht noch Probleme. Die Reduzierung der Steifigkeit der Elemente erwies sich nach der ersten Rissinitiierung für den weiteren Rissverlauf als ungünstig. Es führte zu starken Verzerrungen der Elemente im Bereich vor dem Riss und dadurch zum Abbruch der Rechnung.

Abstract

The focus of this paper is on the mechanical joining technology of self-pierce riveting with semi-hollow rivets. The self-pierce riveting process represents a complex massive forming technique. During the process, the auxiliary joining part (the rivet) pierces one or more joining parts and forms a strength-relevant undercut in the bottom-most joining part. Advances in the simulation of this process should result in the creation of a tool that will serve to reduce the amount of laboratory work required, expand the limits of the process and further the standardization of tool kits.

To date, the lack of knowledge with regard to the forms that failure can take, particularly rivet failure, has hindered the simulation of the joining process and the simulative study of the strength of individual joints. This paper provides a better understanding of the forms of failure associated with the self-pierce riveting process. The investigations conducted for this paper served to characterize the causes of the observed fracture mechanisms. Based on the results obtained, an examination was made of the damage criteria with regard to the reproduction of fracture events and the applicability of the criteria in the self-pierce riveting simulation process. Rousselier's micromechanical material model proved to be practicable for the prediction of damage during the process. Using this model as the basis, a self-developed concept of crack initiation and crack growth was studied. These studies made it possible to lay the groundwork for future, application-oriented work with the process simulation. The following is intended as a summary of the most important results obtained:

- **Self-piercing rivet fracture mechanisms**

The experimental investigations conducted for this paper served to characterize the failure mechanisms associated with self-pierce riveting. The cause of radial cracks was demonstrated in the preparation procedure. The cracks do not arise in the joining process, as was assumed to date, so they no longer represent the current process limit. By preparing manually this fact was demonstrated without exception. The cross tension tests and tensile shear tests confirm this proof. As a result, this research produced joints of HT800T-HT800T (1.5 mm each) and HT1000X-HT800T (1.4 mm and 1.5 mm) with sufficient undercut and without cracks! Failure occurred only due to sporadic unilateral upset of individual rivets with slight lateral offset in the joining machine. Attention should be drawn to the fact that no importance was attached to achieving ideal parameters in the joining process – the focus was on provoking radial cracks. Using Finite Element Analyses, it was possible to demonstrate a stress concentration during the separation process. The cause of cracking is assumed to be interaction between

the stress state redistributing itself, temperature during the separating process, and the chemical influences of the ALMAC coating. The ultimate process limit for self-pierce riveting now has to be determined, conducting the correct preparation.

- **Integration of the Neumaier friction model**

Studies of the friction models included an examination of the most important numerical determinants and their effects on the precision and stability of the simulation. Using the integrated friction model described by Neumaier, it was possible to find a universally applicable model that improves the reproduction accuracy of the piercing process. The determination of the friction values in the ring compression test was successful for the combination of ALMAC rivet coating with zinc-coated and uncoated steel. The ring samples made from the original rivets proved to be unusable due to their size and hardness. They fractured and allowed for no analysis. As regards the aluminum samples, the ring compression test did not permit determination of friction values due to the adhesion that set in. The friction values between the metal sheets, between the sheets and the die, and between the sheets and the hold-down device are still unknown. The die friction can vary between low values (finished condition) and adhesion (deliberate scoring). The variance in condition is, depending on the material flow desired, used as a control element for making adjustments to the joining process.

- **Geometric separation**

For the simulation of self-pierce riveting of high strength steels, geometric separation was shown to be stable in the process and useful in computing the final rivet position. It is therefore proposed that the simulation of self-pierce riveting with semi-hollow rivets continue to be performed by cutting the punch-side sheet by means of geometric separation. But there is no general rule for the reproduction of sheet metal failure and material behavior is not taken into account with regards to either strength loss or direction of separation.

- **Macromechanical fracture criteria**

The macromechanical fracture criteria proved to be unusable for the simulation of the self-pierce riveting process with semi-hollow rivets. In the examined cases where failure occurred during the punching of the upper and lower metal sheets, the damage values were found to have varying degrees of criticality with regard to the prediction of the time of damage occurrence. They are therefore not universally applicable. On the other hand, the macromechanical criteria did a good job in reproducing the direction of failure.

- **The Rousselier material model**

Calibration of the Rousselier material model in the tensile test proved to be relatively unproblematic, though given the materials used it was not possible to adopt the pore growth resistance values found in the literature. The step-by-step adoption of the Rousselier parameters from the tensile test revealed deviations for the predicted fracture at all steps, from the piercing of a single metal sheet to the self-pierce riveting process. This is probably due to the increasing complexity of the models (added unknowns, e.g. friction factors and modeling). The Rousselier parameters calibrated in the self-pierce riveting process for the punching of the upper metal sheet showed themselves to be very well suited for use in all other failure cases. The punching of the lower metal sheet and the failure in the composite design served to confirm the universal applicability of Rousselier within the calibrated self-pierce riveting process with semi-hollow rivets. The axisymmetric calculation of the process did not allow for the reproduction of rivet failure in the direction of joining. A 3D simulation of the process would be required in this case. The 3D simulation of the cross and shear tension test with failure prediction according to Rousselier still needs to be studied.

- **Concept for simulating the crack**

The simulation of the crack and its representation in the model revealed a number of numerical problems with regard to the remeshing and stability of the calculation. In the initial computed crack stages, with the Rousselier principle of crack initiation and progressing towards maximum shear stress, it was possible to demonstrate the correct physical reproduction in the tensile test. Given the loss of material strength, the progression of the crack (which is dependent on the calculation steps) still causes problems. Following the first crack initiation, the reduction in the rigidity of the elements proved to be unfavorable for the continued progress of the crack. It resulted in severe distortions of the elements in the area before the crack and hence to the discontinuation of the calculation.

1. Einleitung und Aufgabenstellung

Die konsequente Umsetzung innovativer Leichtbaukonstruktionen im Automobilbau stellt immer komplexere Anforderungen an die Fügetechnologie. Dabei bestimmt die gewählte Leichtbauweise die mögliche Verbindungstechnik /1/. Dies wird am Beispiel der aktuellen S-Klasse (W221) von Mercedes-Benz deutlich; hier werden höherfeste Stähle, sowohl im artgleichen Verbund als auch in Mischbauweise, mit unterschiedlichen Blechdickenkombinationen miteinander gefügt. Sind bei artgleichen Stahlverbindungen thermische Fügetechnologien priorisiert, finden bei Verbindungen zwischen Stahl und Aluminium die mechanischen Fügetechnologien wie z. B. Clinchen und Halbhohlstanznieten ihre Anwendung.

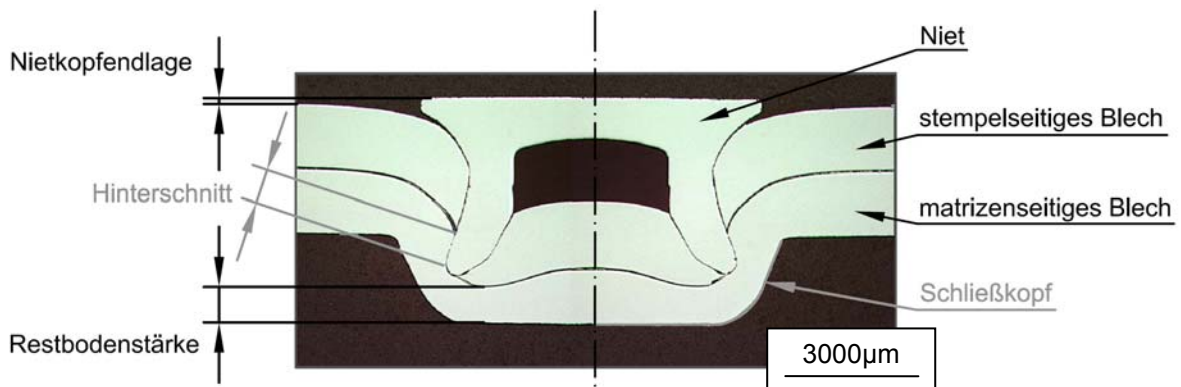


Bild 1.1: Definitionen einer Stanznietverbindung

Der Halbhohlstanznietprozess stellt einen komplexen Vorgang der Massivumformung dar. Das Hilfsfügeteil Niet stantzt während des Prozesses ein oder mehrere Fügeteile durch und bildet im untersten Fügeteil den festigkeitsrelevanten Hinterschnitt aus. Qualitätsbestimmende Merkmale wie Nietkopfendlage, vertikaler und horizontaler Hinterschnitt oder Restbodenstärke des matrizenseitigen Bleches bestimmen die Eigenschaften der Fügeverbindung (siehe Bild 1.1). Den mechanischen Fügeverfahren sind durch die Festigkeiten der verwendeten Fügepartner Grenzen gesetzt. Beim Halbhohlstanznieten gilt, unter Berücksichtigung einiger konstruktiver Richtlinien der Bauteilgestaltung /2/, prinzipiell das Fügen von Blechen mit den Festigkeiten kleiner als 600 MPa als prozesssicher. Ab dieser Festigkeit kommt es vereinzelt, und beim Fügen von Blechen noch höherer Festigkeiten vermehrt, zu Radialrissen im Fuß des Stanznieteles. Beim Fügen hochfester Werkstoffe ist daher die richtige Parameterwahl wie Matrize, Nietgeometrie, Fügepartner, etc. ausschlaggebend für eine gute Nietverbindung. Zur Erfüllung der notwendigen Qualitätsbedingungen ist das Prozess-

fenster beim Fügen hochfester Stähle oftmals sehr klein. Geringe Variationen bzw. Abweichungen in den Fügeparametern können zum Beispiel zu Materialausbrüchen des matrizen seitigen Bleches führen. Der Niet reagiert sehr empfindlich auf Lateralversätze der Fügwerkzeuge und kann aufgrund von erzwungenem Aufspreizen oder Stauchen versagen. Diese Problematik erfordert neue Methoden zur gezielten und detaillierten Analyse des Fügeprozesses bzw. zur Vorgabe von Fügeparametern oder Prozessfenstern. Dabei soll die Finite Elemente Methode (FEM) als Untersuchungs- und Entwicklungsmethode vermehrt eingesetzt werden. Mit ihr sollen die Verfahrensgrenzen erweitert, Entwicklungen wie die Standardisierung von Werkzeugsätzen vorangetrieben und Absicherungsarbeiten unterstützt werden.

Für die Simulation des Fügeprozesses und der simulativen Festigkeitsuntersuchungen einzelner Fügepunkte fehlt es an Kenntnissen über die Versagensformen, speziell die des Nietes. Mit dieser Arbeit soll ein besseres Verständnis über die Versagensformen beim Stanznietprozess und dadurch auch eine Grundlage für die Simulation geschaffen werden. Die Ursachen der beobachteten Bruchmechanismen und deren Charakterisierung sollen in den Untersuchungen der vorliegenden Arbeit bestimmt werden. Auf Basis dieser Ergebnisse sind geeignete Schädigungskriterien für die Wiedergabe der Brucherscheinungen in der numerischen Simulation zu finden. Neben einfachen und schnell integrierbaren makromechanischen Bruchkriterien /3/ soll das mikromechanisch begründete Materialmodell nach Rousselier /4/ auf Anwendbarkeit in der HSN-Prozesssimulation untersucht werden. Das Modell nach Rousselier beschreibt den physikalischen Prozess der Hohlräumstehung, des Wachstums und Bruch durch Koaleszenz der Hohlräume. Für die numerische Umsetzung der Materialtrennungsvorgänge in der Simulation des Fügeprozesses soll eine geeignete Methode gefunden werden.

Neben dem Materialmodell mit ermittelter Fließkurve hat das verwendete Reibgesetz mit Reibfaktor einen großen Einfluss auf das Ergebnis einer Simulation. Materialfluss und benötigte Umformenergie werden dadurch maßgeblich mitbestimmt. Deutlich wird dies beim Halbhohlstanznietprozess am sich unterschiedlich ausbildenden Hinterschnitt im gefügten Blech. Neben dem Einflusse der Reibung auf die Ausbildung der Fügeverbindung spielt für die Auslegung von Werkzeugsätzen der benötigte Kraftaufwand eine entscheidende Rolle. Überdimensionierte Zangensysteme erfordern beispielsweise entsprechend kostenintensivere Roboter. Neben Auswirkungen auf festigkeitsrelevante Merkmale und die Betriebsmittel hat die Aussage über Werkzeugbelastung, speziell das der formgebenden Matrize, einen direkten Einfluss auf die Standmenge hinsichtlich Verschleiß oder sogar Bruch. Aus diesem Grund ist ein Ziel dieser Arbeit ein geeignetes Reibmodell für die Simulation des HSN-Prozesses zu finden und in Versuchen entsprechend abzustimmen.

2. Grundlagen Halbhohlstanznieten

Das Halbhohlstanznieten (HSN) ist ein mechanisches Fügeverfahren mit erforderlicher zweiseitiger Zugänglichkeit. Im Gegensatz zum herkömmlichen Nieten wird bei diesem Prozess keine Vorlochoperation und daher auch keine Positionierungsgenauigkeit benötigt. Das Verfahren ist eingeteilt nach DIN 8593 Fertigungsverfahren Fügen Teil 5, Fügen durch Umformen /5/.

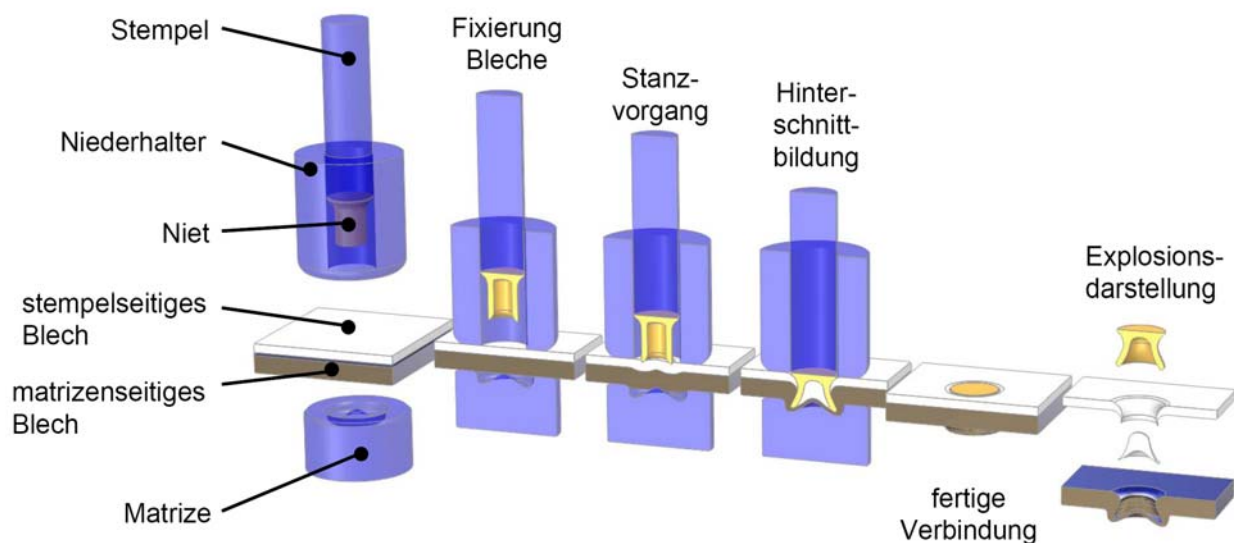


Bild 2.1: Verfahrensablauf Halbhohlstanznieten /6/

Anhand des in Bild 2.1 aufgeführten Verfahrensablaufs ist der Prozess des Stanznietens dargestellt. Die zu fügenden Halbzeuge werden zwischen dem formgebenden Werkzeug Matrize und dem Niederhalter fixiert. Eine entsprechende Niederhalterkraft verhindert ein Aufbiegen des Werkstücks während des Umformprozesses. Über den Stempel wird der Niet zugeführt und der Umformprozess gesteuert. Zuerst erfolgt das dem Verfahren Namen gebende Durchstanzen des oberen Bleches mit anschließender Hinterschnittbildung im unteren Blech. Zur Erfüllung der festigkeitsrelevanten Qualitätsmerkmale ist hierbei auf einen ausreichenden vertikalen und horizontalen Hinterschnitt im matrizenseitigen Blech zu achten. Für eine korrosionsfeste und gasdichte Verbindung muss eine entsprechende Nietkopfendlage, möglichst ohne Spalt zwischen Nietkopf und Blech, sowie eine ausreichende Restbodenstärke gewährleistet sein. Sind diese und alle konstruktiven Voraussetzungen /2/ erfüllt, erhält man eine kraft- und formschlüssige Verbindung, die auch die hohen Anforderungen im Crash erfüllt. Im Gegensatz zu thermischen Fügeverfahren ist durch das HSN auch das Fügen von Aluminium-Stahl-Hybridverbindungen möglich.

Das HSN grenzt sich gegenüber anderen mechanischen Fügeverfahren wie dem Clinchen durch größere realisierbare Dicken und Mehrlagenverbindungen ab. Das Clinchen ist ebenfalls ein mechanisches Fügeverfahren, bei dem die Bleche ohne Hilfsfügeteil (Niet) durch Durchsetzen, Rückfließen des Werkstoffes und Verpressen miteinander verbunden werden. Im Gegensatz zum Halbhohlstanznieten ist bei dieser Technik auf der Stempelseite ein relativ zum matrizenseitigen Material dickes Blech erforderlich (idealerweise Verhältnis 2:1), um genügend Material für eine entsprechende Hinterschnittbildung durch plastisches Fließen zur Verfügung zu haben. Beim HSN ist die umgekehrte Fügerichtung, d. h. dünnes in relativ dazu dickes Material für eine ausreichende Hinterschnittbildung vorteilhaft /7/.

Eine dem HSN ähnliche Technologie ist das Vollstanznieten. Hier werden jedoch alle Blechlagen durchstanzt und durch Rückfließen des matrizenseitigen Materials in die Kerbe des Nietes die formschlüssige Verbindung erzielt. Durch das Vollstanznieten ist gegenüber dem HSN und Clinchen das Fügen von Materialien höherer Festigkeit möglich. Nachteilig sind allerdings hierbei die anfallenden Butzen und geringe Kopfbzugfestigkeiten des Verbundes /8/.

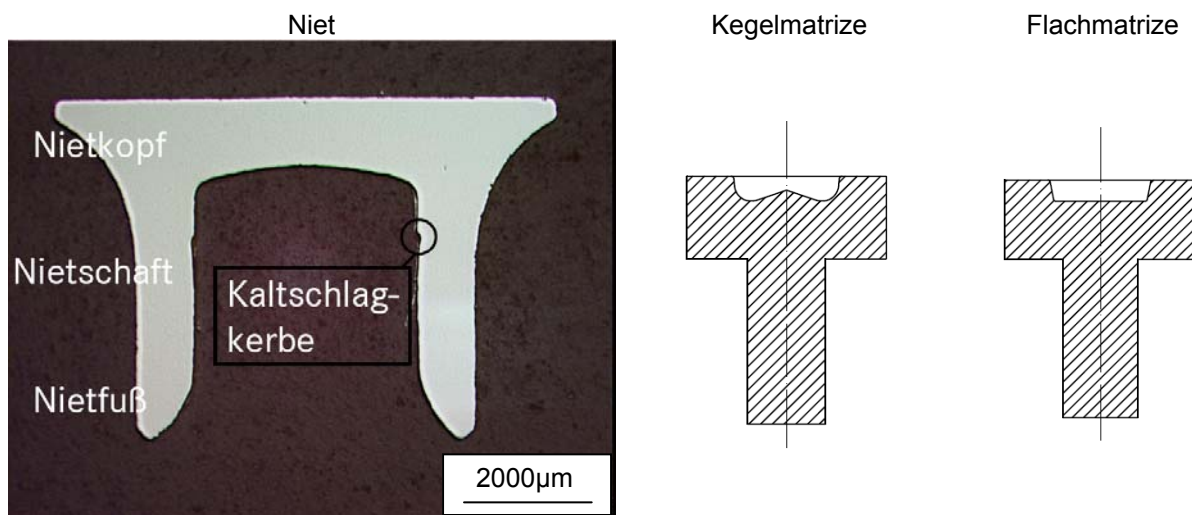


Bild 2.2: Begrifflichkeiten am Niet und Matrizenformen

Für die weitere Ausführung sollen anhand des Schliffes in Bild 2.2 einige wichtige Begrifflichkeiten des Nietes erklärt werden. Der aus einem Drahtabschnitt im Kaltschlagprozess hergestellte Niet ist geometrisch unterteilt in den Bereich Kopf, Schaft und Nietfuß bzw. Schneide. Im Bereich des Schaftes ist deutlich eine Kerbe bedingt durch das bei der Nietherstellung verwendete zweiteilige Kaltschlagwerkzeug sichtbar. Die Form der Schneide steuert neben der Matrizenkontur das Aufspreizen im Umformprozess. Für die vorgestellten Untersuchungen kamen geometrische Variationen der Matrizen ähnlich der in Bild 2.2 dargestellten Kegelmatrix und Flachmatrix zum Einsatz.

Eine Stanznietsetzeinrichtung aus der Produktion hat den in Bild 2.3 beschriebenen Aufbau. Der nötige Krafthub für Niederhalter und Stempel wird über einen Elektromotorischen Antrieb oder Hydraulikzylinder aufgebracht. Je nach Fügekräften gestaltet sich der Bügel schlanker oder massiver. Alternativ zum Roboter geführten Werkzeug ist eine stationäre Halterung möglich.

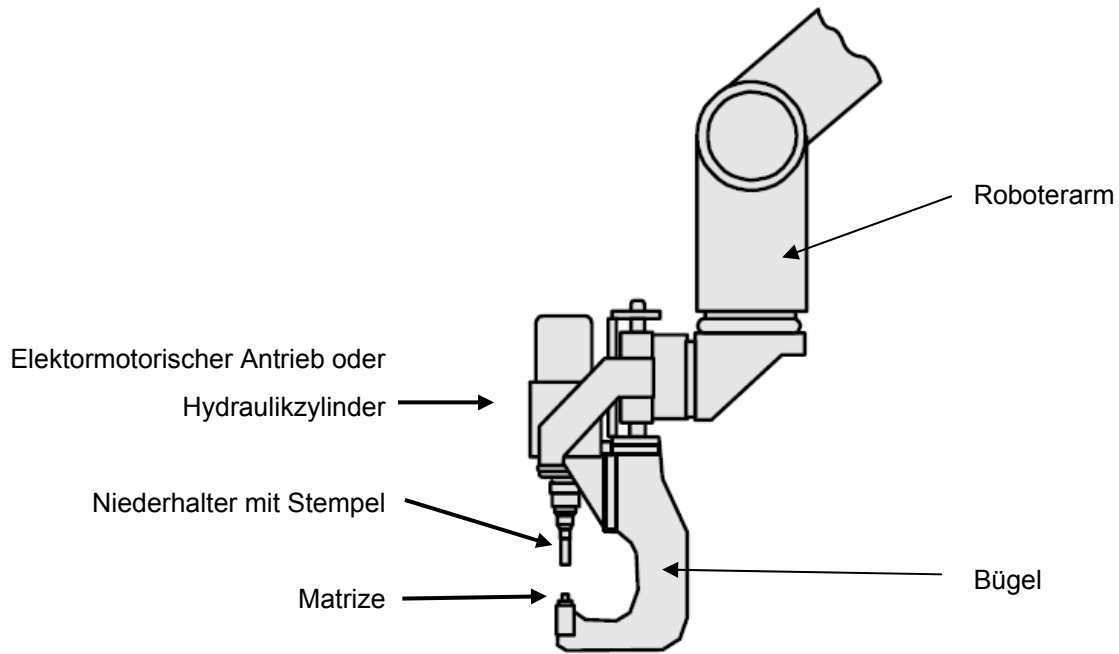


Bild 2.3: Erläuterung einer Stanznietsetzeinrichtung /7/

Bei Mercedes-Benz wurde die Technologie des Halbhohlstanznietens in den Baureihen W220 (S-Klasse) 1998 eingeführt. Weiterer Einsatz folgte im R230 (SL-Klasse) 1999 und massiv mit 1300 Stanznietpunkten im gleichen Jahr in der Baureihe C215 (CL-Klasse). In den Fahrzeugen W221 (S-Klasse 2005) und C216 (CL-Klasse 2006) zeigt die Technologie bei 105 Stanznietpunkten ihr Potential beim Fügen von 16 verschiedenen Materialkombinationen in Hybridbauweise und Verbindungen mit bis zu drei Blechen.

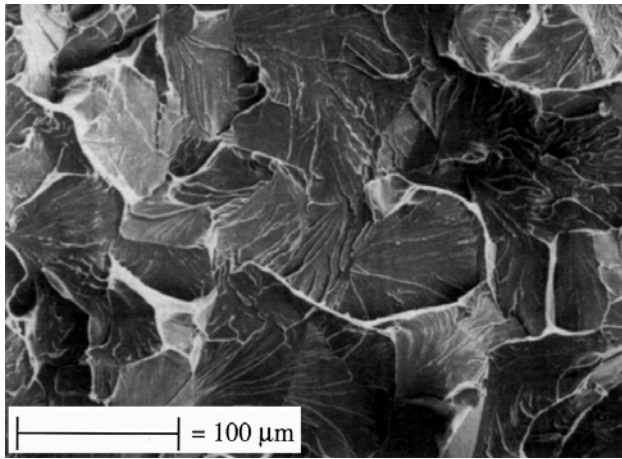
2.1. Schädigung

Schädigung im Material ist ein komplexer Vorgang, der von den unterschiedlichsten Faktoren abhängt. Zur richtigen Deutung des Versagens sind Kenntnisse über die Vorgeschichte des Materials notwendig. Je nach Wärmebehandlung ergeben sich im Werkstoff Unterschiede im Gefüge, wie z. B. in der Korngröße, bei der Textur, in der Bildung von Ausscheidungen und der sich ergebenden Härte aber auch des vorliegenden Eigenspannungszustandes. Maßgebend ist ebenfalls die Belastung, welcher das Bauteil während der Fertigung und des Betriebs ausgesetzt war. Sie lässt sich wiederum in statische, dynamische oder schwingende Beanspruchung aufteilen. Ebenso spielen korrosive Medien bzw. die Atmosphäre und vorliegende thermische Zustände eine entscheidende Rolle.

In /9/ werden die Brucharten in Versagen durch mechanische Beanspruchung, korrosiv bedingte und thermisch bedingte Brüche klassifiziert. Die mechanischen Brüche sind dabei in Gewaltbrüche und Schwingbrüche unterteilt. Bei den Gewaltbrüchen wird weiter zwischen Gleitbrüchen (auch duktile oder zähe Brüche genannt) bzw. Trennbrüche (Spaltbrüche) differenziert. Aufgrund der Komplexität des Zusammenhangs zwischen Ursache (Ausgangszustand/Beanspruchung) und Wirkung (Brucherscheinung), sollen im Folgenden nur die wichtigsten Vorgänge beim Spaltbruch und Duktilbruch erläutert werden. Die Einflüsse der Ursachen und deren Zusammenhänge auf die Schädigungen beim HSN-Prozess werden in Kapitel 4 detailliert erörtert.

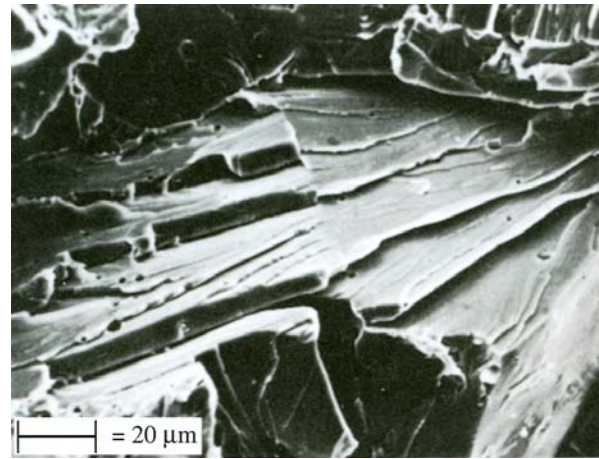
2.1.1. Spaltbruch

Überschreiten die Spannungen die lokalen atomaren Kohäsionskräfte, so kommt es zu einem Rissverlauf entlang paralleler Gitterebenen oder zwischen Korngrenzen und man spricht von einem Spaltbruch (Bild 2.4 links). Oftmals reißen neben den Spaltebenen örtlich begrenzt auch Zwillings Ebenen auf. Dann kann man, wie in Bild 2.4 rechts, neben den Spaltlinien entstandene Spaltstufen erkennen /9/. Charakteristisch für den Spaltbruch ist das Eintreten des Versagens ohne, bzw. mit nur geringer, plastischer Verformung. Die während des Bruchs aufgenommene Energie ist klein. Der Rissfortschritt verläuft meist instabil /10/. Bei großen Körnern ist beim Spaltbruch eine metallisch glänzende Rissoberfläche erkennbar. Der Bruch verläuft unter makroskopischer Betrachtungsweise senkrecht zur ersten Hauptspannung. Das mikrofraktographische Bild eines transkristallinen Bruches zeigt bei großen Körnern die charakteristischen facettenartig angeordneten Spaltflächen mit erkennbaren Spaltlinien und Spaltstufen /9/. Die Größe der Spaltflächen entspricht dabei maximal der Korngröße.



Spaltbruch mit Spaltfacetten

X2CrTi12 (Werkstoffnummer: 1.4512)



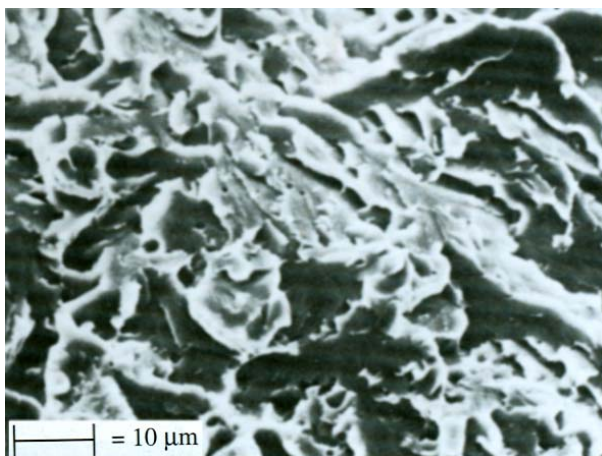
Spaltbruch mit Spaltstufen und Spaltlinien

St37 (Werkstoffnummer: 1.0037)

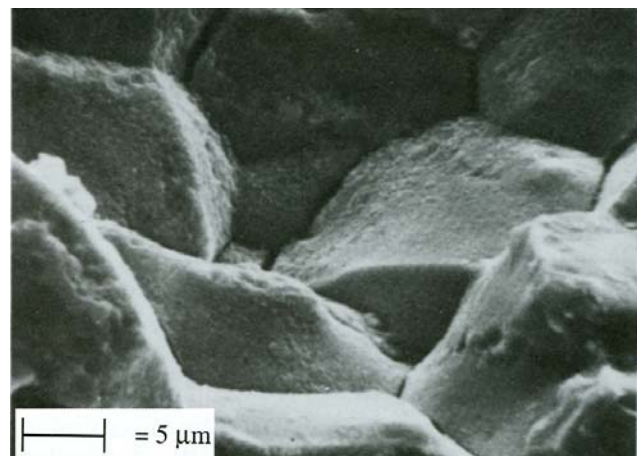
Bild 2.4: REM-Aufnahmen eines Spalt- und eines Spaltstufenbruchs

Bei martensitischem, bainitischem Gefüge mit seinem platten- und nadelstreifigen Aufbau zeigt sich auch das in Bild 2.5 links dargestellte Bruchbild. Versagen findet hier entlang der miteinander verwachsenen Platten und Nadeln statt. Im Gegensatz zum Bild des klassischen Spaltbruchs findet die Trennung nicht mehr an indizierten Spalt-ebenen sondern an höher indizierten Gitterebenen statt /9/. Die zahlreichen abgerundeten Facetten entsprechen der Morphologie des Martensits /11/.

Interkristalline Brüche treten bei verminderter Festigkeit der Korngrenzen auf (siehe Bild 2.5 rechts). Begünstigend hierfür sind feine Ausscheidungen an den Korngrenzen. Das Bruchbild zeigt dann deutlich den Verlauf des Risses entlang der Körner durch scharfes Abknicken und Verzweigen.



Transkristalliner Bruch eines martensitisch/ bainitischen Gefüges 28CrMo10 (Werkstoffnummer: 1.6580)



Interkristalliner Spaltbruch St-37 (Werkstoffnummer: 1.0037)

Bild 2.5: REM-Aufnahmen verschiedener Spaltbrüche

Die Ursachen für ein sprödes Bruchverhalten lassen sich oftmals nicht eindeutig bestimmen. Der unter mechanischer Belastung entstandene Bruch kann mit Bruchbildern resultierend aus der Wasserstoffversprödung, spannungsinduzierten Risskorrosion oder mit Härte- und Schleifrissen verwechselt werden.

2.1.2. Duktilbruch

Duktile Schädigung erfolgt nach plastischer Deformation mit einer hohen Aufnahme von Energie während des Risswachstums. Der Bruch verläuft entweder entlang der größten Schubspannung oder senkrecht zur ersten Hauptspannung. Oftmals kommt es zu einer Mischform von senkrechtem Trennen und an den Rändern durch ein Abgleiten entlang der maximalen Schubspannung. Typischer Vertreter hierbei ist der so genannte Teller-Tassen-Bruch einer Zugprobe in Bild 2.6. Deutlich ist die Einschnürung (plastische Verformung) vor dem Bruch zu erkennen. Makroskopisch betrachtet zeigen duktile Brüche ein mattes Bruchbild. In den meisten Fällen ist der Bruchverlauf transkristallin, eher selten interkristallin. Die mikroskopische Aufnahme zeigt im Bereich senkrechter Bruchflächen eine wabenförmige Struktur (Bild 2.6 rechts), im Scherbereich entsprechend in Schubspannungsrichtung verzerzte und abgescherte Waben. In den Waben können stellenweise Einschlüsse wie zweite Phasen des Werkstoffes gefunden werden. Darin begründet sich die Erklärung für die Entstehung des duktilen Bruches nach dem Prinzip des Hohlraumwachstums.

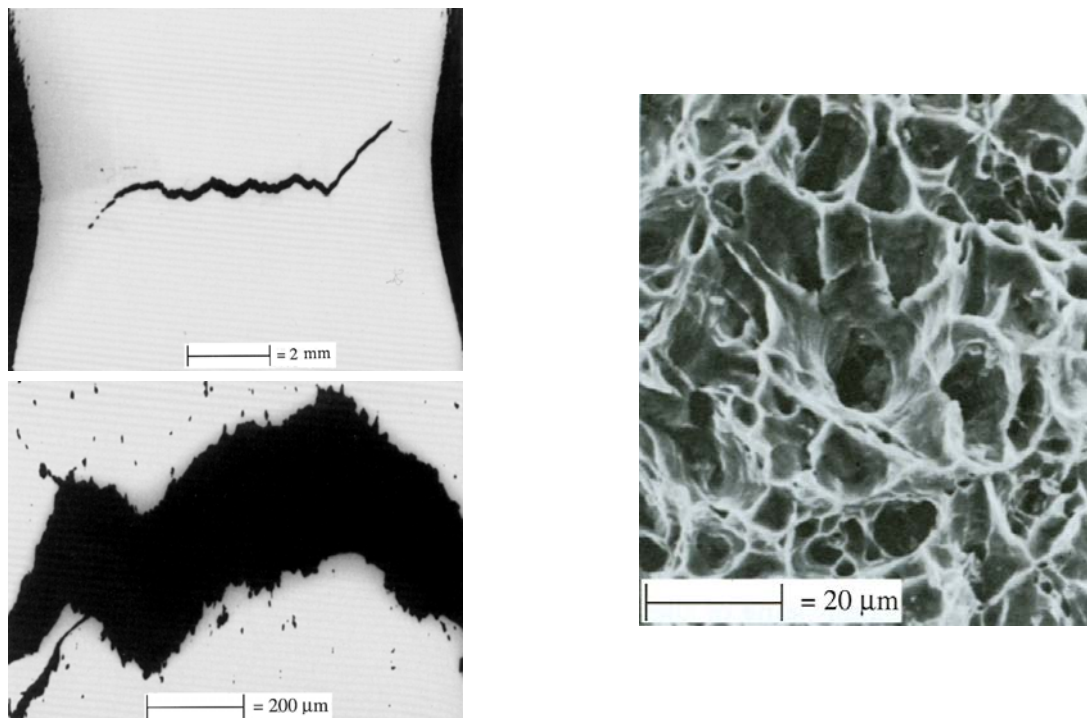


Bild 2.6: Duktiler Bruchverhalten einer Zugprobe /11/

Wie in Bild 2.7 dargestellt, lässt sich der Verlauf des duktilen Bruches in die drei Phasen Hohlrauminitiierung, Hohlraumwachstums und Hohlraumkoaleszenz gliedern /10/.

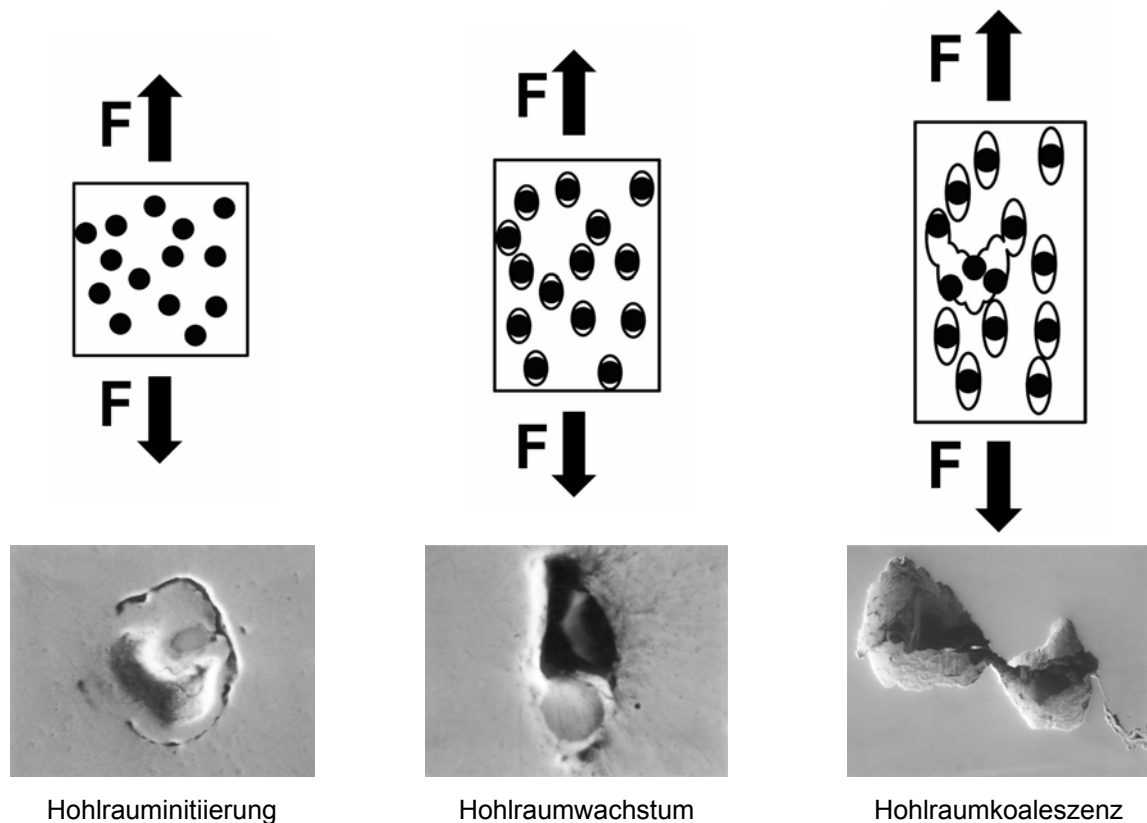


Bild 2.7: Phasen des duktilen Bruchs /10/

Hohlrauminitiierung

Die Initiierung erfolgt an Partikeln einer zweiten Phase, an Korngrenzen oder bei Stählen mit hohem Kohlenstoffgehalt auch im Perlit. Plastische Verformung gilt als Voraussetzung für die Bildung von Hohlräumen. Bei spröden Partikeln kommt es bei Verformung der umgebenden Matrix zu lokalen starken Spannungsüberhöhungen verbunden mit großen plastischen Verformungen. Versetzungsanstauungen führen dann zum Bruch des Teilchens oder zur Ablösung von der Matrix. Umgekehrt sind weichere Phasen durch stärkere plastische Verformung ebenfalls als Initiatoren möglich. Einflussfaktoren für die Entstehung von Hohlräumen sind die Verteilung der Partikel, die absolute Partikelgröße, ihr Abstand zueinander, sowohl Partikelform, Oberflächenzustand als auch das Matrixverhalten /10/, /12/.

Hohlraumwachstum

Nach Entstehung der Hohlräume schließt sich bei steigender Belastung das Wachstum an. Das Wachstum zeigt eine starke Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustands. Dies ist leicht anhand der Zeichnung in Bild 2.8 erklärbar. Während bei einachsiger Beanspruchung ein relativ kleines Wachstum und eine ge-

ringe Schwächung des tragenden Restquerschnitts statt findet, vergrößert sich das Volumen im mehrachsigen Spannungszustand stark. An der Oberfläche des Hohlraumvolumens herrscht ein zweidimensionaler Spannungszustand, der das Wachstum begünstigt. Unter hydrostatischer Belastung ist dadurch Porenwachstum möglich. Ein makroskopisch scheinbar sprödes Bruchverhalten resultiert durch einen mehrachsigen Spannungszustand, der in der mikroskopischen Untersuchung den Charakter eines duktilen Wabenbruchs aufweist. /10/, /12/

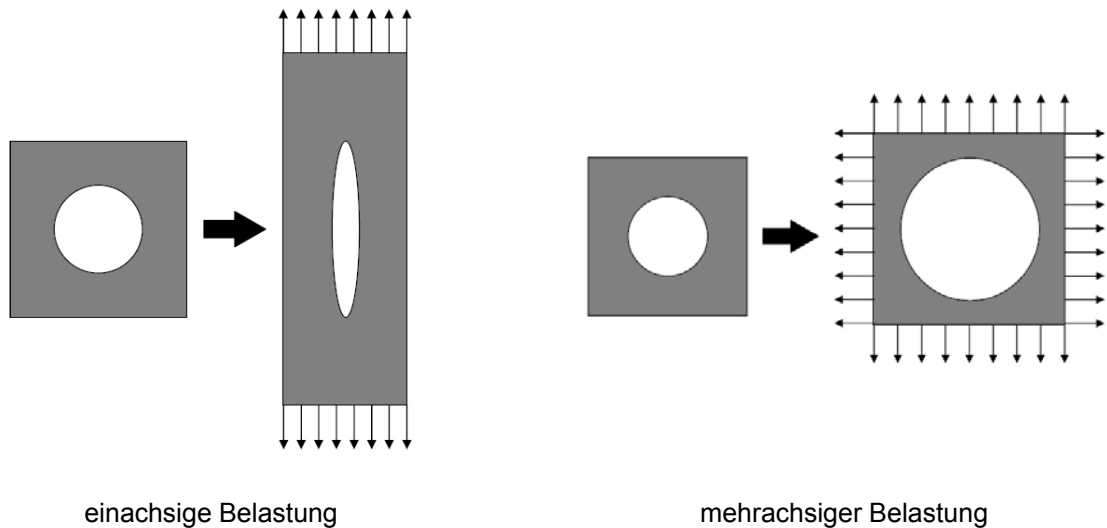


Bild 2.8: Hohlraumwachstum bei verschiedenen Spannungszuständen /10/

Hohlraumkoaleszenz

Die entstandenen Hohlräume vergrößern sich bei wachsender Belastung und führen schließlich durch Koaleszenz der Hohlräume zum Bruch des gesamten Bauteils. Die bei der Materialtrennung vorkommenden mikrostrukturellen Mechanismen sind im Gegensatz zur Initiierung und Wachstum am wenigsten ergründet. Die Mechanismen können von unterschiedlicher Natur sein /10/, /12/:

- Koaleszenz durch das Zusammenwachsen der Hohlräume und starker lokaler Einschnürungen.
- Auftrennen der Werkstoffbrücken zwischen den Hohlräumen über Scherbändern.
- Zusammenwachsen durch Sekundärhohlräume an kleinen Partikeln.

2.1.3. Wasserstoffversprödung

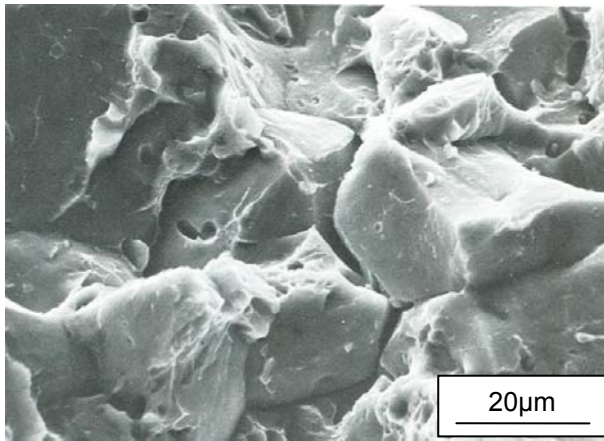
Durch Wasserstoffversprödung verursachte Schäden werden hauptsächlich an ferritischen oder martensitischen Stählen beobachtet. Der Wasserstoff kann durch Beizen, Schweißprozesse, Galvanisieren oder beim Kontakt mit wasserstoffhaltigen Gasen bzw. Flüssigkeiten in den Stahl gelangen. Infolge des geringen Diffusionskoeffizienten und der sehr hohen Beweglichkeit kann sich der Wasserstoff an energetisch günstigen Lagen anreichern. Empfindlich zeigen sich elastisch aufgeweitete Gitterbezirke und Gebiete mit dreiaxsigem Zugspannungszustand. Stähle mit hoher Streckgrenze erweisen sich aufgrund der hohen elastischen Gitterdehnungen deshalb als besonders gefährdet. Zu diesen zählen Stähle mit Zugfestigkeiten größer gleich 900 MPa. Als extrem anfällig gelten martensitisch gehärtete Stähle /13/.

Der Wasserstoff kann versprödend wirken, was zu einem Spaltbruch mit reduzierter Brucheinschnürung führt. Als Ursache werden verminderte Kohäsionskräfte zwischen den Atomen des aufgeweiteten Gitters angenommen. Da der Wasserstoff eine sehr hohe Beweglichkeit besitzt, wird von einer Behinderung der Versetzungsbewegung nicht ausgegangen. Eine endgültige Erklärung ist bis dato noch nicht gefunden.

Die Wasserstoffempfindlichkeit von Stählen kann durch den so genannten Berstversuch oder Beultest ermittelt werden. Eine im Umfang eingespannte Blechscheibe wird mit Helium und Wasserstoff bedruckt und langsam aufgeblasen. Die Verhältnisse der Berstdrücke ergeben die Wasserstoffempfindlichkeit (genormt in Frankreich unter E29-732) /11/.

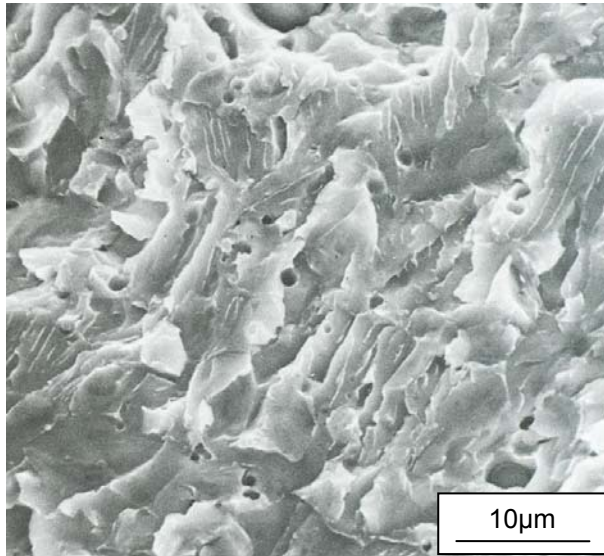
Bruchoberflächen der durch Wasserstoffversprödung verursachten Versagensfälle zeigen folgende Merkmale (Beispiele siehe Bild 2.9) /9/, /11/, /13/:

- Es ist sowohl ein trans- als auch ein interkristalliner Verlauf möglich.
- Gefiedertes Aussehen der Bruchoberfläche durch Vereinigung zahlreicher, vorzugsweise senkrecht zur maximalen Zugspannung orientierter Risse.
- In kristallinen Bereichen sind oft Haarlinien, Krähenfüßchen und Waben auf den Korngrenzen aufgrund eines geringen noch vorhandenen plastischen Restumformvermögens zu erkennen.
- Vielfach sind Mikroporen und klaffende Korngrenzen auf den kristallinen Bruchbereichen zu erkennen.
- Auch ein wabenförmiger Bruch mit einzelnen Poren, bedingt durch die Einflüsse des Wasserstoffs, ist möglich.
- Bei Schwingungsbrüchen sind unter Wasserstoffeinfluss neben den Schwingungstreifen auch Haarlinien zu erkennen.



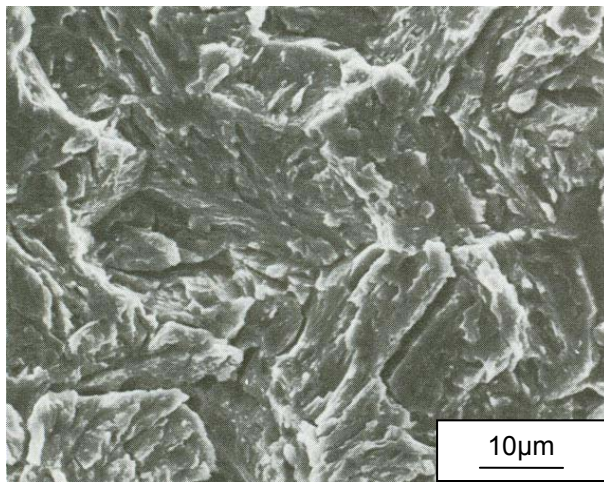
Bruch einer Schraube nach galvanischem Verzinken, Wasserstoffbruch typisch: klaffende Korngrenzen, Mikroporen, kränenfussförmige Haarlinien

/11/



Flockenriss in unlegiertem C-Stahl. Typisch für den wasserstoffinduzierten Sprödbruch: Mikroquasispaltbrüche, Poren und feine Zähbruchlinien (Haarlinien) als Rest duktiler Trennungen

/11/



Transkristalliner wasserstoffinduzierter Riss

/9/

Bild 2.9: REM-Aufnahmen von Literaturbeispielen zur Wasserstoffversprödung

2.2. Schadenssimulation

Es gilt für die Beschreibung des Versagensverhaltens der beim Halbhohlstanzenprozess auftretenden Schädigungen geeignete Kriterien zu finden. Im Gegensatz zur Lehre der Bruchmechanik /14/ kann im Ausgangszustand der Fügepartner Rissfreiheit vorausgesetzt werden. Wie in Kapitel 4 über experimentelle Untersuchungen nachgewiesen, kann bei den im HSN-Prozess auftretenden Schädigungen von duktilem Versagen ausgegangen werden. Dadurch schränkt sich die Wahl der Kriterien weiter ein.

Prinzipiell lassen sich duktile Schadenskriterien in phänomenologische, geometrische, makromechanische und mikromechanische Ansätze unterteilen.

Phänomenologische Kriterien ermitteln experimentell den Belastungszustand, unter denen das Material versagt und leiten daraus eine mathematische Beziehung ab. Bekanntestes Beispiel ist hierbei das Grenzformänderungsschaubild in der Blechumformung /15/. Im vorliegenden Fall des Halbhohlstanzenprozesses muss von dreidimensionalen Spannungszuständen ausgegangen werden. Der daraus resultierende Aufwand an experimenteller Bestimmung der Grenzen wäre sehr hoch und eine Allgemeingültigkeit wäre nicht zwangsläufig gegeben. Deshalb wird von den phänomenologischen Kriterien in dieser Arbeit abgesehen.

Die zur Anwendung kommenden und untersuchten Kriterien sollen in den folgenden Kapiteln beschrieben werden.

2.2.1. Geometrisches Trennen

Bei diesem Kriterium wird eine geometrische Ähnlichkeit zu vergleichbaren Prozessen ausgenutzt, um ein Versagen der zu berechnenden Struktur vorherzusagen und ein Trennen entsprechend einzuleiten. Anhand des bekannten geometrischen Kriteriums der Oberflächenvergrößerung /3/ soll dies näher erläutert werden:

$$O_V = \frac{O_{\text{aktuell}} - O_{\text{Ausgang}}}{O_{\text{Ausgang}}} \cdot 100\% \quad (2-1)$$

Die Auswertung erfolgt über geometrische Istgrößen (in diesem Fall O_{aktuell} als aktuelle Oberfläche), die in das Verhältnis mit Referenzgrößen (O_{Ausgang} als Ausgangsoberfläche der Hauptumformzone) gesetzt werden. Überschreitet das Verhältnis den Vergleichswert O_V aus dem Experiment, wird von Versagen ausgegangen. Diese Verfahren sind einfach in der Anwendung bzw. Integration in die FEM und erfordern keine werkstoff-spezifischen Kenngrößen und Abhängigkeiten. Aufgrund dessen besitzen sie jedoch auch keine Allgemeingültigkeit. In /3/ befindet sich die Untersuchung bezüglich Anwend-

barkeit auf Streck- und Tiefziehvorgänge. Hauptsächliche Nachteile für die Anwendung ergaben sich bezüglich Allgemeingültigkeit und Übertragbarkeit von Referenzwerten. Die Vorhersage des Ortes der Rissentstehung und Festlegung der Hauptumformzone gestaltete sich laut /3/ als schwierig. Für einen Prozess wie das Halbhohlstanznieten könnte das Kriterium nur für eine Vorhersage von Außenrissen respektive dem Ausstanzen des matrizen seitigen Bleches herangezogen werden. Aufgrund der Zugänglichkeit ist die Auswertung des Versagens von stempelseitigem Blech und Niet nicht oder nur unter erheblichem Aufwand denkbar.

Ein anderer Weg zum Trennen wurde von der Firma femutec /16/ gewählt. Sie integrierten ein geometrisches Kriterium nach dem Prinzip der minimalen Restblechdicke in das Finite Elemente Programm MSC.Superform /17/. Der zu berechnende Körper wird bei Unterschreitung einer vorgegebenen Körperdicke in zwei Körper zerteilt. In /18/ wurde das Kriterium bezüglich der Anwendung beim Halbhohlstanznieten näher untersucht. Fokus der Arbeit war das Ausstanzen des stempelseitigen Bleches. Zur Anwendung kamen primär Stähle mit einem hohen Umformvermögen wie DC04, DP500 und Aluminium. In den untersuchten Beispielen reißen die Bleche nach relativ großer Ausdünnung unter dem Nietfuß. Für diese Anwendungen zeigte sich das Kriterium als praktikabel und im Vergleich zwischen Experiment und Rechnung als ausreichend genau. In Kapitel 5.4.2 befindet sich die Untersuchung der Anwendbarkeit des Kriteriums auf die in dieser Arbeit untersuchten hochfesten Werkstoffe.

2.2.2. Makromechanische Bruchkriterien

Makromechanische Kriterien lassen sich in momentane (dehnungsunabhängige) und integrale (dehnungsabhängige) Kriterien aufteilen. Momentane Kriterien beziehen sich auf augenblickliche Größen, setzen diese in Bezug zu Referenzgrößen und prognostizieren bei einem festgelegten kritischen Wert das Versagen. Sie berücksichtigen nicht die Umformgeschichte und eignen sich daher hauptsächlich für eine Vorhersage bei reversiblen Materialverhalten.

Integrale Kriterien berücksichtigen den Belastungspfad (Umformgeschichte) durch die Integration von Spannungszuständen über die Dehnung. Sie setzen sich entsprechend aus Energieausdrücken zusammen. Von Freudenthal /19/ wird diese Vorgehensweise über das Einbringen von Energie und deren Umwandlung im Werkstück begründet. Ein Teil der eingebrachten Energie wird als elastische Energie im Werkstück gespeichert. Die für die plastische Umformung notwendige Energie wird zu ungefähr 90% in Wärme umgewandelt und die restlichen 10% für die Änderung des mechanischen Zustandes benötigt (Werkstoffverfestigung) /20/. Kann die eingebrachte Energie vom Material nicht mehr aufgenommen werden, bzw. wird ein kritischer Wert erreicht, geht man vom Versagen des Werkstoffes aus. Wie in /3/ ausführlich dargestellt, kommen bei isotropen

Werkstoffen für die makromechanischen Kriterien nur vom Koordinatensystem unabhängige Größen (Invarianten) in Frage. Die momentanen Kriterien haben die Form:

$$D = f(\sigma_i, \varepsilon_j, ak) \leq D_{krit} \quad (2-2)$$

die integralen Kriterien stellen sich hingegen folgendermaßen dar:

$$D = \int_0^{\varepsilon_v^{pl}} f(\sigma_i, \varepsilon_j, ak) d\varepsilon_v^{pl} \leq D_{krit} \quad (2-3)$$

Dabei sind:

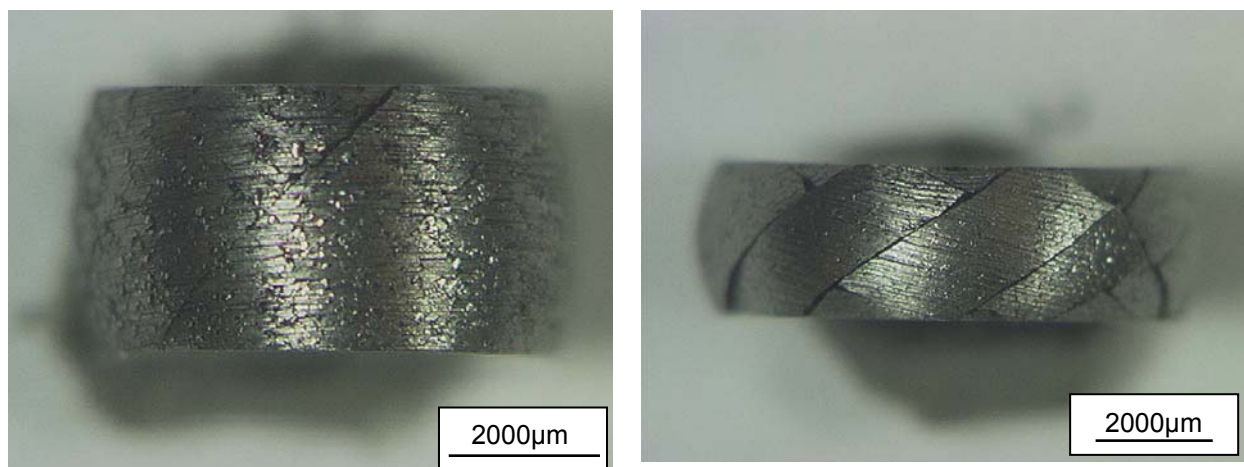
σ_i	Hauptspannungen,	$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$
ε_i	Hauptdehnungen,	$\varepsilon_1 > \varepsilon_2 > \varepsilon_3$
ak	Materialkonstanten	
D_{krit}	Referenzwerte	

Die für die Analyse wichtigen zusammengesetzten Invarianten sind die von Mises Vergleichsspannung σ_v , die mittlere oder auch hydrostatisch genannte Spannung σ_m und die äquivalente plastische Vergleichsdehnung ε_v^{pl} .

Die in der Arbeit verwendeten Kriterien sollen an dieser Stelle kurz beschrieben werden.

Maximale Schubspannung

Im Stauchversuch des Nietgrundmaterials (genauere Ausführung in Kapitel 3.1) bildet sich ein Riss über die Mantelfläche der Stauchprobe unter ca. 45°, siehe Bild 2.10.



Umformgrad $\varphi = 0,6$

Umformgrad $\varphi = 1,02$

Bild 2.10: Stauchversuch des Nietgrundmaterials mit Versagen der Probe

Dieses Verhalten deutet auf ein Versagen in Richtung einer maximalen Schubspannung hin. Aufgrund dessen wird als einziges momentanes Kriterium die maximale Schubspannung in Betracht gezogen:

$$\tau_{\max} = \max \left\{ \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}, \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2}, \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \right\} \quad (2-4)$$

In /21/ wurden mit dem Kriterium der maximalen Schubspannung gute Ergebnisse in der Vorhersage von Brüchen unter Scherbeanspruchung getroffen. Hierfür war zur Kalibrierung nur ein einziger Versuch des betreffenden Materials notwendig.

Cockroft&Latham

Bei den integralen Kriterien soll das in vielen FEM-Programmen verwendete normalisierte Kriterium nach Cockroft&Latham /22/ untersucht werden:

$$D = \int_0^{\varepsilon_v^{pl}} \frac{\sigma_1}{\sigma_v} d\varepsilon_v^{pl} \leq D_{krit} \quad (2-5)$$

Die maximale auftretende Spannung wird hier in das Verhältnis zur Vergleichsspannung nach von Mises gesetzt und über die plastische Vergleichsdehnung integriert.

Ayada&Higashino

In den von Landgrebe /23/ und Groche /3/ durchgeführten Untersuchungen makromechanischer Bruchkriterien zur Vorhersage von Bruch zeigte das Kriterium nach Ayada&Higashino /24/

$$D = \int_0^{\varepsilon_v^{pl}} \frac{\sigma_m}{\sigma_v} d\varepsilon_v^{pl} \leq D_{krit} \quad (2-6)$$

gute Ergebnisse sowohl im Kragenstauchversuch als auch im Zugversuch. Aufgrund der guten Vorhersage hinsichtlich des Ortes der Schädigung soll das Kriterium auf die Anwendbarkeit beim Halbhohlstanzen untersucht werden.

Rice&Tracey

Bei duktilem Materialverhalten leitete Rice&Tracey /25/ folgende Gleichung für das Wachstum des Hohlraumradius her:

$$\dot{R} = R \cdot \left(0.558 \cdot \sinh \left(\frac{\sqrt{3}\sigma_m}{2\tau_0} \right) + 0.008 \cdot \nu \cdot \cosh \left(\frac{\sqrt{3}\sigma_m}{2\tau_0} \right) \right) \quad (2-7)$$

Diese Beziehung wird durch vereinfachende Annahmen zu dem in der Literatur weit verbreiteten Ausdruck /10/:

$$\dot{R} = R \cdot 0.283 \cdot \dot{\varepsilon}_v \cdot e^{\left(\frac{3\sigma_m}{2R_e}\right)} \quad (2-8)$$

Zur Berücksichtigung der Verfestigung wird die Streckgrenze im Folgenden durch Vergleichsspannung nach von Mises ersetzt. Das Wachstum des Hohlraums wird somit als die exponentielle Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit beschrieben und als makromechanisches Schädigungskriterium verwendet /23/:

$$D = \int_0^{\varepsilon_v^{pl}} 0.283 \cdot e^{\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_v}} d\varepsilon_v^{pl} \leq D_{krit} \quad (2-9)$$

Aufgrund des zu erwartenden duktilen Blechversagens soll Rice&Tracy ebenfalls beim Halbhohlstanznieten betrachtet werden.

2.2.3. Mikromechanisches Materialmodell nach Rousselier

Mikromechanische Modelle beschreiben den duktilen Bruch durch Wiedergabe der drei Phasen Hohlrauminitiiierung, Hohlraumwachstum und Hohlraumkoaleszenz.

Hohlrauminitiiierung

Die Initiiierung hängt von den verschiedensten Einflüssen wie z. B. Partikelgröße, Verteilung der Partikel, Abstand der Partikel zueinander, Form der Teilchen, Oberflächenbeschaffenheit und Verfestigung der umgebenden Matrix ab. Die mathematische Beschreibung des komplexen Vorgangs benötigt entsprechende Vereinfachungen. Ein Anfangshohlraumvolumen wird gesetzt, sobald die Bedingung eines Kriteriums erfüllt wird. Verwendung finden allgemein Energie-, Spannungs- und Dehnungskriterien. In der hier verwendeten Formulierung erfolgt die Initiiierung über das Setzen eines in Experimenten bestimmten Anfangshohlraumvolumens f_0 , sobald die Vergleichsspannung nach von Mises gleich der Fließspannung ist. Das anfängliche Hohlraumvolumen kann über metallurgische Feinschliffe direkt anteilig bestimmt werden oder durch sukzessive Variation im nachgerechneten Zugversuch ermittelt werden.

Hohlraumwachstum

Für die numerische Umsetzung des Hohlraumwachstums gibt es mehrere Ansätze. Zwei der bekanntesten Vertreter dieser Modelle sind das nach Gurson /26/ und das nach Rousselier /4/. Das Gurson-Modell benötigt in seiner vollständigen Beschreibung

neun Parameter. Unter Vereinfachungen nach Tvergaard und Needleman /27/ und Vorgabe des Anfangshohlraumvolumens kann das Gurson-Modell auf vier Parameter reduziert werden (GTN-Modell) /28/. Wird beim Rousselier-Modell ebenfalls mit der Vereinfachung der Vorgabe eines Anfangshohlraumvolumens f_0 ausgegangen, kommt dieses mit zwei voneinander unabhängigen Parametern aus. Aufgrund der in /28/ nachgewiesenen Vergleichbarkeit und des einfacheren Aufbaus ist für diese Arbeit das Modell nach Rousselier gewählt worden.

Rousselier leitet durch einen allgemein formulierten thermodynamischen Ansatz folgende Fließfunktion für ein Material mit Hohlraumvolumen her:

$$\Phi(\sigma_v, \sigma_m, f, k_f) = \frac{\sigma_v}{(1-f)} - k_f + 2 \cdot \sigma_k \cdot f \cdot e^{\left(\frac{\sigma_m}{(1-f)\sigma_k}\right)} = 0 \quad (2-10)$$

Dabei wird die Fließfunktion nach von Mises um einen Term, der den hydrostatischen Spannungsanteil enthält, ergänzt. Hierdurch ist Entfestigung des Materials simulierbar. Beim Hohlraumvolumenanteil f gleich null reduziert sich die Funktion wiederum zur einfachen Fließfunktion nach von Mises. Der Materialparameter σ_k (Rousselier-Konstante) lässt sich physikalisch als Widerstand gegen das Hohlraumwachstum und Widerstand gegen die Koaleszenz der Fehlstellen vorstellen. Nach Rousselier liegt er in der Größenordnung von zweidrittel der Streckgrenze des verwendeten Materials.

Hohlraumkoaleszenz

Zur Beschreibung der Hohlraumkoaleszenz wurde wie in /10/ beschrieben, die kritische Hohlraumgröße f_c eingeführt. Wenn das Hohlraumvolumen f diesen Wert annimmt, wird die Elementsteifigkeit zu null gesetzt. Ohne diese Erweiterung gibt das Materialmodell die Entfestigung durch die geschädigten Bereiche wieder, zeigt jedoch nicht den im Experiment entsprechenden Abriss mit Reduktion der Spannungen zu null.

2.3. Reibung

Neben dem Materialmodell mit ermittelter Fließkurve des Materials hat das verwendete Reibgesetz und der zugehörige Reibfaktor den größten Einfluss auf das Ergebnis einer Simulation. Materialfluss und benötigte Umformenergie werden dadurch deutlich beeinflusst. Beim Halbhohlstanznietprozess bildet sich entsprechend der Variation des Reibfaktors oder gar des Modells ein unterschiedlicher Hinterschnitt im gefügten Blech aus. Diese qualitätsbestimmende Größe ist für die Festigkeiten der Fügeverbindung maßgebend. Kleinste Abweichungen können beim Fügen von hochfesten Stählen das nicht erlaubte Ausstanzen des Schließkopfes (Bild 1.1) verursachen.

2.3.1. Reibung in der Massivumformung

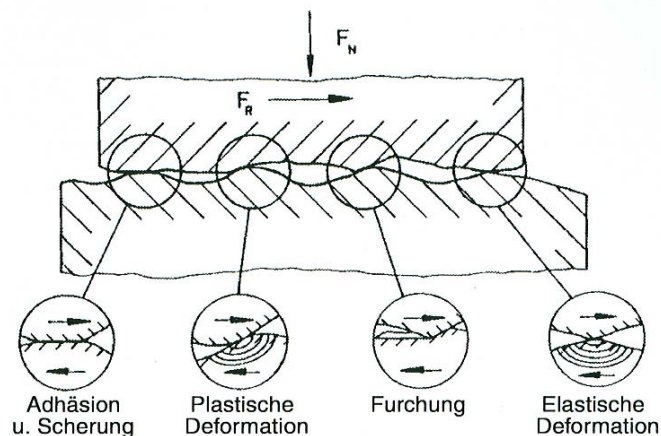


Bild 2.11: Mechanismen von in Kontakt stehenden Oberflächen /29/

Die Einflussfaktoren auf die Reibung sind mannigfaltig und machen eine eindeutige mathematische Beschreibung unmöglich. Neben der Schmierung bzw. den Schmiermitteln (Viskosität, Druckbeständigkeit, Wärmeausdehnung, chemisches Reaktionsvermögen, ...) und den Eigenschaften der Reibpartner (wahre Kontaktflächen, Wärmeleitfähigkeit, Adhäsionsverhalten, Verzunderung, örtlicher Druck, ...) haben äußere Einflüsse (Temperatur, Umformgeschwindigkeit, Atmosphäre, ...) entscheidende Auswirkung auf die Reibverhältnisse. Das HSN fällt innerhalb der Massivumformung in den Bereich der Kaltmassivumformung. Bei der Kaltmassivumformung kann die Interaktion der in Kontakt stehenden Oberflächen über vier Mechanismen beschrieben werden (siehe Bild 2.11):

- Elastische Deformation in der Kontaktzone,
- plastische Deformation in der Kontaktzone,
- Furchung der Oberfläche durch Rauigkeitshügel und

- Scherung von Adhäsionsbrücken.

Dabei wird davon ausgegangen, dass die sich relativ zueinander bewegenden Kontaktkörperoberflächen Unebenheiten aufweisen und die Kontaktkörper sich deshalb gegenseitig auf Erhöhungen abstützen. Daraus ergibt sich gegenüber der makroskopisch betrachteten scheinbaren Kontaktfläche eine wirkende wahre Kontaktfläche (siehe auch Bild 2.12).



Bild 2.12: Scheinbare und wirkliche Kontaktfläche /30/

Für die Beschreibung der Mechanismen beim Reibprozess wurden die idealisierten Einflussgrößen in Bild 2.13 verwendet:

- Flächenpressung σ_N ,
- Relativgeschwindigkeit der Reibpartner zueinander v_{rel} ,
- Oberflächenvergrößerung der Kontaktfläche A_1/A_0 und
- Temperatur in der Wirkfuge u .

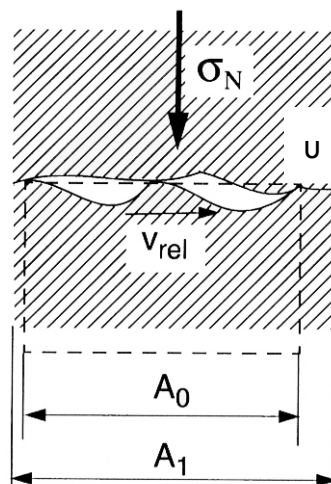


Bild 2.13: Einflussgrößen Reibprozess /29/

Mit ihnen sind die im folgenden Kapitel beschriebenen Reibmodelle aufgebaut. Die Temperatur wurde zur Vereinfachung nicht berücksichtigt.

2.3.2. Reibmodelle

Begrenzt wird die maximale übertragbare Reibschubspannung durch das Einsetzen des Fließens im weicheren Kontaktkörper. Der weichere Kontaktkörper schert knapp unterhalb der Kontaktfläche im Materialinneren ab [31].

Die Spannung beim Erreichen der Fließgrenze im einachsigen Spannungszustand wird als Fließspannung k_f bezeichnet. Analog dazu ist im reinen Schubspannungszustand die entsprechende Schubspannung beim Fließen mit Schubfließgrenze bezeichnet. Der Zusammenhang zwischen Fließspannung und Schubfließgrenze wird über die im mehrachsigen Spannungszustand geltende Vergleichsspannung nach von Mises hergeleitet:

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (2-11)$$

Für den reinen Schubspannungszustand ist die erste Hauptspannung gleich der maximalen Schubspannung zu setzen, die zweite Hauptspannung wird zu null und die dritte gleich minus der ersten Hauptspannung:

$$\sigma_1 = \tau_{\max} \quad \sigma_2 = 0 \quad \sigma_3 = -\sigma_1$$

Dadurch ergibt sich im Zustand des Fließbeginns mit $\sigma_v = k_f$:

$$k_f = \sqrt{3} \cdot \tau_{\max} \quad (2-12)$$

Der folgende Quotient wird in den weiteren Ausführungen als Schubfließgrenze k bezeichnet:

$$k = \frac{k_f}{\sqrt{3}} \quad (2-13)$$

Erreicht die Reibschubspannung den Wert der Schubfließgrenze des weicheren Kontaktkörpers, findet keine Relativbewegung an der Kontaktfläche mehr statt. Der Zustand Haften ist erreicht.

Modell nach Coulomb

Die Reibschubspannung wird im Coulombmodell durch die Abhängigkeit von der Normalspannung σ_n über die Reibzahl μ berechnet:

$$\tau_r = \mu \cdot \sigma_n \quad (2-14)$$

Über die Festlegung der maximal übertragbaren Reibschubspannung durch die Schubfließgrenze k , kann die maximale Reibzahl μ_{\max} ermittelt werden:

$$\mu_{\max} = \frac{k}{\sigma_n} \quad (2-15)$$

Daraus ergibt sich mit Gleichung (2-13) und dem Gleichsetzen der Normalspannung mit der Fließspannung:

$$\mu_{\max} = \frac{k_f}{k_f \cdot \sqrt{3}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \approx 0,577 \quad (2-16)$$

Der Reibwert kann demzufolge einen Wert zwischen reibfrei $\mu = 0$ und dem Zustand des Haftens $\mu = 0,577$ einnehmen. In der Plastizitätstheorie wird bei der Berechnung der Fließspannung der hydrostatische Spannungsanteil abgespalten, er hat bei der Annahme eines isotropen und homogenen Werkstoffs auf das Materialfließen aufgrund des allseitigen Wirkens keinen Einfluss /20/. Im Gegensatz dazu fließt bei der Berechnung der Normalspannung in der FEM-Rechnung die hydrostatische Spannung mit ein. Da in der Massivumformung sehr hohe hydrostatische Spannungen entstehen können, kommt es unter Verwendung von Coulomb zu unrealistisch hohen Reibschubspannungen, die sich weit über der Schubfließgrenze befinden und ein Vielfaches der Fließspannung des Materials sein können /29/.

Schubmodell

Das Schubmodell (auch Reibfaktormodell genannt) bildet, im Gegensatz zu Coulomb, die Reibschubspannung direkt über der Abhängigkeit von Schubfließgrenze über den Reibfaktor ab:

$$\tau_r = m \cdot k \quad (2-17)$$

Für den Maximalwert des Reibfaktors m gleich eins wird Haften und damit Schubspannung gleich Schubfließgrenze mit Fließen simuliert. Reibfaktor gleich null gilt wieder als reibungsloser Zustand. Der Einfluss großer hydrostatischer Drücke entfällt in diesem Modell, dadurch erweist es sich als geeignet für Massivumformprozesse. (Beschreibung der Reibmodelle /31/)

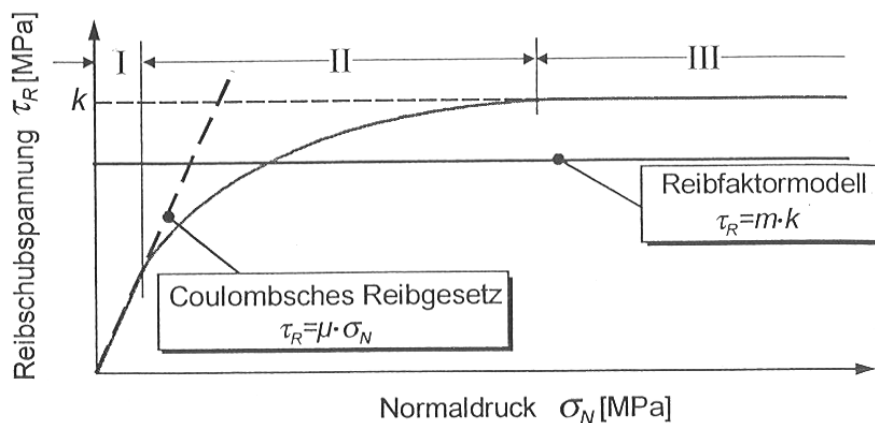
Modell nach Neumaier

Im Gegensatz zum Modell von Coulomb und dem Schubmodell wurde von Neumaier /36/ die wahre Kontaktfläche (Bild 2.12) als wesentliche Einflussgröße für die in der Wirkfuge übertragbare Schubspannung in einem Modell umgesetzt. Zur Erläuterung soll das Diagramm (Bild 2.14) nach Shaw /37/ herangezogen werden. Im Bereich I, bei kleinen Normalspannungen, gilt das Modell nach Coulomb. Hier nimmt die Kontaktfläche proportional mit der Normalspannung zu. Mit zunehmender Kontaktfläche geht die Reibschubspannung im Bereich II über in Bereich III und konvergiert zur geometrischen Kontaktfläche. Hier gilt die Haftbedingung als erfüllt und dementsprechend das Schubmodell. Alle drei Bereiche werden durch den von Neumaier entwickelten Ansatz zur Berechnung der Reibschubspannung wiedergegeben:

$$\tau_r = m_0 \cdot k \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{\sigma_n}{k_f}\right) \right] \quad (2-18)$$

Von Neumaier schlägt für die Berechnung folgende Größenordnungen des Reibfaktors m_0 vor:

- Kaltumformung $m_0 = 0.15$ (Umformung bei Raumtemperatur),
- Halbwarmumformung $m_0 = 0.25$ (Umformtemperatur unter der Rekristallisationstemperatur) und bei der
- Warmumformung $m_0 = 0.45$ (Umformtemperatur über der Rekristallisationstemperatur).



Verlauf Reibschubspannung nach Shaw /37/

Bild 2.14: Herleitung des Reibmodells nach Neumaier

3. Werkstoffauswahl und Charakterisierung

Das Ziel ist es, die Simulation weiter zu entwickeln, um sie als ein Werkzeug für die Erweiterung der Verfahrensgrenzen, Standardisierung von Werkzeugsätzen und als Unterstützung der Labortätigkeit bei der Absicherung neuer Baureihen einsetzen zu können.

Zu diesem Zweck sollen typische Vertreter der zu simulierenden Blechwerkstoffe ausgewählt werden, die zukünftig eine Rolle im Leichtbau der Automobilindustrie spielen werden. Deshalb fiel die Wahl der Fügepartner auf den hochfesten TRIP-Stahl (TRIP = Transformation Induced Plasticity) mit der Zugfestigkeit 700 MPa (HT700T) und den DP-Stahl (DP = DualPhasenstahl) mit 600 MPa (HT600X). Für die Mischbauweise wurde eine 5000er-Aluminiumlegierung verwendet. Die Standardwerkstoffe sollen ebenfalls nicht außer Acht gelassen werden. Als ein gängiger Vertreter wurde der Stahl H320LA ausgewählt.

Für die vorliegende Arbeit wurden ALMAC beschichtete Niete der Firma HENROB /6/ verwendet (ALMAC ist ein Beschichtungsverfahren, bei dem durch mechanisches Plattieren Zink, Zinn und Aluminium aufgetragen wird). Das Fügen höherfester Stähle schränkt die Wahl eines geeigneten Stanznietes sowohl bei der Härte als auch in der Länge ein. Um ein Aufstauchen und Knicken zu vermeiden, wird zwangsläufig die momentan auf dem Markt erhältliche höchste Härtestufe bei gleichzeitiger kurzer Schaftlänge gefordert. Der zur Verwendung kommende Niet C5x5H6 zeigt sich bezüglich Härte, ausreichend vorhandenem Umformvermögen, sowie unkritischer Länge, als geeignet (C5x5H6 = C-Nietgeometrie; Länge 5 mm; Schaftdurchmesser 5,3 mm; Härtestufe 6, dies entspricht ca. 570 HV10). Beim zweilagigen Fügen von Blechen in den üblichen Dicken von ca. 1,5 mm können sowohl bei artgleicher Verbindung als auch bei Mischbauweise noch gute Hinterschnitte unter Berücksichtigung der zu erfüllenden Qualitätsbedingungen erzeugt werden. Um eine Durchgängigkeit der Ergebnisse zu gewährleisten und Chargenschwankungen ausschließen zu können, wurde für den Niet nur eine Charge der Firma HENROB für alle Versuche verwendet.

Voraussetzung für die Wiedergabe des realen Fügeprozesses ist die Abbildung des Versagens der Fügepartner. Zur Charakterisierung des Nietversagens ist die Verwendung von Materialien über der bisher angenommenen Verfahrensgrenze notwendig (bei den mechanischen Fügeverfahren gelten Zugfestigkeiten der Bleche mit $R_m = 600$ MPa als obere Grenze). Deshalb werden zusätzlich in den Experimenten der DP-Stahl HT1000X (1000 MPa Zugfestigkeit) und der TRIP-Stahl HT800T (800 MPa Zugfestigkeit) gefügt. Sie befanden sich zum Zeitpunkt der Arbeit noch im Werkstofffreigabeprozess für kommende Baureihen und werden nicht simuliert. Die Charakterisierung der Werkstoffe erfolgt über:

- die chemische Zusammensetzung,
- der Werkstoffkenndatenermittlung mittels technischer Fließkurve durch den Zug- bzw. Druckversuch sowie der Kleinlasthärteprüfung nach Vickers,
- das metallographische Gefüge in Schlibbildern und
- die Bruchfläche gerissener Zugproben im Rasterelektronenmikroskop (REM).

Die Zugversuche erfolgten gemäß DIN EN 10002-1 /32/ (Probengeometrie siehe Bild 3.1). Zusätzlich zu den Zugversuchen wurden Druckversuche mit dem Nietgrundwerkstoff in Anlehnung an DIN 50106 /33/ durchgeführt. Mit dem Druckversuch sollte das Materialverhalten für höhere Umformgrade unter ähnlicher Beanspruchung wie im HSN-Prozess untersucht werden. Der Einfluss der Reibung beim Druckversuch verursacht ein Abweichen der Probe von der idealen zylindrischen Form durch Aufbauchen. Im Extremfall kann es sogar zum Anliegen der Mantelfläche an die Stauchbacken kommen. Der dadurch entstandene mehrachsige Spannungszustand erschwert eine sinnvolle Auswertung zur Erstellung der Fließkurve. Zur Reibminderung schlägt Rastegaev /31/ das Eindrehen von Schmiertaschen auf den Grundflächen vor. Aufgrund der Abmaße und hohen Härte war dies bei den Nietproben nicht möglich. Es wurde eine Minimierung des Aufbauchens über das Einbringen einer kegelförmigen Spitze nach Siebel-Pomp mit Flankenwinkel 3° realisiert (siehe Zeichnung in Bild 3.1). Über Schmierung der Stirnflächen wurden die Radial- bzw. Tangentialkräfte zwischen Probe und Druckplatte weiter reduziert. Die Druckversuche wurden unter folgenden Bedingungen durchgeführt:

- Belastungsgeschwindigkeit 1 mm/min,
- Schmierstoff Molycote-Paste P74
- und den Probenabmessungen $d = 5 \text{ mm}$, $h = 7,5 \text{ mm}$ und Winkel des Kegels 3° .

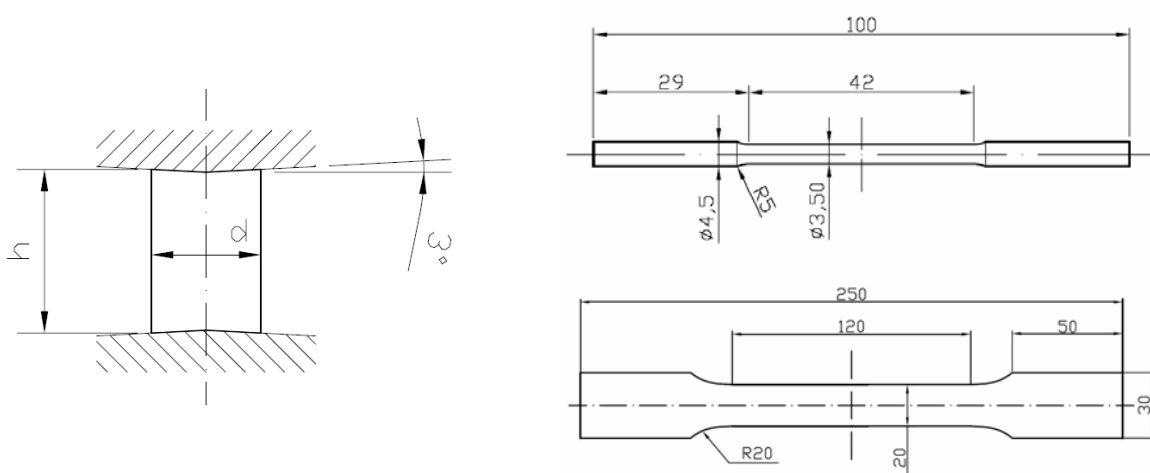


Bild 3.1: Probengeometrien: links Stauchprobe aus dem Nietwerkstoff, rechts oben Rundzugprobe aus dem Nietwerkstoff, rechts unten Flachzugprobe der Bleche

3.1. Niet

Der Nietwerkstoff trägt intern bei HENROB noch die veraltete Bezeichnung nach British Standard BS3111. Dieser Werkstoff ist heute in der Europäischen Norm DIN EN 10263-4 /34/ aufgeführt und den borlegierten Stählen zugeordnet (siehe Tabelle 3.1). Die Benennung BS3111 soll in dieser Arbeit verwendet werden.

Werkstoff	Werkstoffnummer	Trivialname	neue Bezeichnung
ähnlich 40MnB4 *	ähnlich 1.5527 *	BS3111	- (EN 10263-4)

Tabelle 3.1: Bezeichnungen Nietwerkstoff (* Funkenspektralanalyse)

Chemische Zusammensetzung

Eine Funkenspektralanalyse (Ergebnis in Tabelle 3.2) wies Ähnlichkeit des Werkstoffes mit einem 40MnB4 (Werkstoffnummer 1.5527) auf.

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Ti	B
BS3111	0,432	0,091	0,839	0,016	0,012	0,027	0,0045

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung BS3111

Werkstoffkenndaten

Während der Herstellung der Niete wurden für die Grundlagenuntersuchungen aus dem Rohmaterial Drahtstücke abgezweigt und wie die Niete unter gleichen Bedingungen gehärtet. Aus diesen Drahtstücken sind Zugproben nach DIN 50125 B 3,5x17,5 /35/ durch Schleifen hergestellt und geprüft worden. Zur Abstimmung des Rousselier-Materialmodells wurden weiterhin Rundzugproben der gleichen Abmessungen mit einer Kerbe versehen. Der Kerbradius beträgt dabei 2,5 mm mit einem Durchmesser im Kerbgrund von rund 2,56 mm. Die Proben für den Stauchversuch sind aus den Drahtabschnitten durch Drehen hergestellt worden. Die Härte der Zug- und Stauchproben befindet sich innerhalb der Herstellertoleranzen von 550 ± 25 HV. Der Niet liegt jedoch an der oberen Toleranzgrenze, der Drahtwerkstoff mit der Härte 530 HV im unteren Bereich. Trotz der hohen Härte weisen alle Proben noch eine Bruchdehnung von 10% auf (Diagr. in Bild 3.2). Zusammenfassend sind die wichtigsten aus dem Zugversuch aufgenommenen Daten des Nietwerkstoffes in Tabelle 3.3 aufgeführt.

Werkstoff	E/GPa	$R_{p0,2}$ /MPa	R_m /MPa	A_{gt} /%	A/%	HV10
BS3111	202	1489	1912	5,1	11	530

Tabelle 3.3: Werkstoffkenndaten BS3111 aus dem Zugversuch

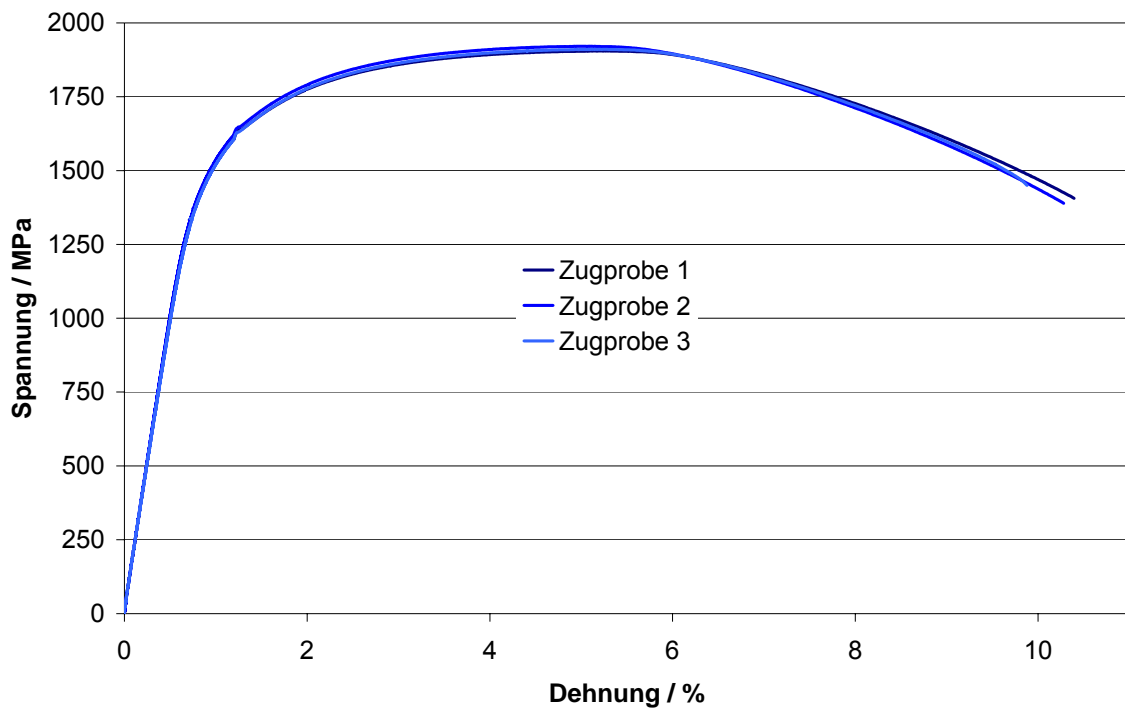


Bild 3.2: Technischen Fließkurven des Nietwerkstoffs

In Bild 3.3 sind die Fließkurven aus den Stauchversuchen dargestellt. Ab dem Umformgrad von ca. 0,6 wird ein erstes Versagen an der Mantelfläche beobachtet (siehe Bild 2.10). Folglich ist die Verwendung der Werte für die Fließkurvenermittlung in Kapitel 3.3 nur bis zu diesem Punkt sinnvoll.

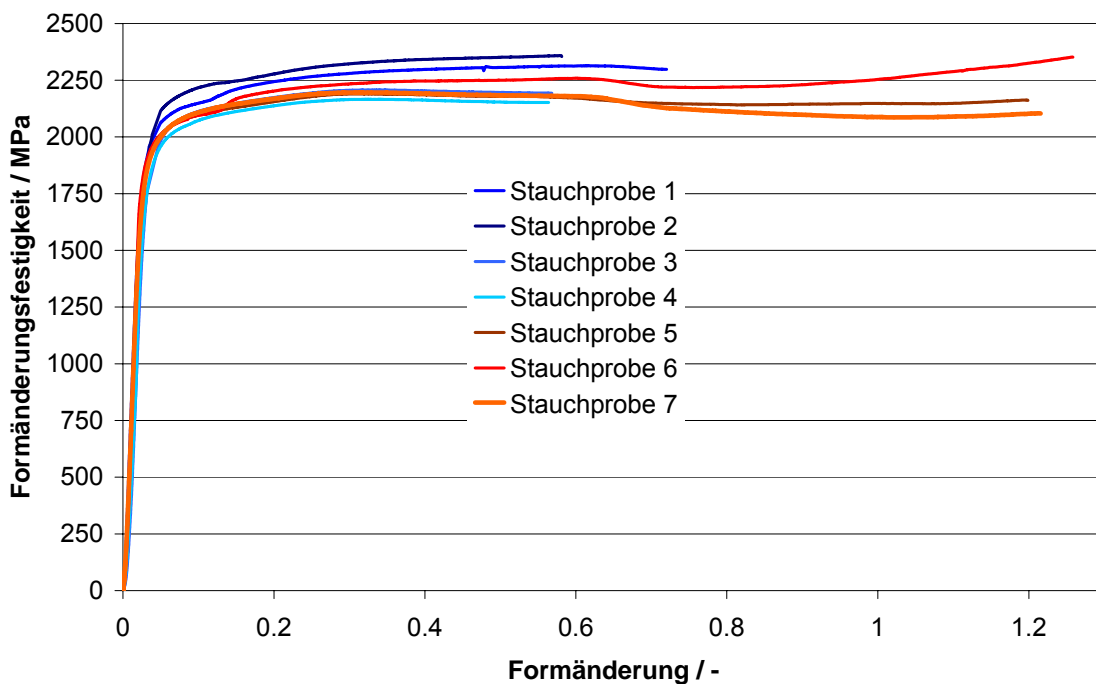
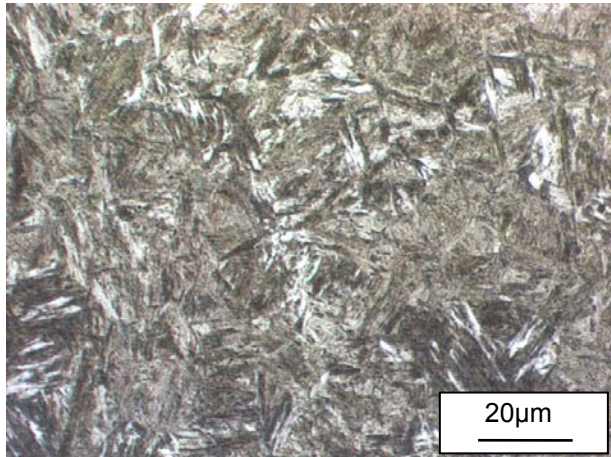


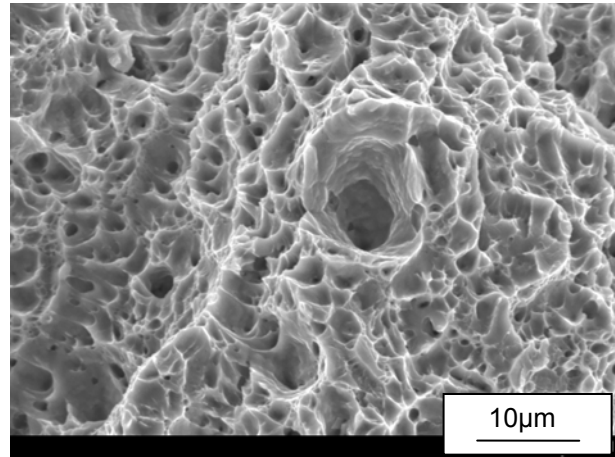
Bild 3.3: Wahre Fließkurven aus den Stauchversuchen des Nietwerkstoffs

Metallographisches Gefüge

Die Gefügebilder zeigen ein homogenes martensitisches/bainitisches feines Gefüge (siehe Bild 3.4 links). Die Gefügebilder der Niet und Zugproben stimmen mit ihrem martensitisch/bainitischen Gefüge überein.



martensitisches/bainitisches Gefügebild



duktiler Wabenbruch

Bild 3.4: Gefüge- und Bruchbild des Nietwerkstoffs BS3111

Fraktographie

Die Zugproben rissen von innen nach außen unter einem typischen Teller-Tassen-Bruch. Das Bruchbild zeigte unter dem REM einen reinen duktilen Wabenbruch (siehe Bild 3.4 rechts).

3.2. Bleche

In Tabelle 3.4 sind alle verwendeten Bleche mit Werkstoffnummern, Trivialnamen und Normbezeichnungen aufgeführt. Nur für die zu simulierenden Blechwerkstoffe H320LA, HT600X, HT700T und AW-5182 soll eine detaillierte Charakterisierung und Beschreibung der Bruchmechanismen erfolgen.

Werkstoff	Werkstoffnummer	Trivialname	neue Bezeichnung
AlMg4,5Mn0,4	AW-5182	AlMg5Mn	-
H320LA	1.0548	ZStE 340	HC340LA (EN 10268)
HT600X	1.0941	DP600	HCT600X (prEN 10336)
HT1000X	-	DP1000	HCT980X (prEN 10336)
HT700T	1.0947	TRIP700	HCT690T (prEN 10336)
HT800T	-	TRIP800	HCT780T (prEN 10336)

Tabelle 3.4: Bezeichnung Blechwerkstoffe

Zur besseren Übersicht über die Festigkeiten und das Fließverhalten der Bleche sind die technischen Fließkurven der zu simulierenden Werkstoffe AW-5182, H320LA, HT600X und HT700T bereits an dieser Stelle zusammen in Bild 3.5 dargestellt.

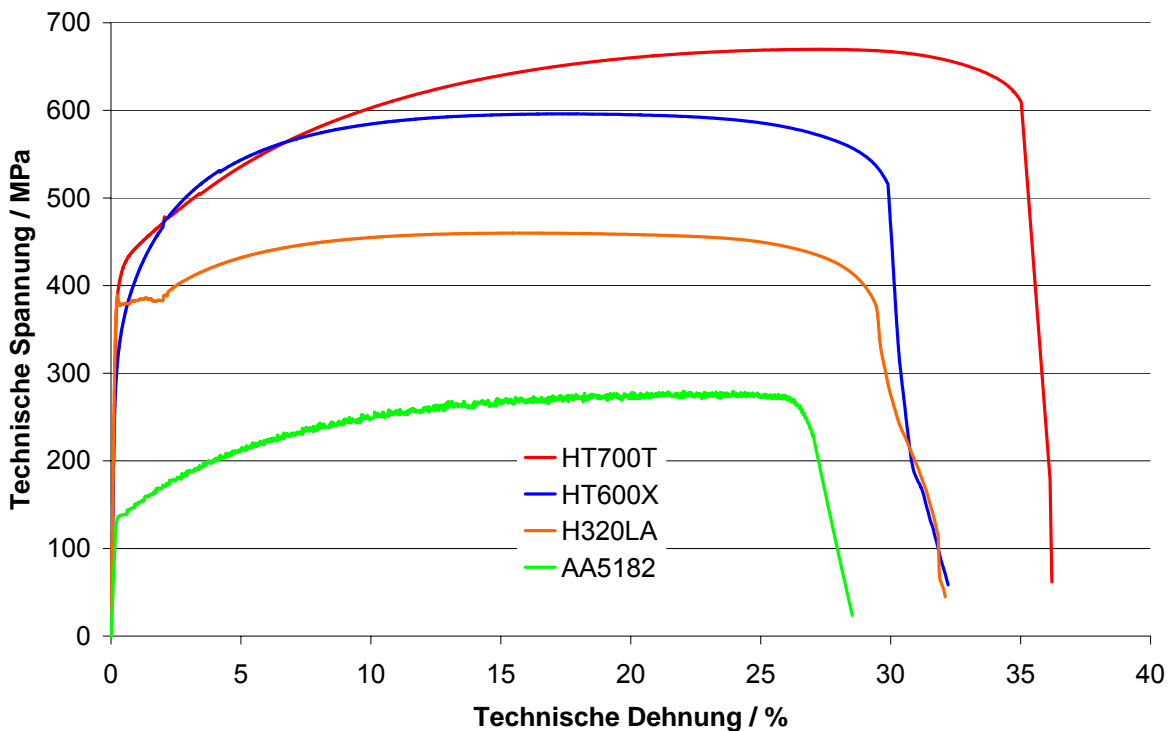


Bild 3.5: Kraft-Weg-Verläufe der zu simulierenden Halbzeugwerkstoffe

Die Erstellung der Flachzugkurven aus den Blechen erfolgte für alle Werkstoffe nach DIN EN 10002-1, Form 2 /32/. Die Proben für die Bestimmung der Rousselier-Parameter sind zusätzlich mit einer Kerbe versehen. Der Kerbradius beträgt 10 mm und die Probenbreite im Kerbgrund 12 mm.

3.2.1. AW-5182

Aluminiumlegierungen der 5000er-Gruppe sind aushärtbare Knetlegierungen der Zusammensetzung AlMg und AlMgMn. Ihre guten Eigenschaften hinsichtlich der Verformbarkeit, Korrosionsbeständigkeit und der Schweißeignung beziehen diese Legierungen aus ihren Legierungselementen und der Kaltverfestigung. 5000er-Aluminiumlegierungen eignen sich aufgrund der Ausbildung so genannter Fließfiguren an der Bauteiloberfläche nicht für Außenhautteile. Diese Fließfiguren sind Einschnürungen unter 55° zur Hauptumformungsrichtung, verursacht von Inhomogenitäten im Verfestigungsverhalten (Portevin-Le Chatelier-Effekt) /38/. Gelöste Fremdatome treten dabei in Wechselwirkung mit Versetzungen. Dieser Effekt ist auch am Fließkurvenverlauf (siehe

Bild 3.5) anhand des ruckweisen Fließens zu erkennen. Im Gegensatz zu 6000er-Legierungen altert der Werkstoff nur geringfügig.

Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung nach DIN EN 573 /39/ der Aluminiumlegierung AW-5182 ist in Tabelle 3.5 aufgeführt.

Angaben in max. %	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AW-5182	0,20	0,35	0,15	0,40	4,50	0,10	0,25	0,10

Tabelle 3.5: Werkstoffzusammensetzung AW-5182 nach DIN EN 573

Werkstoffkennwerte

Die aus den Zugversuchen ermittelten Werkstoffkennwerte sind in Tabelle 3.6 angegeben.

Werkstoff	E/GPa	R _{p0,2} /MPa	R _m /MPa	A _{gt} /%	A/%
AW-5182	69,6	140	279	23,5	24

Tabelle 3.6: Werkstoffkennwerte AW-5183

Metallographisches Gefüge und Fraktographie

In Bild 3.6 ist links das Gefüge und rechts das Bruchbild des im Zugversuch getesteten Werkstoffes AW-5182 abgebildet. Die großen duktilen Waben sind gut zu erkennen.

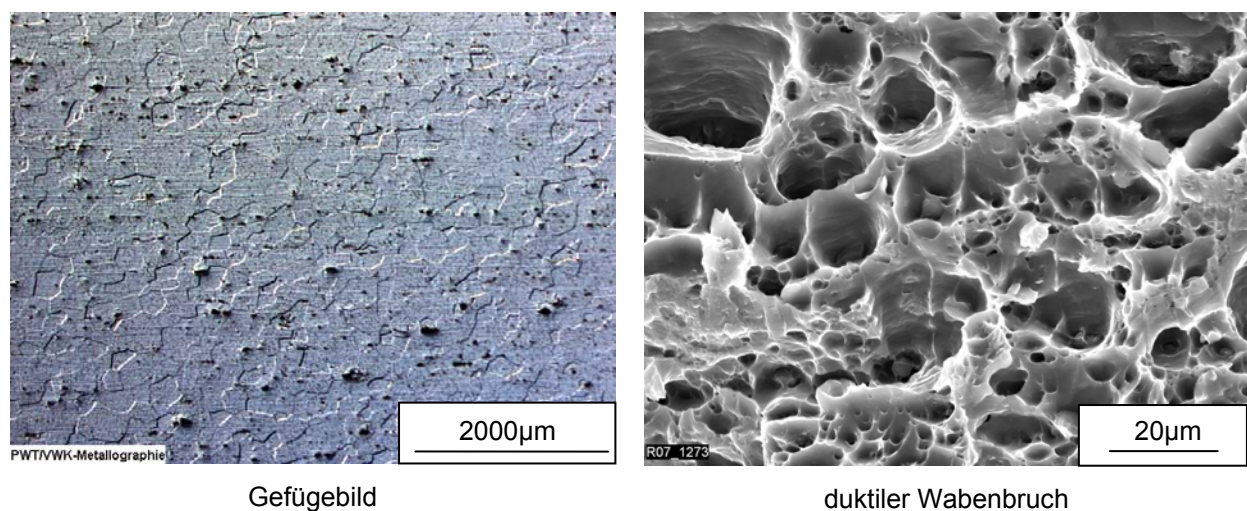


Bild 3.6: Gefüge- und Bruchbild des Werkstoffes AW-5182

3.2.2. H320LA

Mikrolegierte Stähle beziehen ihre hohe Festigkeit, bei geforderten großen Streckgrenzwerten, durch das Legieren mit den Elementen Nb, Ti und V. Durch Ausscheidungshärtung und feines Korn können gute Festigkeitseigenschaften erreicht werden, ohne dabei hohe Legierungsanteile zu verwenden. Funktionelle Eigenschaften wie z. B. die Schweißbarkeit bleiben erhalten. Darüber hinaus zeichnen sich mikrolegierte Stähle durch ihre hohe Dauerfestigkeit aus. Die hohe Streckgrenze ermöglicht den Einsatz dieser Stähle bei anspruchsvollen Pressteilen.

Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung nach DIN EN 10268 /40/ des mikrolegierten Stahls H320LA ist in Tabelle 3.7 aufgeführt.

Angaben in max. %	C	Al	Mn	Si	P	S	Nb	Ti
H320LA	0,100	0,015	1,000	0,500	0,025	0,025	0,090	0,150

Tabelle 3.7: Chemische Zusammensetzung H320LA nach DIN EN10268

Werkstoffkennwerte

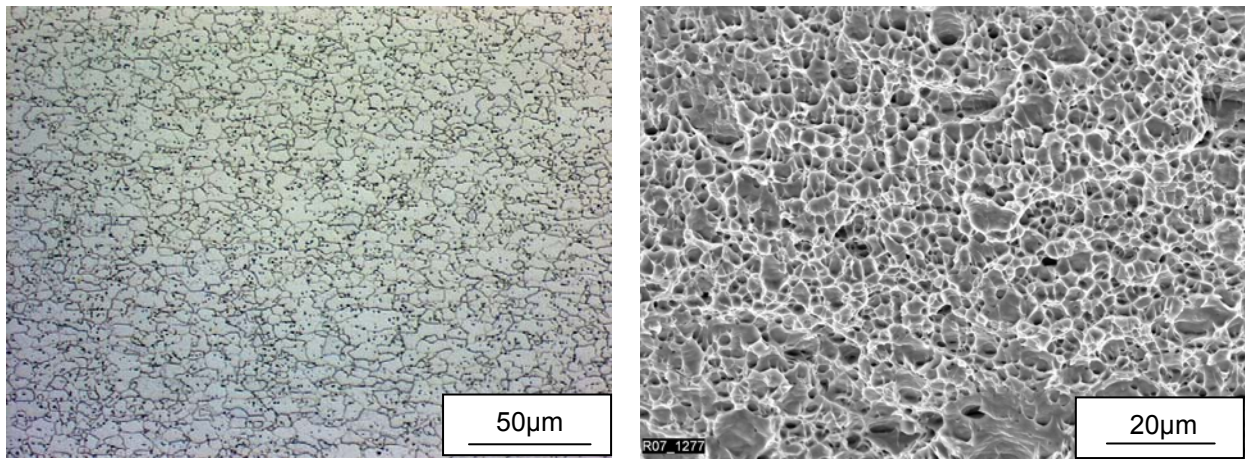
Im Bild 3.5 ist die technische Spannung über technischer Dehnung des für die Simulation verwendeten H320LA aufgeführt. Die aus den Zugversuchen ermittelten Werkstoffkennwerte sind in Tabelle 3.8 angegeben.

Werkstoff	E/GPa	R _{p0,2} /MPa	R _m /MPa	A _{gt} /%	A/%
H320LA	210	390	460	15,7	25

Tabelle 3.8: Werkstoffkennwerte H320LA

Metallographisches Gefüge und Fraktographie

In Bild 3.7 links ist das feine Gefüge bestehend aus Ferrit mit Zementitausscheidungen abgebildet. Die REM-Aufnahme des Bruchbilds einer im Zugversuch gebrochenen Probe zeigt einen zähen Wabenbruch.



Ferrit mit Zementitausscheidungen

duktiler Wabenbruch

Bild 3.7: Gefüge- und Bruchbild des Werkstoffes H320LA

3.2.3. Dualphasenstähle

Die Dualphasenstähle beziehen ihre hohe Festigkeit bei guter Umformbarkeit aus den im Werkstoff gleichzeitig vorhandenen Anteilen von harten martensitischen und weichen ferritischen Phasen. Das Martensit kann einen Volumenanteil von bis zu 20% einnehmen. Das Verhältnis der Phasenanteile wird durch den Kohlenstoffanteil und über eine thermomechanische Behandlung eingestellt.

Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der Dualphasenstähle nach prEN 10336 ist in Tabelle 3.9 aufgeführt.

Angaben in max. %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr + Mo	Nb + Ti	V	B
HT600X	0,17	0,8	2,20	0,08	0,015	2,0	1,0	0,15	0,2	0,005
HT1000X	0,23	2,20	2,50	0,12	0,015	2,0	0,6	0,2	0,2	0,005

Tabelle 3.9: Chemische Zusammensetzung Dualphasenstahl nach prEN 10336

Werkstoffkennwerte

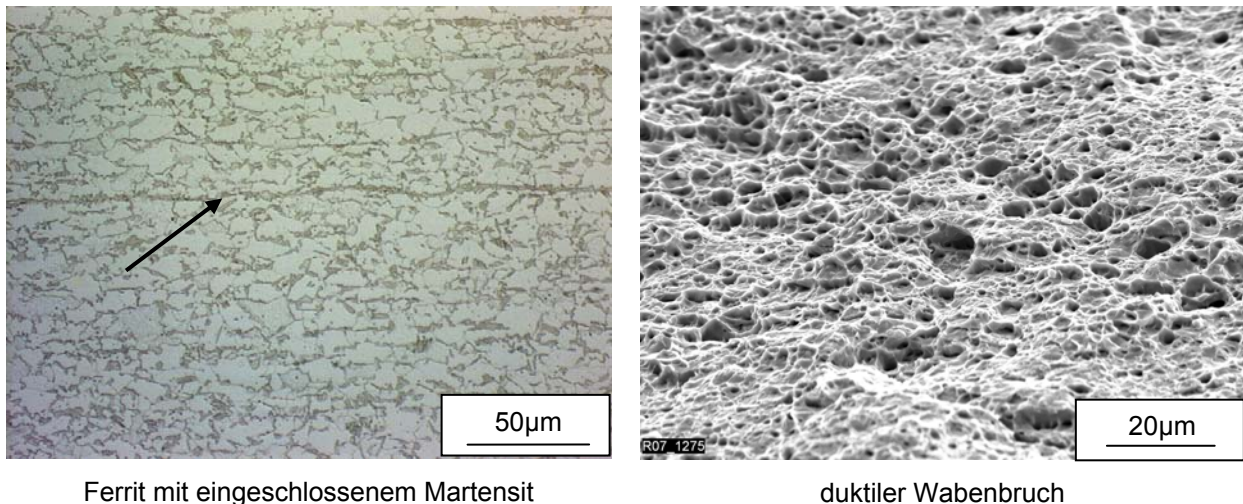
Die Werkstoffkennwerte in Tabelle 3.10 des HT600X wurden im Zugversuch der Blechproben ermittelt. Die Angaben zum HT1000X erfolgt nach den Richtgrößen aus der Norm prEN 10336. Im Bild 3.5 ist die technische Spannung aufgetragen über der technischen Dehnung für den HT600X dargestellt.

Werkstoff	E/GPa	R _{p0,2} /MPa	R _m /MPa	A _{gt} /%	A/%
HT600X	210	340	600	17,4	27
HT1000X	210	600 – 750	min. 980	-	-

Tabelle 3.10: Werkstoffkennwerte Dualphasenstähle

Metallographisches Gefüge und Fraktographie

Exemplarisch ist das Gefüge des Dualphasenstahls HT600X in Bild 3.8 dargestellt. Im Gefüge ist in der ferritischen Matrix inselförmig eingeschlossener Martensit zu erkennen. Leicht oberhalb der Schlifffmitte ist ein Streifen mit angereichertem Martensit, der während der Herstellung entstanden ist, sichtbar (siehe Pfeil). Das Bruchbild in Bild 3.8 rechts zeigt einen zähen Wabenbruch.



Ferrit mit eingeschlossenem Martensit

duktiler Wabenbruch

Bild 3.8: Gefüge- und Bruchbild des Werkstoffes HT600X

3.2.4. TRIP-Stähle

Im Anlieferungszustand weisen diese Stähle ein ferritisch-bainitisches Gefüge mit fein verteilten metastabilen Restaustenitbestandteilen auf. Diese Austenitanteile wandeln sich bei der Verformung in harten Martensit um. Durch die Umwandlung zögert sich die Brucheinschnürung hinaus und der Stahl lässt höhere Gleichmaßdehnungen zu. Die Legierungselemente Silizium, Aluminium, Mangan und Chrom dienen zur Stabilisierung des angereicherten Kohlenstoffs im Austenit und verschieben die untere Martensitumwandlungstemperatur in einen Bereich unterhalb der Raumtemperatur. Dadurch wird der metastabile Austenit im Anlieferungszustand der Bleche ermöglicht.

Chemische Zusammensetzung

Die chemischen Zusammensetzung der TRIP-Stähle nach prEN 10336 ist in

Tabelle 3.11 aufgeführt.

Angaben in max. %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr + Mo	Nb + Ti	V	B
HT700T	0,32	2,20	2,50	0,12	0,015	2,0	0,6	0,2	0,2	0,005
HT800T	0,32	2,20	2,50	0,12	0,015	2,0	0,6	0,2	0,2	0,005

Tabelle 3.11: Chemische Zusammensetzung TRIP-Stähle nach prEN 10336

Werkstoffkennwerte

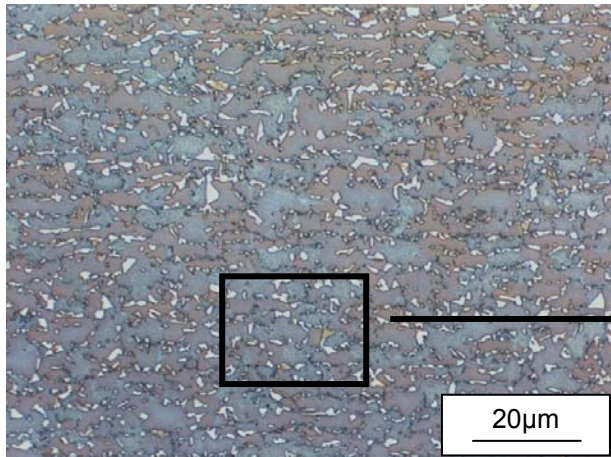
Zusammenfassend sind die wichtigsten mechanisch-technologischen Kennwerte der untersuchten TRIP-Stähle in Tabelle 3.12 angegeben. Die Werte des HT700T wurden im Zugversuch der Blechproben ermittelt. Die Angaben zum HT800T erfolgten nach den Richtgrößen aus der Norm prEN 10336. Im Bild 3.5 ist die technische Spannung über technischer Dehnung des für die Simulation verwendeten Werkstoffs HT700T aufgeführt.

Werkstoff	E/GPa	R _{p0,2} /MPa	R _m /MPa	A _{gt} /%	A/%
HT700T	210	415	672	28,1	34
HT800T	210	440 – 560	min. 790	-	-

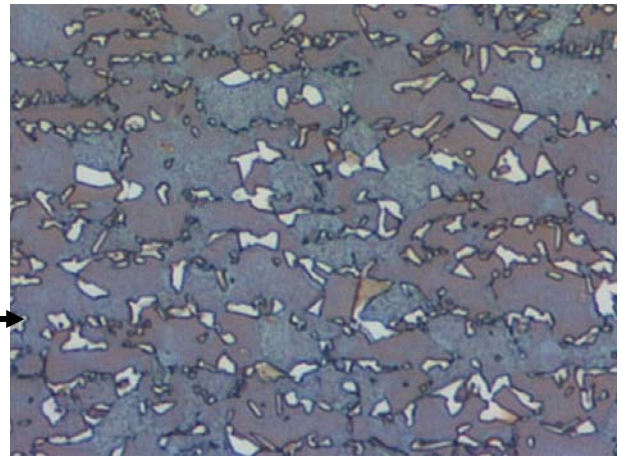
Tabelle 3.12: Werkstoffkennwerte TRIP-Stähle nach prEN 10336

Metallographisches Gefüge und Fraktographie

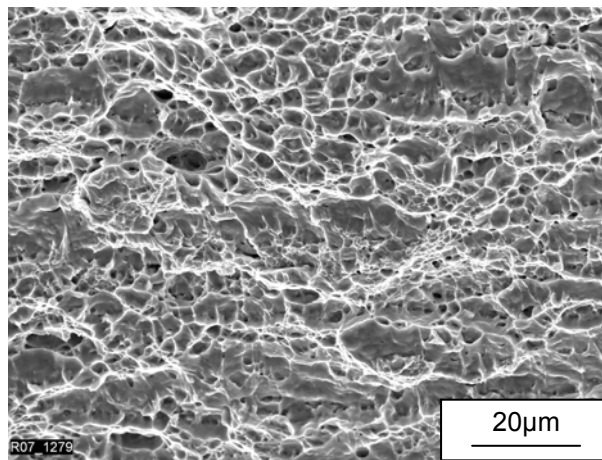
In Bild 3.9 ist das beispielhafte Gefüge des TRIP-Stahls HT700T abgebildet. Durch die Le Pera Ätzung erscheint der Ferrit blau/violett, der Austenit weiß und der Martensit hebt sich gegenüber dem Austenit braun hervor. Das Bruchbild in Bild 3.9 unten zeigt einen zähen Wabenbruch.



Ferrit blau/violett, Austenit weiß
und Martensit braun



vergrößerter Ausschnitt aus dem linken Gefügebild



duktiler Wabenbruch

Bild 3.9: Gefüge- und Bruchbild des Werkstoffes HT700T

3.3. Fließkurvenbestimmung

Die richtige Approximation der Fließkurve ist neben Fließbedingung, Reibwert und E-Modul eine der wichtigsten Eingangsgröße in der FEM-Simulation /15/. Daher soll die Vorgehensweise bei der Fließkurvenbestimmung durch folgende Schritte genauer beschrieben werden:

1. Nachweis der Übertragbarkeit der Werkstoffkennwerte

Im Vorfeld der Untersuchungen musste der Nachweis der Vergleichbarkeit von Zugproben und der zu simulierenden Proben des Fügeprozesses erbracht werden. Die Homogenität der Materialkennwerte im Blech wurde durch die Entnahme und Prüfung verschiedener Proben aus allen Bereichen des Bleches nachgewiesen. Die Unterschiede längs und quer zur Walzrichtung zeigten sich dabei als vernachlässigbar. Beim Nietwerkstoff mussten ein Nachweis des homogenen Gefüges und Härteverläufe im Schliff als Nachweis für den isotropen Werteverlauf des Werkstoffes genügen. Eine Vergleichbarkeit zwischen Niet und Zugprobenwerkstoff ist laut Gefügebilder ebenfalls vorhanden. Härtemessungen ergeben jedoch Härteunterschiede zwischen Niet und Nietgrundwerkstoff von rund 40HV (ca. 140 MPa). Aufgrund dessen wird die Fließkurve des Nietes um 140 MPa angehoben. Die Erhöhung der resultierenden Fließkurve des Nietes gegenüber dem Grundwerkstoff ist in Bild 3.10 abgebildet.

2. Festlegung der Streckgrenze

Da in den meisten Fällen keine deutliche Streckgrenze vorhanden ist (bis auf den H320LA), wird in der Literatur vorgeschlagen, die Ersatzstreckgrenze $R_{p0,2}$ zu verwenden. Genauer ist die Festlegung der Streckgrenze über den Effekt der Temperaturerniedrigung im elastischen Bereich und Erhöhung im Plastischen (Joule-Thomson-Effekt /42/). Da für die Simulation diese Temperaturmessungen nicht vorlagen, wurde der erste von der Hook'schen Gerade abweichende Wert verwendet.

3. Ermittlung der Fließkurve aus dem Zugversuch

Bei der Berechnung der Fließkurven aus den Zugversuchen wurden folgende Berechnungen nach /41/ in der angegebenen Reihenfolge angestellt:

$$1. \quad \sigma_{wahr} = (1 + \varepsilon_{gesamt}) \cdot \sigma \quad (3-1)$$

$$2. \quad \varepsilon_{plastisch} = \varepsilon_{gesamt} - \varepsilon_{elastisch} \quad (3-2)$$

$$3. \quad \varphi = \ln(1 + \varepsilon_{\text{plastisch}}) \quad (3-3)$$

$$4. \quad k_f = \sigma_{\text{wahr}} \quad (3-4)$$

Durch die Einschnürung der Zugproben bei höheren Umformgraden kann aufgrund des resultierenden mehrachsigen Spannungszustands keine weitere Auswertung erfolgen. Für höhere Umformgrad wird daher der Druckversuch durchgeführt.

4. Druckversuche für Werte im Bereich höherer Umformgrade

Beim Nietwerkstoff werden im Stanznietprozess Umformgrade von ungefähr 0,6 erreicht. Neben den Zugversuchen wurden für die Werte zwischen 0,2 und 0,6 der eingangs erläuterte Kegelstauchversuch nach Siebel-Pomp durchgeführt. Die Auswertung der Kegelstauchversuche erfolgte in folgenden Berechnungsschritten:

$$1. \quad \text{Mittlere Ausgangshöhe: } h_{m0} = h_{a0} - (d_0 / 3) \cdot \tan \alpha \text{ mit } \alpha = 3^\circ \quad (3-5)$$

$$2. \quad \text{Formänderungsfestigkeit: } k_f = \frac{F}{A_0} \cdot \frac{h}{h_{m0}} \quad (3-6)$$

$$\text{mit der Anfangsfläche} \quad A_0 = \frac{\pi \cdot d_0^2}{4}$$

$$3. \quad \text{Formänderung: } \varphi = \ln \frac{h}{h_{m0}} \quad (3-7)$$

Bei den Blechwerkstoffen konnte auf Werte aus Schichtstauchversuche zurückgegriffen werden, die für den Bereich der Umformsimulation der Daimler AG durchgeführt worden sind /43/. Da die Schichtstauchversuche mit Werkstoffen anderer Chargen erfolgten, können die Werte nicht direkt als Fließkurvenwerte verwendet werden. Durch übliche Schwankungen der Chargen liegen sie stellenweise leicht über bzw. unter den Versuchswerkstoffen für die HSN-Simulation. Eine Aussage über das Verfestigungsverhalten mit entsprechender Steigung der Fließkurve kann jedoch getroffen werden. Die Werte dienen somit als Orientierung für die im Anschluss errechnete Extrapolation respektive des Fließkurvenverlaufs.

5. Extrapolation der Fließkurve

Für den Nietwerkstoff ist die Extrapolation bis zum Umformgrad 1 ausreichend und die Fließkurve wird durch das Extrapolationsverfahren nach Hocket-Sherby /43/ ausrei-

chend gut abgebildet /44/:

$$k_f = be - (be - ae) \cdot \exp(-ce \cdot \varphi^{de}) \quad (3-8)$$

Beim Stanznieten herrschen im Bereich der Nietspitze in den Blechen sehr hohe Umformgrade bis zu 5. Werte aus Zug- und Schichtstauchversuch liegen jedoch nur bis zu einem maximalen Umformgrad von 0,6 vor. Entsprechend der angenommenen Fließkurvenverfestigung stellt sich der für die Fügung qualitätsbestimmende Hinterschnitt im stempelseitigen Blech ein. Die passende Extrapolation der Fließkurven ist deshalb von größter Wichtigkeit. Bisherige Erfahrungen zeigen, dass die Fließkurve für derart große Umformgrade bei den Blechen relativ flach verläuft. Berechnungen des Halbhohlstanznietprozesses mit unterschiedlichen verfestigenden Extrapolationen bestätigen diese Vermutung /44/. Fließkurven mit flachem Verlauf bilden die Endkontur im Vergleich zu üblichen höheren Extrapolationen (z. B. Gosh /43/) besser ab. Hoch verfestigende Kurven verursachen ein zu starkes Aufstauchen des Nietes im Fügeverbund. Das Verfahren nach Hocket-Sherby konvergiert ab dem Umformgrad von ca. eins zu einem horizontalen Verlauf. Ein ideal-plastisches Werkstoffverhalten ist unrealistisch, daher wird die Kurve ab dem Umformgrad gleich eins mit einer Geraden der Verfestigung von 25 MPa pro Umformgrad überlagert.

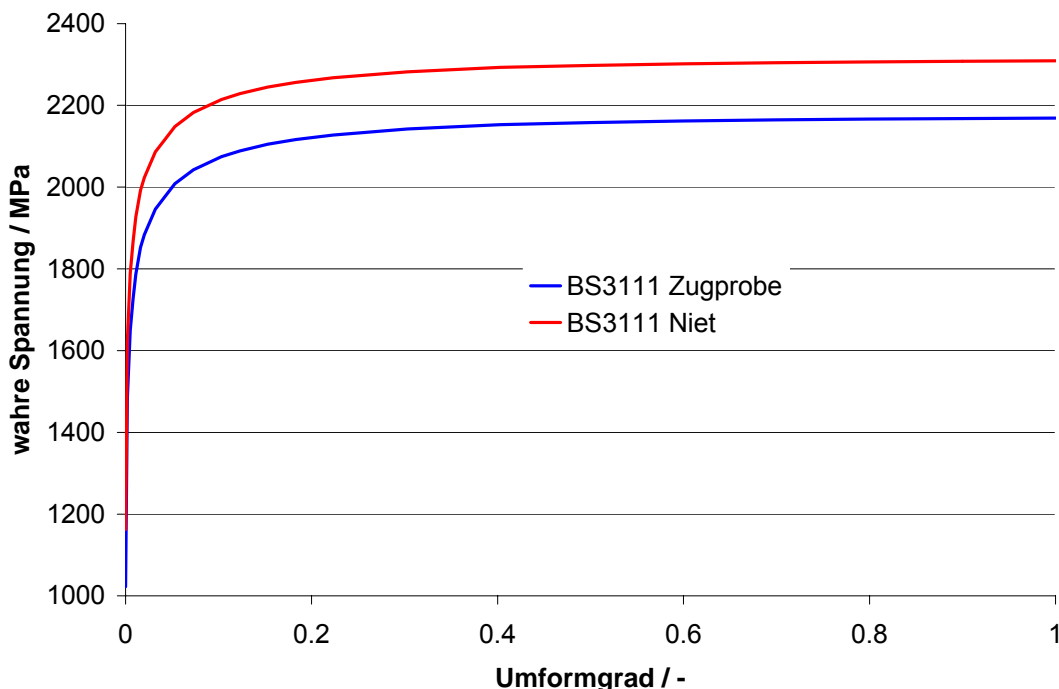


Bild 3.10: Extrapolierte Fließkurve des Nietwerkstoffes BS3111

Die extrapolierten Blechfließkurven für die Eingabe in die FEM-Simulation sind für den

Bereich von 0 bis 0,6 in Bild 3.11 und für den Gesamtbereich in Bild 3.12 dargestellt.

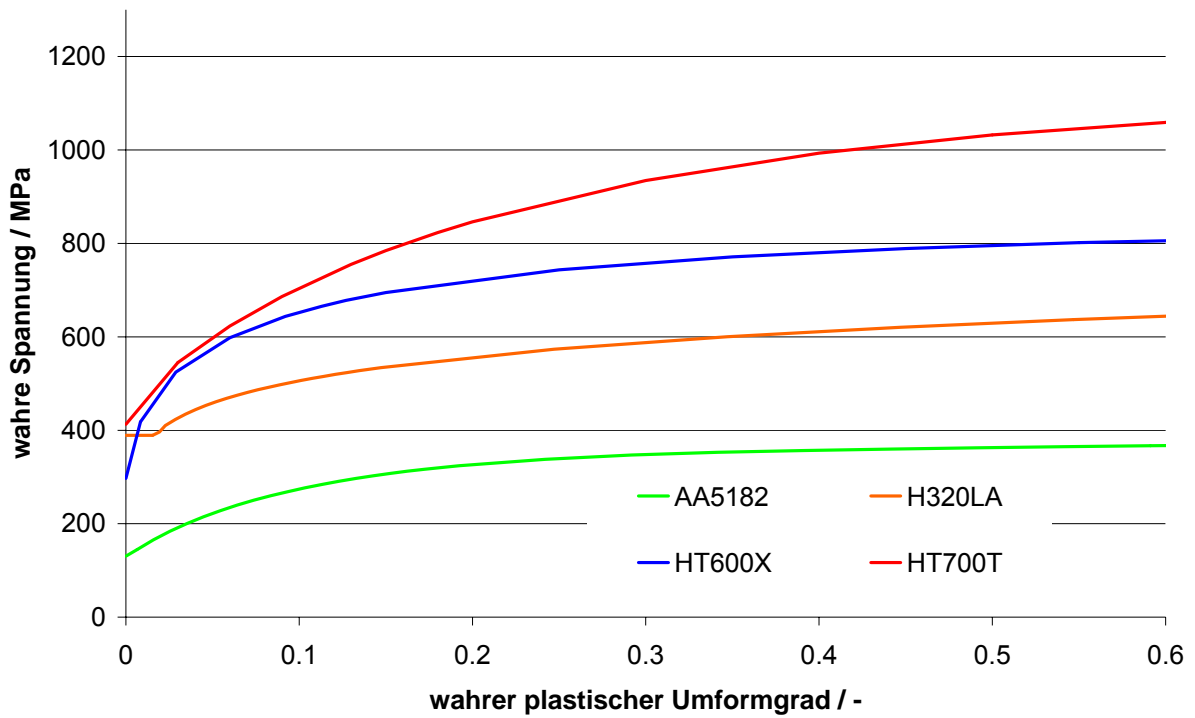


Bild 3.11: Extrapolierte Fließkurven der Bleche bis zum Umformgrad 0,6

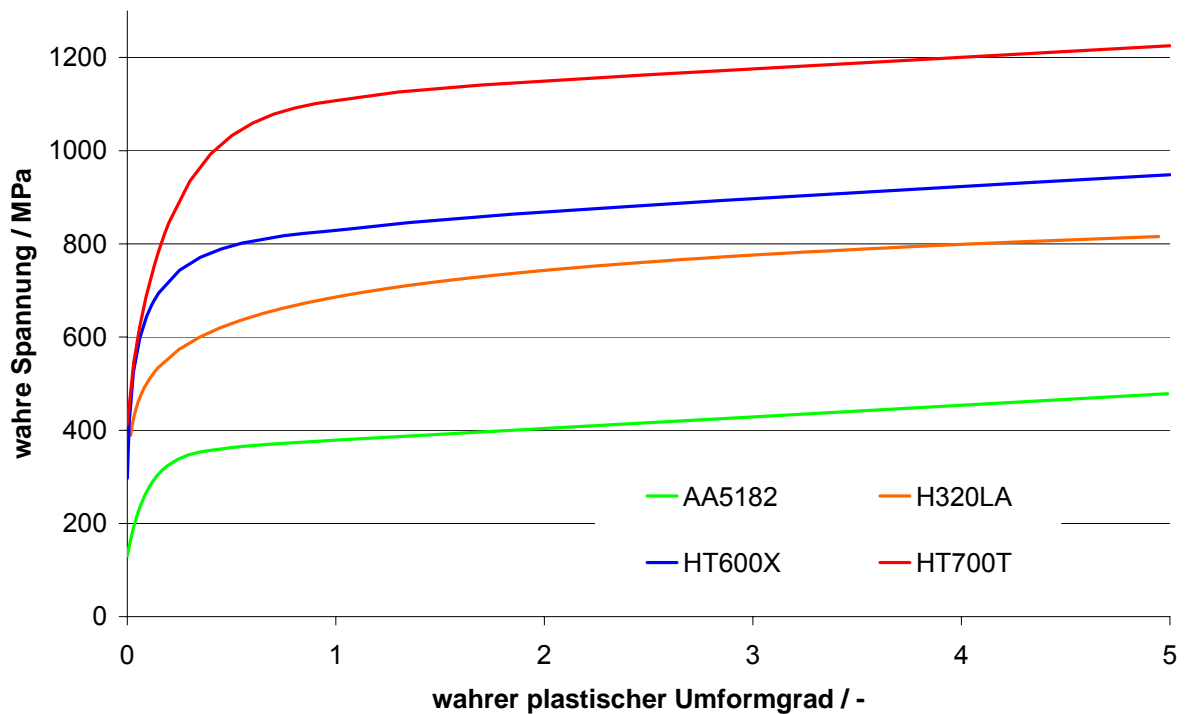


Bild 3.12: Extrapolierte Fließkurven der Bleche bis Umformgrad 5

4. Bruchmechanismen beim Halbhohlstanznieten

Ein Ziel der durchgeführten Untersuchungen ist die Klärung des Materialversagens während dem HSN-Prozess und die Wiedergabe in der Simulation. Beim Prozess des Nietens wird von einer rein mechanischen Beanspruchung ausgegangen. Die Entstehung von Wärme, bis in den kritischen Bereich der Beeinflussung des Gefüges, wird beim Stanzprozess aufgrund von Temperaturmessungen und gekoppelter FEM-Rechnung als unkritisch eingestuft. Die im Experiment mit Thermoelementen ermittelte max. Temperatur an der Schaftinnenseite des Nietes betrug 150°C. Die vereinfachte adiabate Simulation des Prozesses berechnete eine maximale Temperatur im Schaft von 180°C. Eine korrosive Belastung entfällt während des Setzvorgangs ebenfalls. Zusätzliche Einflüsse durch die Vorbehandlung der Werkstoffe sind in Kapitel 4.1.4 über die Untersuchung der Ausgangszustände beschrieben. Schwingende Brüche können aufgrund der kontinuierlichen und gleichgerichteten Umformung beim HSN ausgeschlossen werden. Da sich der Setzprozess in einem Zeitrahmen von ca. einer Sekunde abspielt, kann von einem dynamischen Versagen nicht ausgegangen werden. Unter diesen Gesichtspunkten ist die Untersuchung des Versagensverhaltens der Fügepartner Niet und Halbzeuge in den folgenden Kapiteln durchgeführt worden. Die Präparation zur Rissdetektion erfolgte durch Trennschleifen mit anschließendem Einbetten in Granulat bei 180°C, 13min. Der eingebettete Schnitt ist in mehreren Schritten bei feiner werdender Körnung geschliffen und im finalen Schritt in drei Stufen mit Diamantsuspension poliert /45/.

4.1. Versagensformen des Nietes

Bei den Untersuchungen konnten vier hauptsächliche Brucherscheinungen des Nietes beobachtet werden:

- Ein Aufreißen des Nietes entlang des Schaftes in Fügerichtung,
- Risse bedingt durch Aufstauchen des Nietfusses,
- Innenrisse im Bereich der Kaltschlagkerbe in Umfangsrichtung und
- Risse mittig im Schaft in Umfangsrichtung, bezeichnet als Radialrisse.

Der Radialriss gilt in vielen bisherigen Untersuchungen als Ursache für das Erreichen der Verfahrensgrenze. Von allen kritischen Verbindungen versagen ca. 80% der Niete mit diesem Bruch. Deshalb stellt die Ursache und Form des Radialrisses die Hauptuntersuchung in diesem Kapitel dar und wird entsprechend ausführlich behandelt.

4.1.1. Riss in Fügerichtung

Wird der Hohlraum des Stanznietes beim Fügen von weichen Materialien gefüllt und der Niet gleichzeitig zu starkem Aufspreizen gezwungen, tritt unter Umständen ein Aufreißen des Nietes in Fügerichtung auf (siehe Bild 4.1 links). Der hierbei entstandene Riss weist unter dem Raster-Elektronen-Mikroskop (REM) einen duktilen Wabenbruch auf (Bild 4.1 rechts). Das Versagen entspricht dem erwarteten Bruchverhalten, das auch der Grundwerkstoff im Zugversuch zeigt (siehe Bild 3.4 rechts). Der Bruch ist durch hohe Umfangsspannungen bei gleichzeitig erreichtem maximalem Umformvermögen zu erklären.

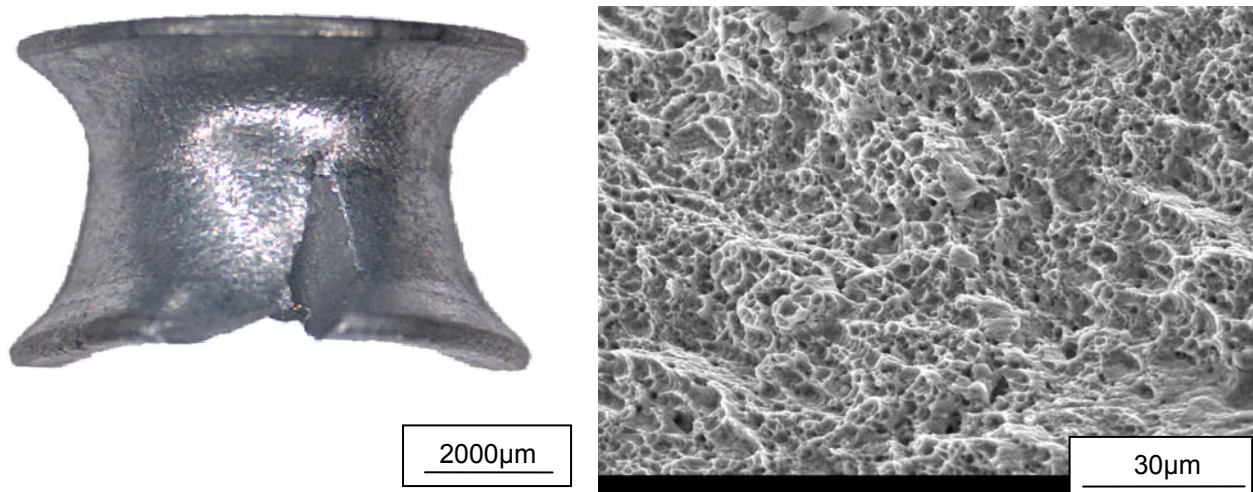


Bild 4.1: Versagter Niet in Fügerichtung

Der Ursprung dieses Versagens wird in der Lokalisierung der Dehnungen an im Herstellungsprozess des Kaltschlagens entstandenen Anrissen gesehen. In Bild 4.2 ist ein solcher Anriss im Fußbereich eines unbeschichteten Nietes zu sehen.

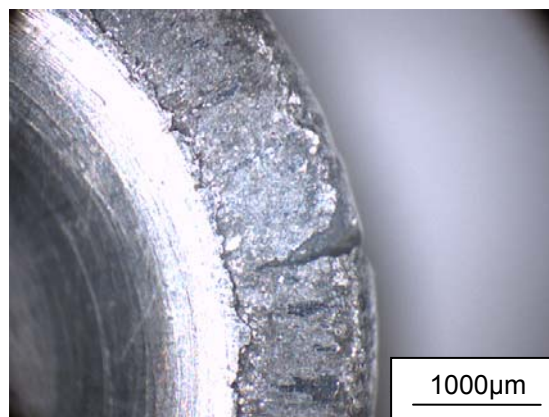


Bild 4.2: Kerbe im Nietfuß bedingt durch den Kaltschlagprozess in der Herstellung

4.1.2. Stauchriss

Kommt es zu einem Winkel- oder Lateralversatz der Werkzeuge, sind die Bleche gegenüber dem Niet zu hart oder die Reibung zwischen den Fügepartnern zu groß, dann staucht der Nietfuß auf und versagt entlang von Stauchfalten, beispielhaft aufgeführt im Schliff, Bild 4.3. Deutlich ist hier die Verformungsrichtung erkennbar. Dieses Bruchverhalten wurde auch bei Stauchversuchen mit dem Grundmaterial nach Überschreiten des plastischen Umformvermögens erkennbar (siehe Bild 7.1 in Kapitel 7).

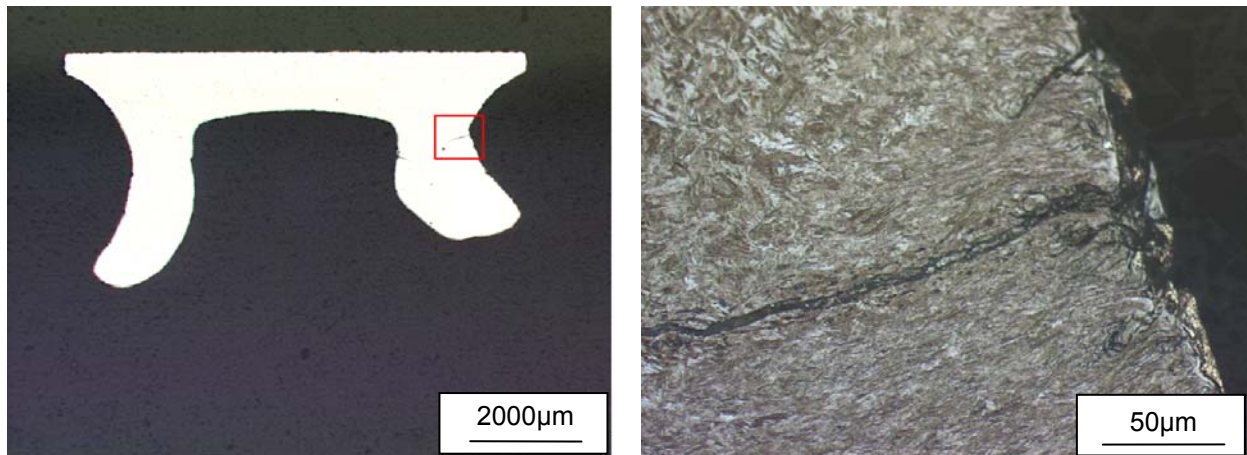


Bild 4.3: Versagter Niet durch einseitige Stauchung

4.1.3. Riss im Bereich der Kaltschlagkerbe

Der Riss im Bereich der Kaltschlagkerbe (siehe Bild 4.4) tritt nur an ca. 3% der untersuchten kritischen Fügeverbindungen auf.

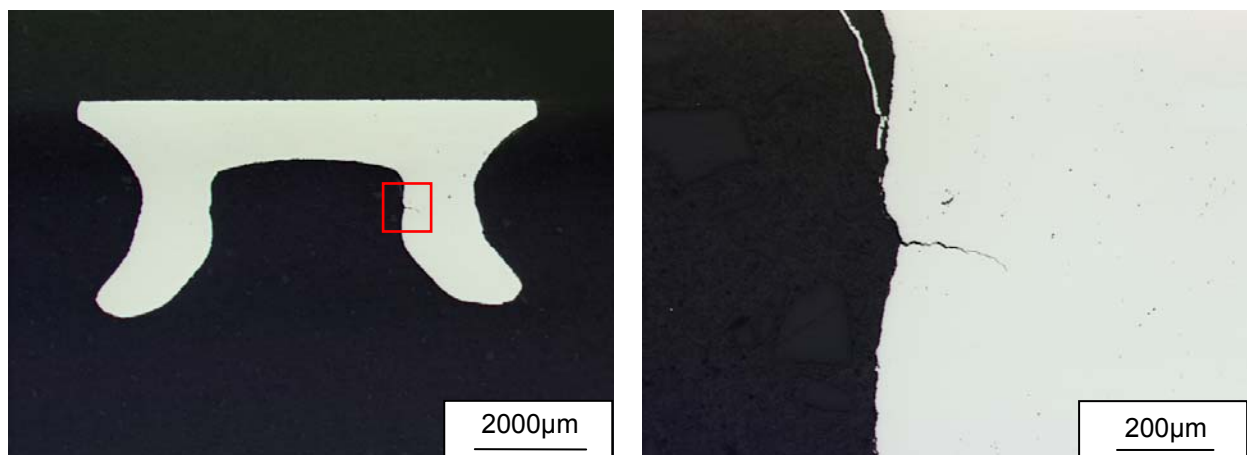


Bild 4.4: Innenanriss im Bereich der Kaltschlagkerbe in Umfangsrichtung

Ein Hinweis für dieses Versagen zeigt das Spannungskonturbild der FEA in Bild 4.5.

Der Fügeprozess wurde dabei 2D-axialsymmetrisch nachgebildet (genauere Beschreibung in Kapitel 5).

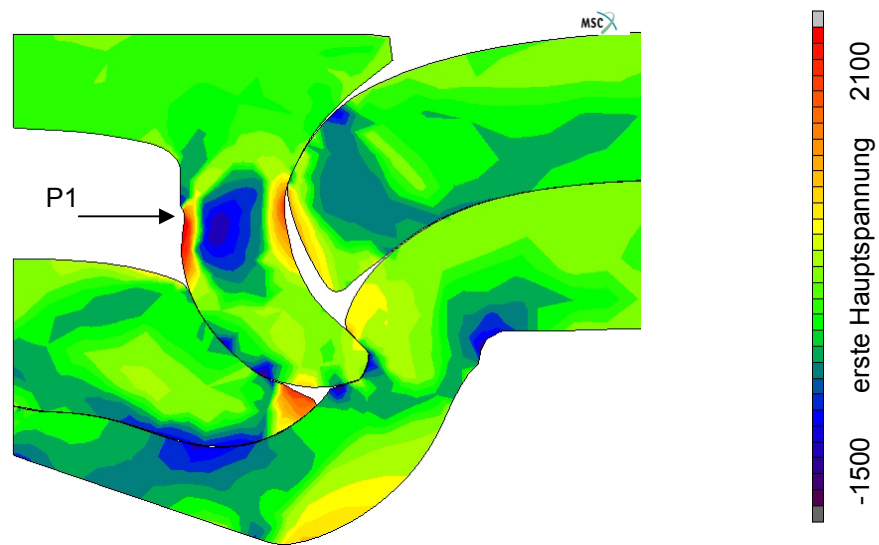


Bild 4.5: Erste Hauptspannung im Niet nach Entlasten der Werkzeuge

Es ist der Spannungszustand der betragsmäßig größten Hauptspannung nach dem letzten Berechnungsschritt der Werkzeugentlastung dargestellt. Die Richtung der Hauptspannung ist im Schaftbereich annähernd die Fügerichtung. Auf der Schaftinnenseite sind die höchsten Werte der Spannungen im Zugbereich zu erkennen. Es liegt ein hoher Gradient der Spannungen über der Schaftbreite vor. Die Spannung auf der Innenseite kurz unter der Kerbe (Punkt P1) wächst nach einer ersten Druckspannung im Setzprozess des Nietes nach dem Durchtrennen des oberen Bleches an. Bei der Werkzeugentlastung (Wegfahren von Stempel, Niederhalter und Matrize) kommt es zu einer kurzzeitigen Erhöhung der Spannungen im Schaftbereich mit anschließender Entlastung. Verdeutlicht wird dieser Spannungsverlauf über der Zeit bzw. der Umformung im Diagramm von Bild 4.6. Hier ist der Spannungsverlauf am Punkt P1 in der am stärksten belasteten Region dargestellt. Weiterhin spricht für ein Versagen in der Schaftinnenseite der im Kapitel 5.6 simulierte Trennvorgang während der Schliffherstellung. Bei diesem verteilen sich die Spannungen um und erhöhen sich deutlich in der Schaftinnenseite. Dieser Umstand ist durch die FEA, unabhängig vom Trennvorgang mittels Trennschleifer oder „per Hand“ nachgewiesen (die Trennvorgänge sind genauer in Kapitel 4.1.4 beschrieben).

Zu klären bleibt wann die Risse entstehen. Sind sie bereits in der Nietfügung vorhanden oder entstehen sie beim Trennprozess für die Schliffherstellung bzw. Präparation? REM-Untersuchungen von Rissen im Kerbbereich bekräftigen die Vermutung, dass die Risse analog zu den Radialrissen (Kapitel 4.1.4) erst beim Präparieren entstehen. In Bild 4.7 ist ein untersuchter Niet dargestellt. Der Riss ist nur im vorderen Bereich der Trennfläche vorhanden. Auf der Nietinnenseite sind umlaufend keine weiteren Risse zu

sehen. Der Riss zeigt nicht das erwartete duktile Verhalten, wie es im Zugversuch des Grundmaterials oder bei Versagen in Fügerichtung beobachtet wurde. Die interkristalline/transkristalline Spröbruchfläche erinnert an die in der Präparation entstehenden Radialrisse (Kapitel 4.1.4). Im Bild 4.7 links ist im oberen Bereich ein scheinbar fortlaufender Riss zu sehen (siehe Pfeil). Bei genauerer Betrachtung zeigt sich der Bereich als durch die Randentkohlung entstehender interkristalliner duktiler Bruch der ferritischen Zwischenlage (siehe Kapitel 4.1.4). Das Aufbrechen der kleinen Risse gestaltete sich als äußerst schwierig, außerdem verhindert das seltene Auftreten der Rissform eine genaue Untersuchung der Rissoberflächen.

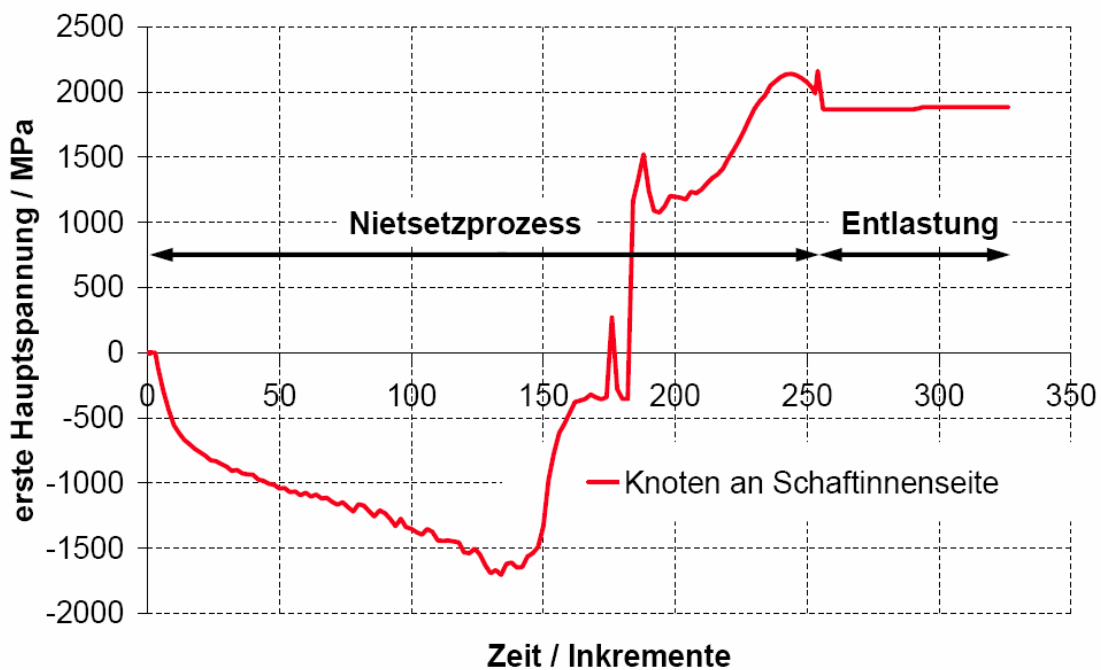


Bild 4.6: Entwicklung der ersten Hauptspannung über die Zeit am Punkt P1

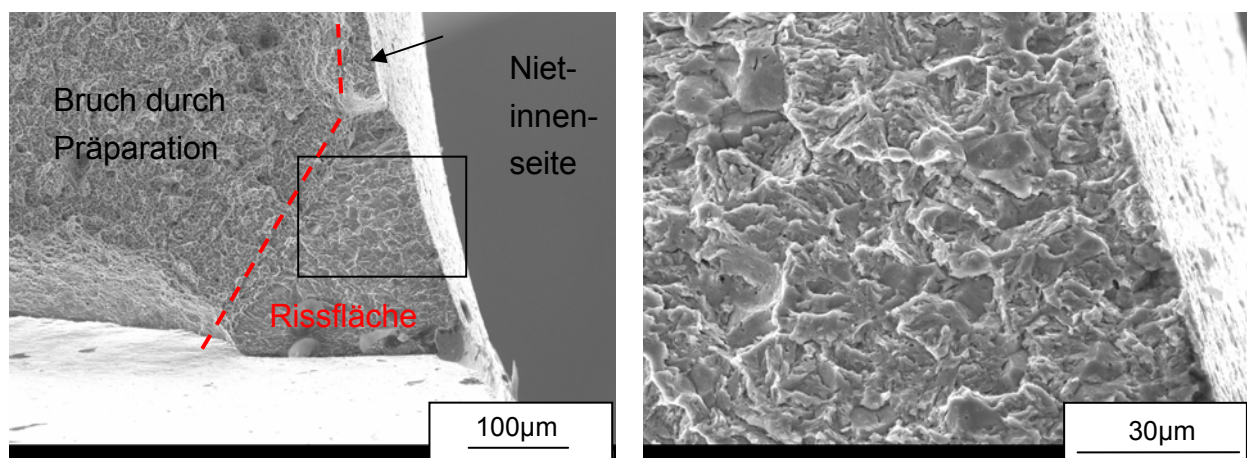


Bild 4.7: freigelegte Rissfläche eines Innenanrisses

4.1.4. Radialriss

Die untersuchte Charge der Niete von HENROB zeigte sich gegenüber früheren Chargen bezüglich der Rissanfälligkeit unempfindlicher. Härtevergleiche und Gefügeuntersuchungen erbrachten hierbei keine signifikanten Unterschiede. Eine Veränderung in der ALMAC-Beschichtung wird vermutet (dieser Einfluss wird nachfolgend analysiert). Die Niete alter Chargen versagten bereits bei einer artgleichen Verbindung von Fügepartnern mit R_m gleich 600 MPa (siehe Bild 4.8).

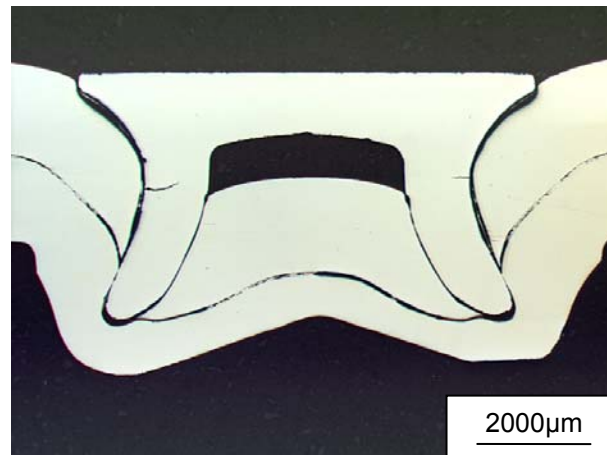


Bild 4.8: Fügeverbindung HT600X/HT600X mit Radialrissen im Niet

Bei der neuen Charge zeigten sich Risse erst bei artgleichen Partnern ab R_m gleich 700 MPa. Dies äußert sich gleichermaßen beim Fügen von HT1000X mit Aluminium. Diese Verbindungen wiesen bei 80% aller Fügungen mit der alten Charge Risse auf. Bei der neuen Charge konnten hierbei nur wenige Risse gefunden werden. Aufgrund dessen wurden für alle Verbindungen der Untersuchung für die artgleichen Fügungen zweimal HT800T mit 1,5 mm Stärke und für die Mischverbindung die Fügung HT1000X 1,4 mm in HT800T 1,5 mm gewählt. Hier waren wieder 80% der Niete rissbehaftet. Detektierte Risse wurden freigelegt und unter dem REM untersucht. Die Rissoberfläche verläuft weiter in Umfangsrichtung, bis sie durch den Restbruch der Präparation verdeckt wird. Die Bruchoberfläche zeigt transkristallinen/interkristallinen Mischbruch (siehe Bild 4.9).

Wie bereits die FEM- Rechnung des Fügeprozesses zur Untersuchung der Entstehungsursache der Risse im Bereich der Kaltschlagkerbe gezeigt haben, spricht der errechnete Spannungszustand der gesetzten Nietverbindung eher für ein Versagen auf der Nietinnenseite, siehe Bild 4.5. Um der Ursache des Radialrisses auf den Grund zu gehen, bedarf es daher weitere Untersuchungen, die im Folgenden gemäß dem Werdegang des Nietes von der Herstellung über das Nieten bis zur Präparation chronologisch beschrieben werden.

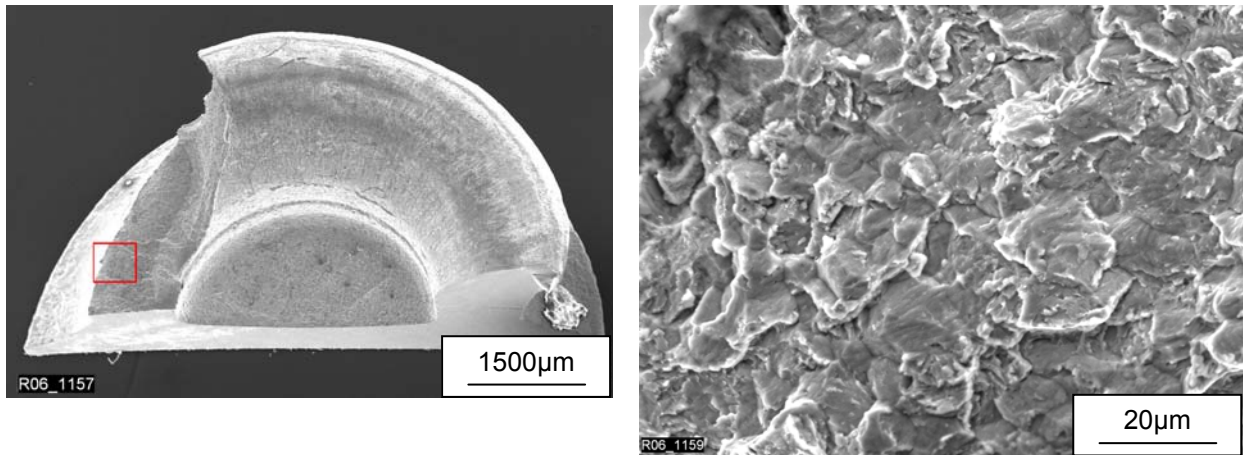


Bild 4.9: Aufgedeckte Rissoberfläche eines beschichteten Nietes

Werkstoff und Beschichtung

Die in Kapitel 3.1 untersuchten Zugproben des Grundwerkstoffs rissen von innen nach außen unter einem typischen Teller-Tassen-Bruch. Das Bruchbild zeigte unter dem REM einen reinen duktilen Wabenbruch (siehe Bild 4.10). Wie gezeigt, weisen alle Proben trotz der hohen Härte noch eine Bruchdehnung von 10% auf. Die Gefügebilder zeigen ein homogenes martensitisches/bainitisches feines Gefüge. Härte (innerhalb der Herstellertoleranzen) und Gefügebilder stimmen zwischen Niet und Zugproben überein. Eine Funkenspektralanalyse wies Ähnlichkeit des Werkstoffes mit einem 40MnB4 Stahl auf. Diese Fakten erklären das Versagen, das in Kapitel 4.1.1 beschrieben wird, ist aber nicht stimmig mit dem transkristallinen/interkristallinen Bruchbild, das auf der Bruchoberfläche der Radialrisse in den Nieten gefunden wurde. Die nachgerechnete Spannungsverteilung würde für ein Versagen ausgehend von der herstellungsbedingten Kerbe auf der Nietinnenseite sprechen.

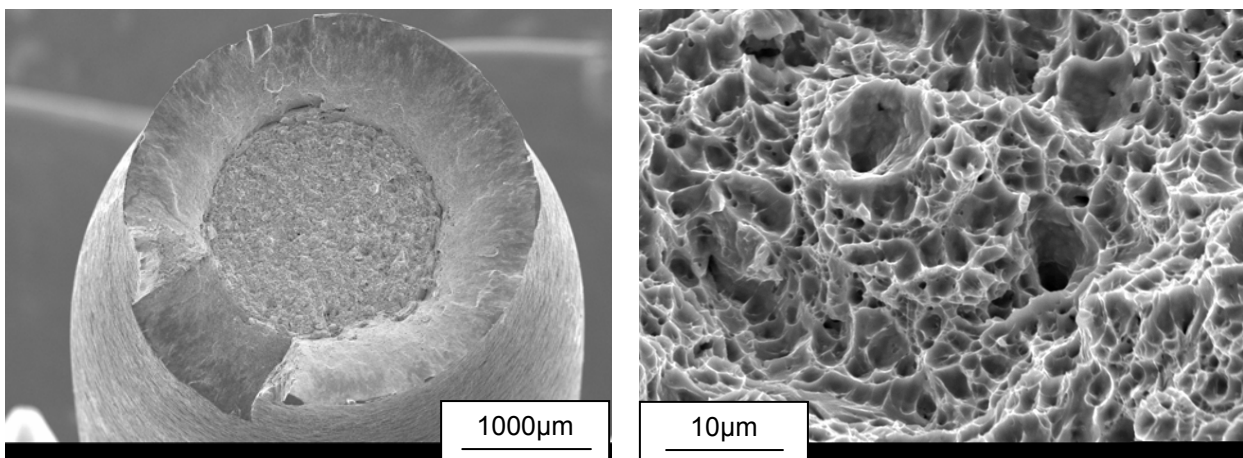


Bild 4.10: Bruch einer Zugprobe aus dem Nietgrundwerkstoff BS3111

Eine Gefügeuntersuchung der Proben nach dem Kaltschlagprozess zeigt im betreffenden Bereich keine Inhomogenitäten, Anrisse oder Fehlstellen. Gefügebilder des Randes nach dem Härten weisen hingegen eine Randentkohlung der Korngrenzen an der gesamten Oberfläche des Nietes auf (siehe Bild 4.11). Sie ist vermutlich auf eine nicht angepasste Schutzgasatmosphäre beim Härten zurückzuführen. Bei großer Vergrößerung wird deutlich, dass diese Randentkohlung als Initiator des Risses wirkt. Um den eigentlichen Riss sind im Schliff in Bild 4.11 rechts weitere kleine Anrisse sichtbar.

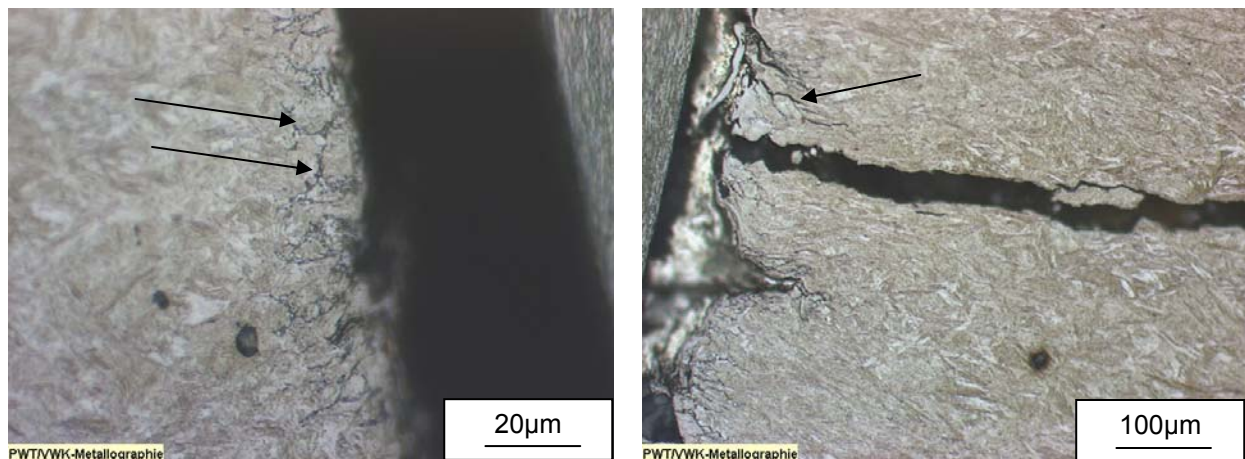
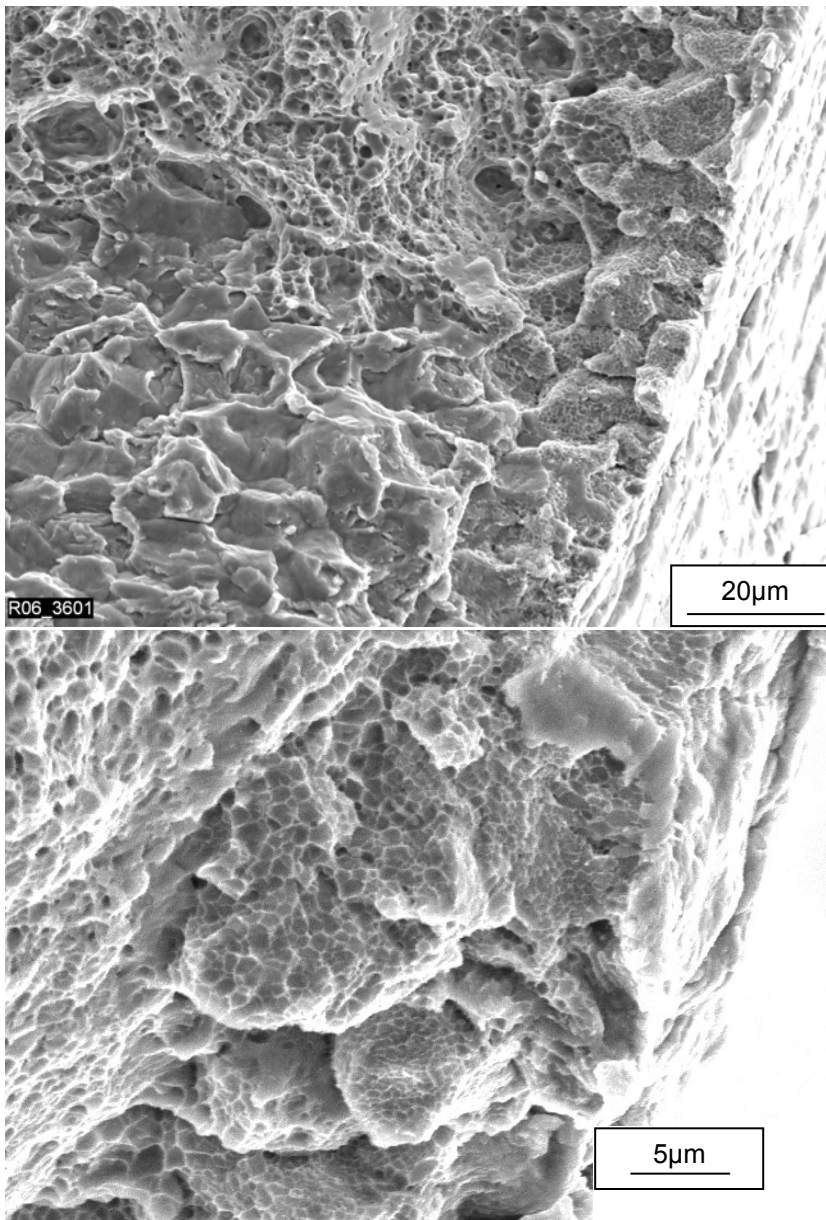


Bild 4.11: links Randentkohlung am Nietschaft, rechts Rissstart eines Radialrisses

Ein Nachweis dieser Randentkohlung konnte auch im REM an aufgebrochenen Bruchoberflächen des Randbereichs erbracht werden. In Bild 4.12 ist der interkristalline duktile Bruch im Bereich der Randentkohlung im rechten Teil des Bildes zu erkennen. Zwischen den harten Kristallen des martensitisch/bainitischen Gefüges bildete sich beim Abkühlen aufgrund des niedrigeren Kohlenstoffgehalts Ferrit aus. Dieser ist weicher und versagt unter Belastung duktil. Die Aufnahme zeigt den duktil versagten Ferrit auf den harten Kristallen des Martensit/Bainit. Im linken unteren Teil des Bildes ist wieder die Bruchfläche eines aufgedeckten Risses zu sehen (auf die Charakteristik des Bruches wird im Folgenden eingegangen). Der obere linke Teil zeigt den duktilen Restbruch durch das Aufbrechen der Probe.

Zur Untersuchung des Beschichtungseinflusses wurden beschichtete und unbeschichtete Niete unter exakt gleichen Fügebedingungen gesetzt. Ein deutlicher Einfluss der Beschichtung nach dem ALMAC-Verfahren konnte dabei nachgewiesen werden. Der beschichtete Niet versagte mit dem Radialriss in 80%, der unbeschichtete Niet hingegen nur in 4% aller Fälle. Die Bruchmorphologie unterscheidet sich unter dem REM nur geringfügig. Der unbeschichtete Niet zeigt etwas mehr interkristalline Anteile, siehe Bild 4.13, vergleiche mit Bild 4.9.



im Bild oben links:
duktiler Wabenbruch

im Bild unten links:
aufgedeckter
inter-/transkristalliner
Radialriss

rechter Bereich:
aufgedeckter
interkristalliner
Wabenbruch durch
Randentkohlung

Detail des
aufgedeckten
interkristallinen
Wabenbruchs durch
die Randentkohlung
mit darunter
sichtbaren Einzel-
kristallen des
martensitischen/
bainitischen Gefüges

Bild 4.12: Nachweis der Randentkohlung durch die REM-Untersuchung

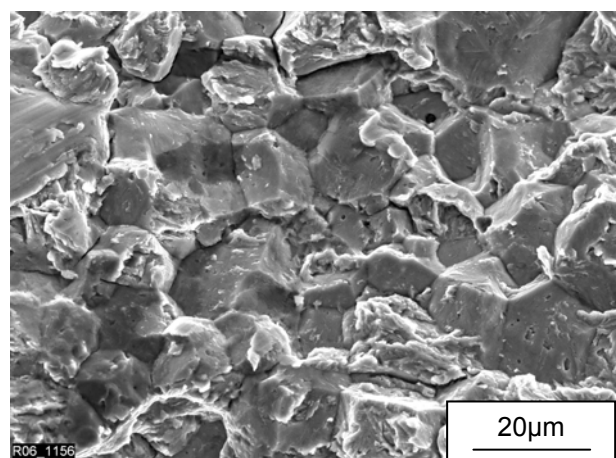
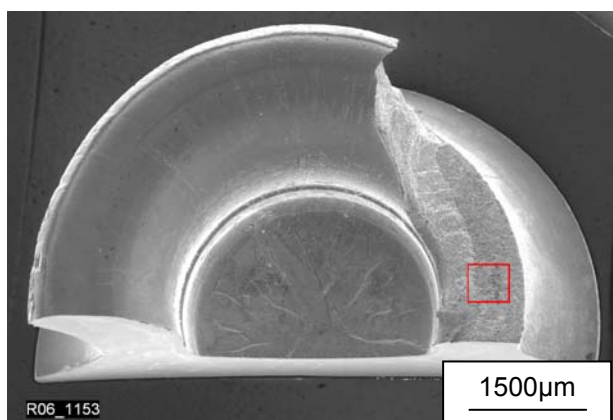


Bild 4.13: Aufgedeckte Rissoberfläche eines unbeschichteten Nietes

Ursachen für die Bruchbegünstigung sind vermutlich im Beschichtungsprozess zu suchen. Die Niete werden mit inhibierter Schwefelsäure gereinigt und dann in mehreren Prozessschritten mit Zink, Zinn und Aluminium beschichtet. Das Beschichten erfolgt mechanisch durch „Auftrommeln“ mit Glasperlen. Genauere Kenntnisse über chemische Zusammensetzung und die einzelnen Beschichtungsstufen liegen nicht vor. Die Gefahr der Wasserstoffversprödung wird von Seiten des Herstellers aufgrund einer durchgeführten Studie ausgeschlossen. Vergleiche mit Brüchen unter Wasserstoffeinfluß in der Literatur (/11/, /13/ und /9/) lässt hingegen deutliche Ähnlichkeiten in der Bruchmorphologie erkennen (zu vergleichen sind die Literaturbeispiele in Bild 2.9 mit Bild 4.9 und Bild 4.13).

Für diese Arbeit bleibt festzuhalten, dass die ALMAC-Beschichtung einen signifikanten, rissbegünstigenden Einfluss hat.

Beanspruchung

Durchgeführte Kopf- und Scherzugversuche mit ALMAC beschichteten Nieten, gesetzt in HT1000X/HT800T, sollten die Rissoberfläche aufdecken und das Resttragevermögen ermitteln. Überraschenderweise versagten die Niete nicht an den vermuteten Radialrissen (obwohl bei dieser Verbindung 80% der Niete im Schliff Risse aufweisen). Die Niete rissen unterhalb der üblichen Schafrisse mit unter dem REM nachgewiesenen duktil/transkristallinen Mischbrüchen (siehe Bild 4.14). Dabei sind deutlich höhere Anteile von duktilen Waben vorhanden als bei den nach der Präparation aufgebrochenen Nieten. Zu erwarten gewesen wäre aber, dass die im Schliff beobachteten Anrisse als Rissauslöser sichtbar sind. Dies ist aber nicht der Fall und es legt den Verdacht nahe, dass die Radialrisse nicht während des Fügeprozesses entstehen, sondern zu einem späteren Zeitpunkt. Schliffbilder der unter Kopfzugbelastung gebrochenen Niete weisen ebenfalls keine Risse auf und bestätigen diese Vermutung (siehe Bild 4.15). Aufgrund dessen wird im Folgenden die Präparation der Nietverbindungen näher untersucht.

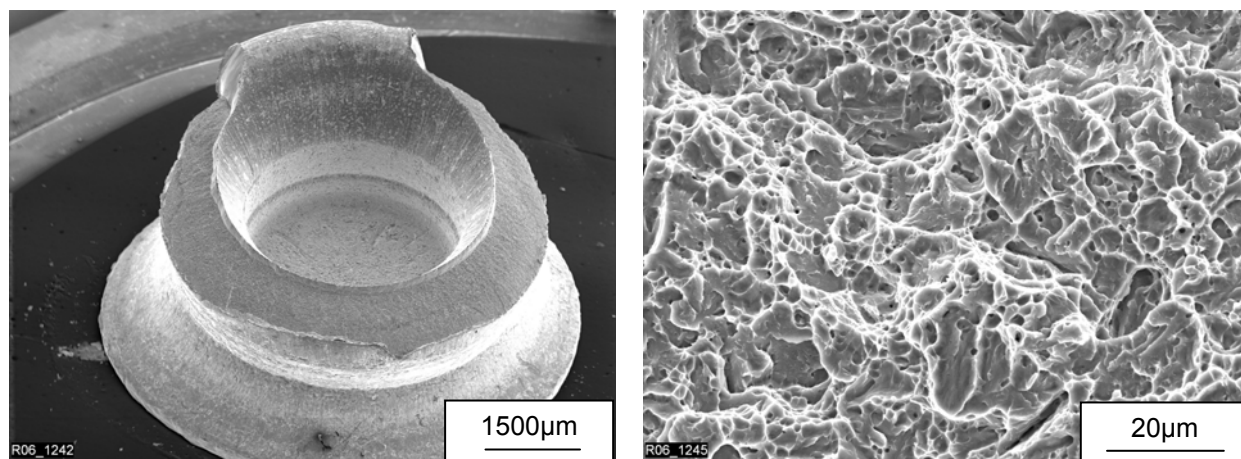


Bild 4.14: Versagter Niet nach Kopfzugbelastung

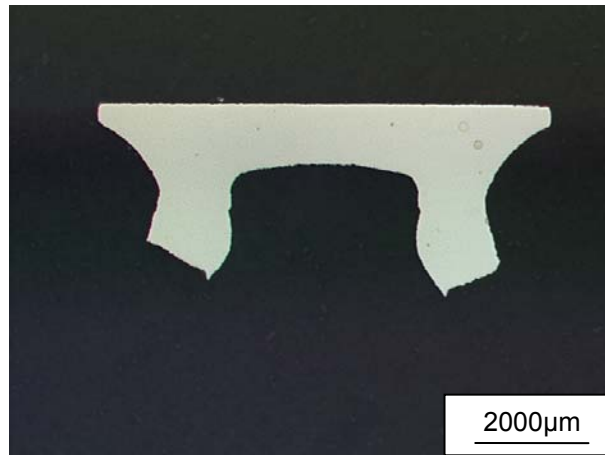


Bild 4.15: Schliffbild eines unter Kopfzugbelastung gebrochenen Nietes

Präparation

Um einen Einfluss der Einspannung (bei der Präparation) respektive der Spannkraft ausschließen zu können, wurden für die Proben ausreichend große Bleche verwendet und die Niete in entsprechend großem Abstand von der Einspannung gefügt. Dabei zeigten sich keine Unterschiede des Nietversagens im Vergleich zu den bisher gefügten Proben.

Das Einbetten des Schliffes kann als Ursache der Radialrissentstehung ausgeschlossen werden. Risse konnten auch ohne das Einbetten oder Schleifen nach dem Trennschleifen durch mechanisches Aufbrechen ebenso aufgedeckt werden. Als Nachweis wurden weitere Proben kalt mit Zweikomponentenharz eingebettet. Sie zeigten mit gleicher Häufigkeit die typischen Radialrisse.

Neben der ursprünglichen Präparation mittels Trennschleifens sind im Folgenden Wasserstrahlschneiden, Funkenerodierung und eine Präparation per „Hand“ untersucht. Das Trennschleifen erfolgt unter Kühlung mit Emulsion. Getrennt wird üblicherweise radial, senkrecht zur Fügeichtung. Als mögliche Gründe für die Rissentstehung sind die Wärmeentwicklung während des Trennprozesses, Einfluss der Kräfte durch die Spannbacken oder das Umlagern der Eigenspannungen denkbar. Messungen mit Thermoelementen im Hohlraum des Nietes ergaben maximale Temperaturen während dem Trennschleifen von ca. 400°C. Der Temperaturverlauf ist im Diagramm von Bild 4.16 dargestellt. Die Abbildung im selben Bild zeigt das eingeschweißte Thermoelement (roter Pfeil). Die Messungen erfolgten bis zur Zerstörung des Thermoelementes. Der Gradient der ansteigenden Temperatur lässt noch höhere Temperaturen vermuten. Die mit dem Wasserstrahlschneiden als auch dem Funkenerodieren präparierten Niete zeigen die gleichen Radialrisse. Der Temperatureinfluss kann hierbei nicht ausgeschlossen werden. Beim Wasserstrahlschneiden wird Wasser mit Granulat unter 4000 bar zum Schneiden für Stähle der vorliegenden Verbindung benötigt. Über ent-

stehende Temperaturen liegt vom Hersteller keine Aussage vor. Beim Funkenerodieren wird das Material gezielt in der Trennebene aufgeschmolzen und abgetragen, entsprechend hohe Temperaturen sind zu erwarten.

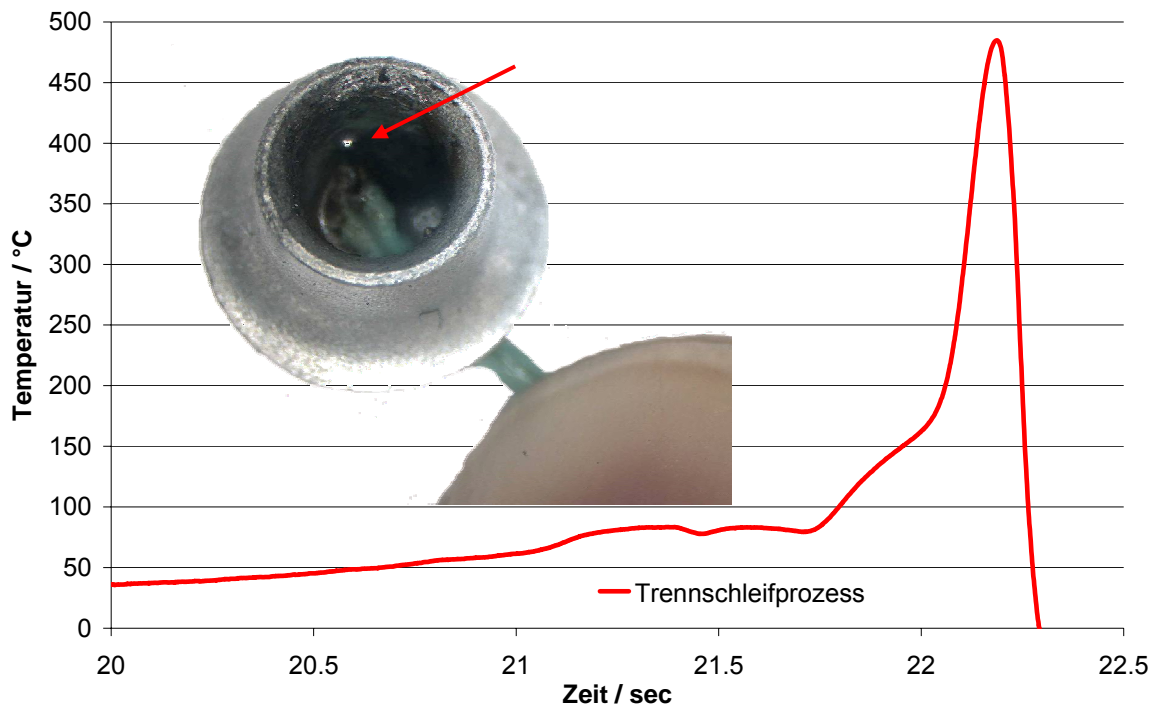


Bild 4.16: Temperaturentwicklung während dem Trennschleifen

Eine ältere untersuchte Nietcharge zeigte geschmolzene Fragmente auf der Bruchoberfläche (siehe frei auskristallisierte Elemente in Bild 4.17).

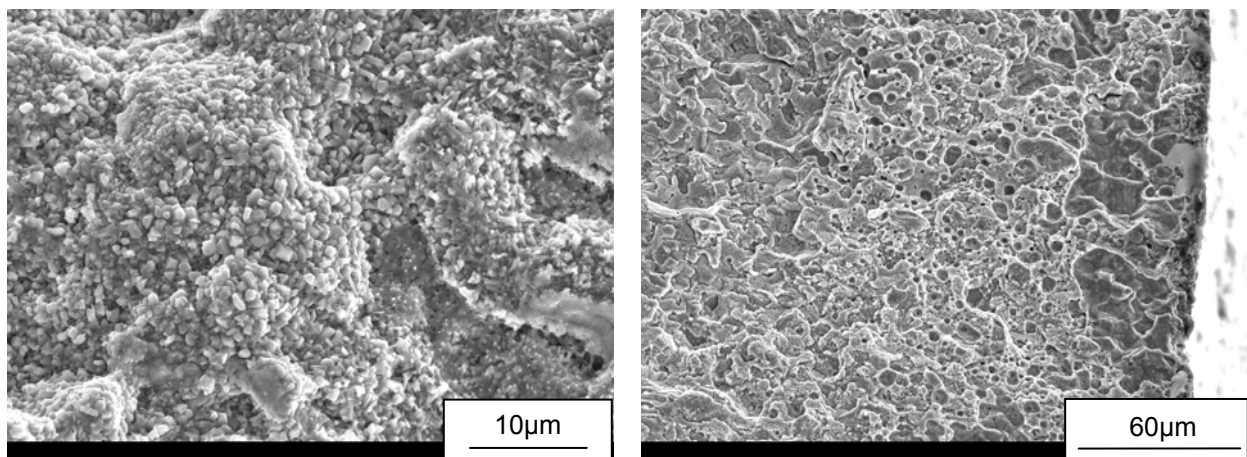


Bild 4.17: Geschmolzene und frei auskristallisierte ALMAC-Beschichtung auf der Rissoberfläche

Mit einer energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) konnte nachgewiesen werden, dass diese Fragmente die gleiche Zusammensetzung wie die ALMAC-Beschichtung

schichtung haben. Laut Herstellerangaben hat die ALMAC-Beschichtung eine Schmelztemperatur von 200°C. Ein Aufschmelzen beim Trennen ist also durchaus denkbar. Die neue Charge scheint jedoch diesbezüglich unempfindlicher, hier zeigten sich keine Beschichtungselemente auf der Rissfläche. Von einer Art Flüssigmetallver sprödung als Ursache für die Risse wird deshalb nicht ausgegangen.

Zur Vermeidung hoher Temperaturen und zum vorsichtigen Lösen des Eigen spannungszustandes wurde eine andere Möglichkeit der Präparation gesucht. In fol genden Schritten wurde die Präparation per Hand durchgeführt: Erster Schritt ist das Einsägen der Bleche per Handsäge bis zum Niet von zwei gegenüberliegenden Seiten, zweiter Schritt das Lösen des Nietes vorsichtig per Hand aus dem Restblechverbund und schließlich das Abschleifen des Nietes bis zur Hälfte auf einer Drehscheibe unter Wasserkühlung. Die Niethälfte wurde im Anschluss nach dem üblichen Verfahren ein gebettet und poliert. Wie die Kopf- und Scherzugversuche bereits vermuten ließen, liegen bei den so präparierten Nieten keine Risse mehr vor. Die Präparationen mit Trennschleifer und per Hand werden in Bild 4.18 gegenübergestellt. Dieses Ergebnis wurde statistisch an über 200 von Hand präparierten Proben nachgewiesen.

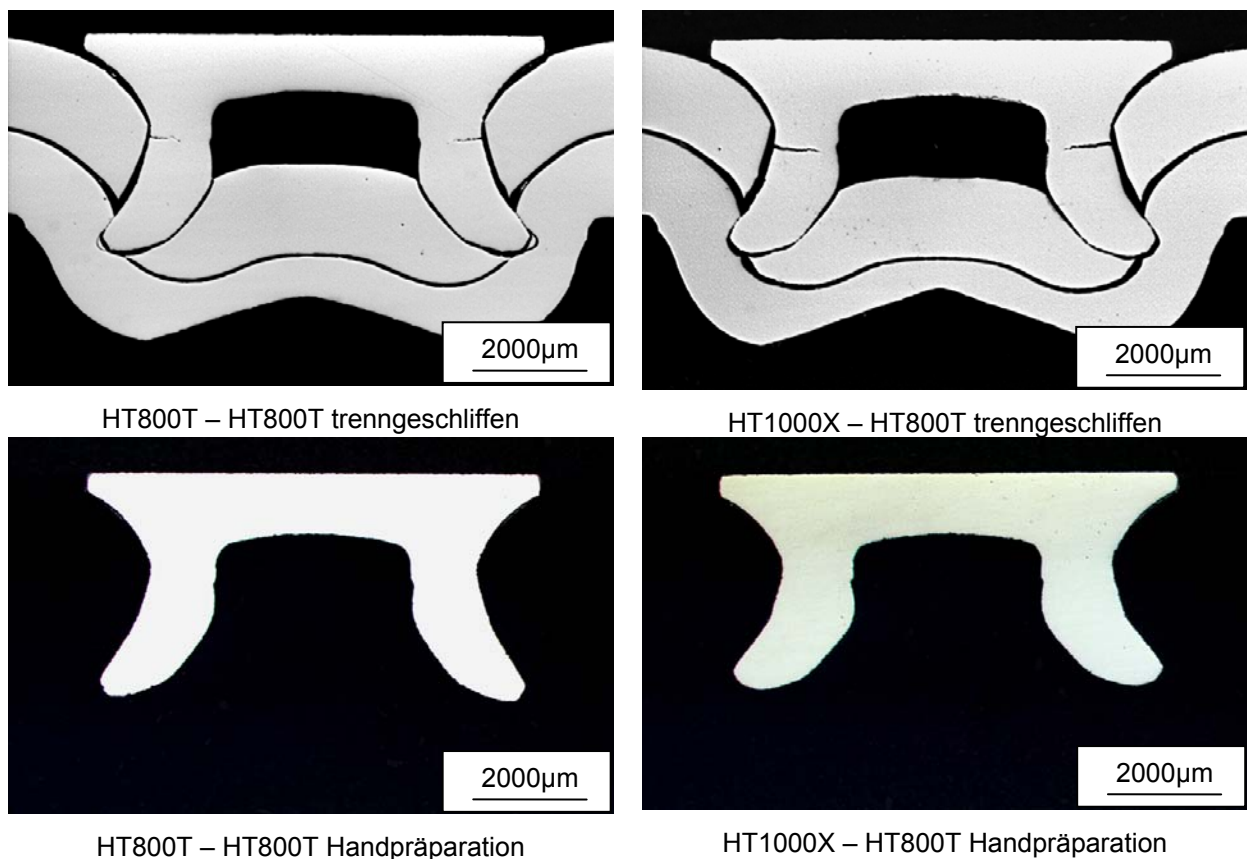


Bild 4.18: Gleiche Fügungen verglichen bei verschiedenen Präparationsverfahren

Um die Trennprozesse besser verstehen zu können wurden FEA durchgeführt (siehe

Kapitel 5.6). Der Trennprozess konnte durch Deaktivierung von einzelnen Elementen in Trennrichtung vorgenommen werden. Nach jedem Deaktivierungsschritt errechnete das Programm den sich einstellenden Spannungszustand. Das anschließende Lösen aus den Blechen wurde über die Wegnahme der entsprechenden Körper und das Abschleifen des Nietkopfes wieder über die schrittweise Deaktivierung der Elemente simuliert. Die Simulation zeigt eine deutliche Erhöhung der Spannungen während dem Trennen bei beiden Trennverfahren. Die Hauptspannung erhöhte sich um ca. 300 MPa im Schaftbereich, jedoch an der Innenseite des Schaftes und nicht an der Außenseite. Das Lösen verursacht auf jeden Fall eine deutliche Erhöhung der Eigenspannungen im Niet, wie sich die Spannungen im realen Niet verteilen, bleibt offen.

Beim Vergleich der beiden Trennverfahren untereinander zeigen sich nur geringe Unterschiede. Beim Trennschleifen als auch bei der Handpräparation ist die gleiche Erhöhung um 300 MPa in der Schaftinnenseite zu erkennen.

Fazit Radialrissentstehung

Durch die vorliegende Arbeit konnte die Ursache der Radialrisse im Präparationsvorgang aufgezeigt werden. Die Risse entstehen nicht wie bisher angenommen im Fügeprozess und stellen daher nicht mehr die aktuelle Verfahrensgrenze dar. Durch die Präparation per Hand konnte dieser Umstand an über 200 Proben ausnahmslos nachvollzogen werden. Die Kopf- und Scherzugproben bestätigen diesen Befund. Dadurch sind in dieser Arbeit Fügeverbindungen von HT800T-HT800T (je 1,5 mm) und HT1000X-HT800T (1,4 mm und 1,5 mm) rissfrei bei ausreichendem Hinterschnitt erzeugt worden. Versagen trat hierbei nur aufgrund vereinzelt einseitigen Aufstauchen einzelner Niete bei leicht vorhandenem Lateralversatz der Fügwerkzeuge auf. Wobei darauf hingewiesen sei, dass kein Wert auf ideale Parameter im Fügeprozess gelegt wurde, sondern die Provokation der Radialrisse im Vordergrund stand. Die endgültige Verfahrensgrenze beim Halbhohlstanznieten gilt es nun unter richtiger Präparation zu ermitteln. Über die FEA konnte eine Spannungserhöhung im Trennprozess nachgewiesen werden. Der Versuch, die vermutete unterschiedliche Spannungsentwicklung bei den Trennverfahren über die Simulation nachzuweisen, ist nicht gelungen.

Als Rissursache wird ein Zusammenspiel der sich umverlagernden Spannungen beim Trennen, der Temperatur beim Trennprozess und der chemischen Einflüsse der ALMAC-Beschichtung angenommen.

4.1.5. Schlussfolgerungen für die Simulation

Riss in Fügeichtung

Die duktile Versagensform entspricht der in den Zugversuchen des Grundwerkstoffes in Kapitel 3.1. Die Anwendung der makromechanischen Bruchkriterien und des Materialmodells nach Rousselier ist denkbar.

Stauchriss

Da in Bereichen großer Stauchungen kein Hohlraumwachstum statt findet, wird eine Vorhersage durch Rousselier ausgeschlossen. Eine Betrachtung der maximalen Schubspannungen im Schaftbereich erfolgt in Kapitel 5.4.3.

Riss im Kerbbereich

Der eindeutige Zeitpunkt der Rissentstehung konnte nicht ermittelt werden. Die geringe Häufigkeit des Auftretens macht eine eindeutige Detektierung der Rissursache schwierig. Vermutet wird eine Entstehung während der Präparation, gleich dem des Radialrisses. Ein weiteres Indiz für die Ursache in der Präparation ist die lokale Begrenzung der Bruchfläche auf den Bereich der Trennebene. Ein Ansprechen der untersuchten Kriterien wird deshalb und aufgrund der interkristallinen/transkristallinen Sprödbbruchfläche in der Prozesssimulation nicht erwartet.

Radialriss

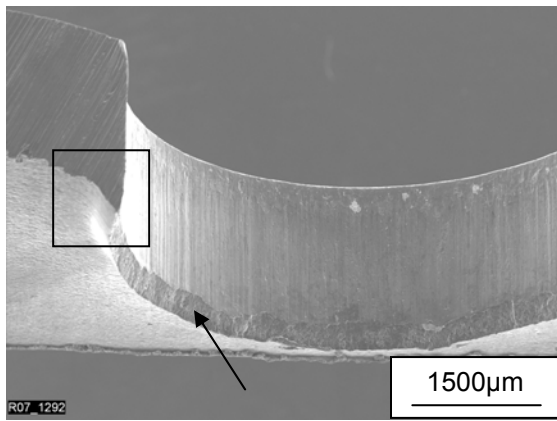
Wie in Kapitel 4.1.4 nachgewiesen, entstehen die Risse nicht während des Fügeprozesses sondern in der Präparation. Für die Prozesssimulation muss diese Versagensform daher nicht wiedergegeben werden.

4.2. Versagensformen der Bleche

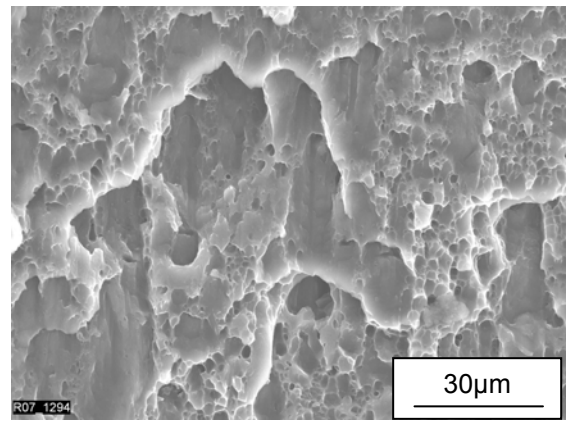
Das dem Verfahren namensgebende Durchstanzen des oberen Bleches erfolgt in nahezu jeder Fügeverbindung. Ausnahme bildet nur sehr weiches Aluminium, hier kann es vorkommen, dass das Material wie ein Film um den Nietfuß erhalten bleibt. Das Ausstanzen des matrizen seitigen Bleches ist zur Erfüllung der qualitätsbestimmenden Merkmale nicht zulässig.

4.2.1. Stempelseitiges Blech

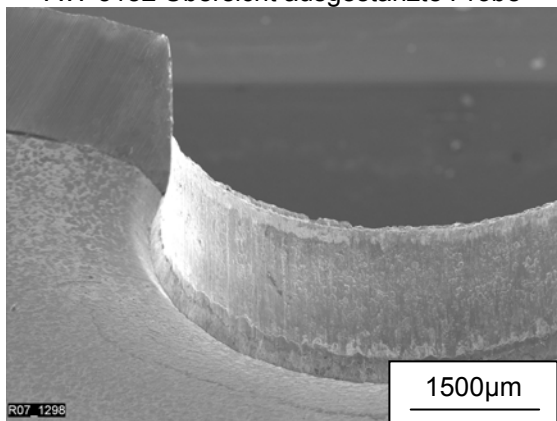
Für die vier zu simulierenden Werkstoffe AW-5182, H320LA, HT600X und HT700T ist das Ausstanzen des stempelseitigen Blechs bei artgleichen Fügeverbindungen im Folgenden untersucht worden. In Bild 4.19 sind die ausgestanzten stempelseitigen Bleche der Werkstoffe aufgeführt. Links im Bild ist jeweils die Übersicht über die gesamte Probe abgebildet, mit dem deutlich zu erkennenden glatten langen Schneidanteil und dem Restbruch im verursachten Durchzug (im linken oberen Bild ist der Durchzug durch das Rechteck markiert, der Pfeil zeigt auf den Restbruch, der sich von der glänzenden Fläche des Schneidanteils dunkel abhebt). In der rechten Spalte wird entsprechend ein vergrößerter Ausschnitt aus dem Bereich des Restbruches gezeigt. Die Bruchmorphologie des Restbruches aller Materialien weist einen duktilen Scherwabenbruch auf. Die Anwendung von duktilen makromechanischen Bruchkriterien und des Materialmodells nach Rousselier sind somit für das Ausstanzen des stempelseitigen Bleches möglich.



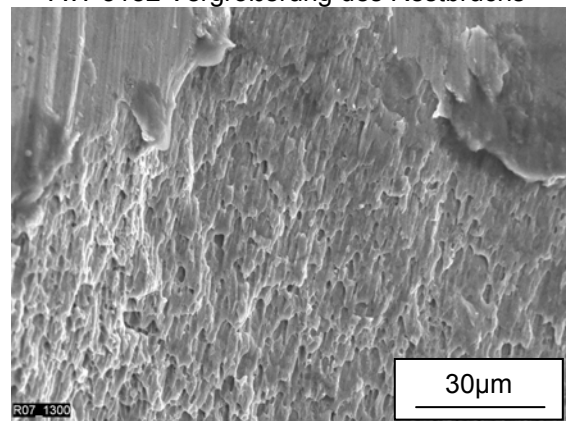
AW-5182 Übersicht ausgestanzte Probe



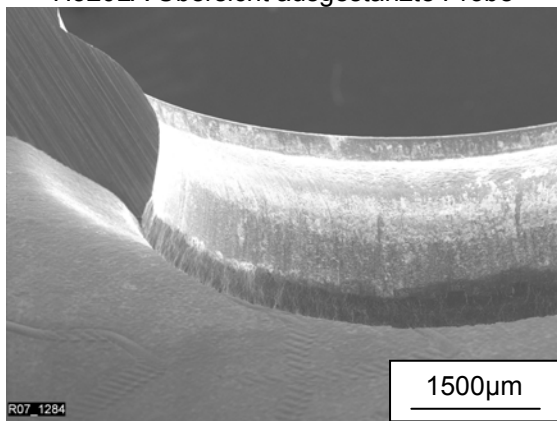
AW-5182 Vergrößerung des Restbruchs



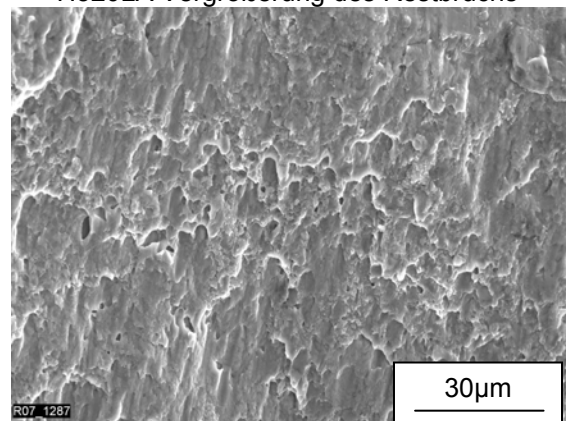
H320LA Übersicht ausgestanzte Probe



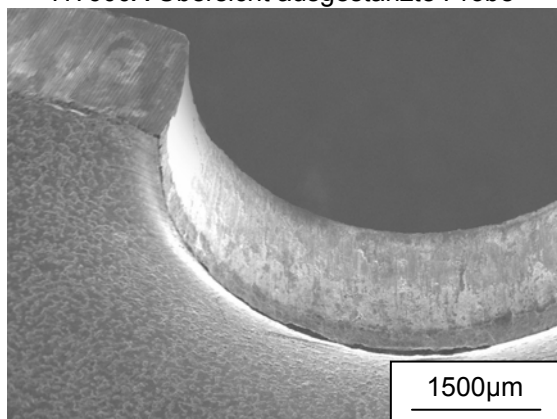
H320LA Vergrößerung des Restbruchs



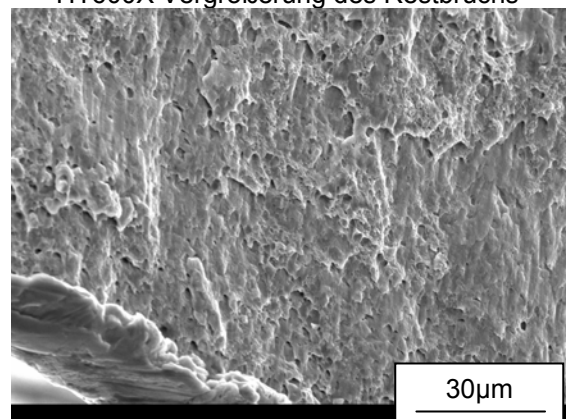
HT600X Übersicht ausgestanzte Probe



HT600X Vergrößerung des Restbruchs

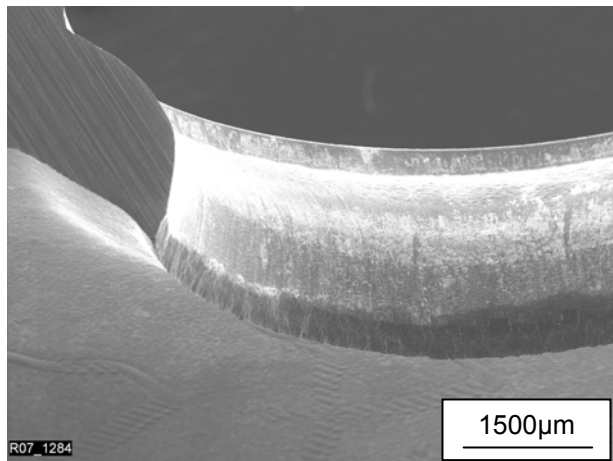


HT700T Übersicht ausgestanzte Probe

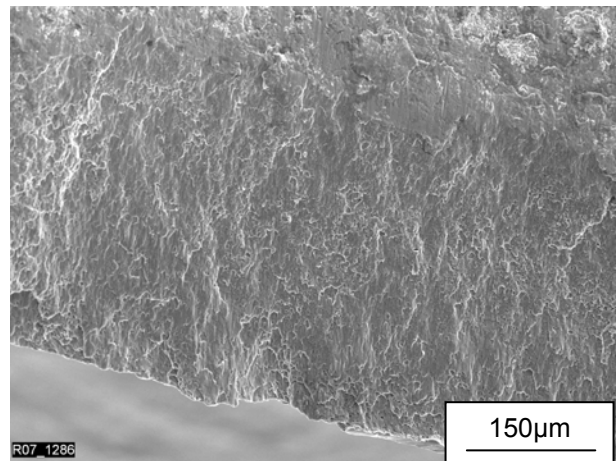


HT700T Vergrößerung des Restbruchs

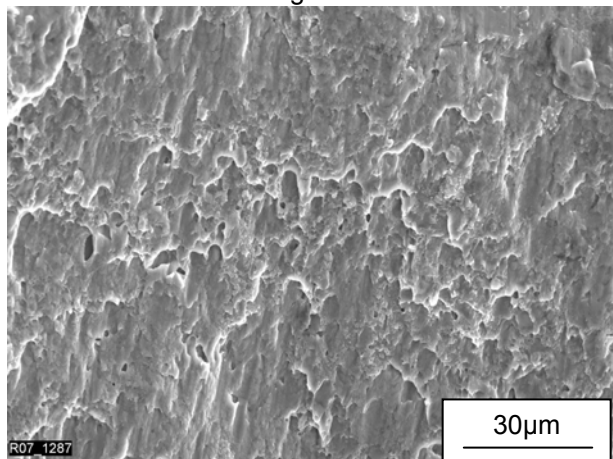
Bild 4.19: Bruchmechanismen beim Ausstanzen der stempelseitigen Bleche



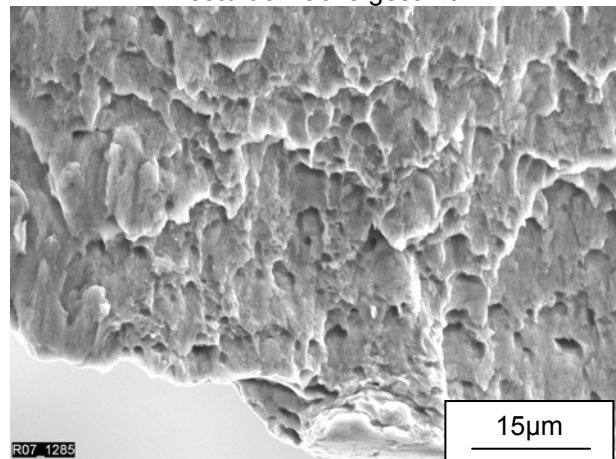
Übersicht ausgestanztes Blech



Restbruchfläche gesamt



oberer Bereich Restbruchfläche



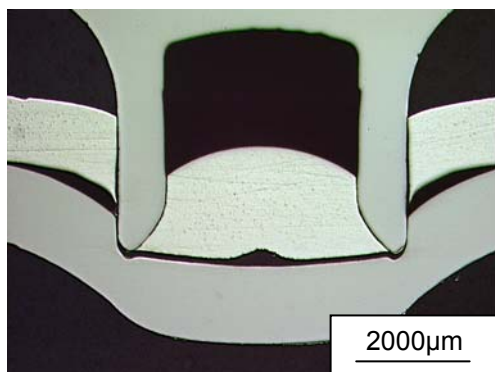
Ausschnitt untere Kante des Restbruchs

Bild 4.20: REM-Analyse Rissrichtung am Beispiel des Ausstanzens eines stempelseitigen Bleches aus HT600X

Die REM-Untersuchung des ausgestanzten stempelseitigen Bleches aus HT600X in Bild 4.20 soll hinsichtlich einer möglichen Rissrichtung, -beginn und -ende betrachtet werden. Die Restbruchfläche zeigt den bereits erwähnten Scherwabenbruch. Im unteren Rand des Durchzugs sind die Waben in geringerem Maß verzerrter als im oberen Bereich. Die gleiche Richtung ist noch zu erkennen, die Waben scheinen jedoch einer weiteren Spannungskomponente senkrecht zur Bruchfläche ausgesetzt zu sein. Dies spricht für Zugspannungen im unteren Teil des Ausbruchs. Ein erster kleiner Anriss im unteren Bereich der Zugwaben ist denkbar. Da sich der gesamte Trennprozess äußerst schnell vollzieht, ist es nur einmalig gelungen, einen kleinen Anriss im Schliff eines matrixseitigen Bleches abzubilden, Bild 4.21 oben rechts. Aufgrund dieser Ergebnisse wird auch beim Ausstanzen des stempelseitigen Bleches von einem dem Niet gegenüberliegenden Anriss ausgegangen.

4.2.2. Matrizenseitiges Blech

Für die vier zu simulierenden Werkstoffe AW-5182, H320LA, HT600X und HT700T ist das Ausstanzen des matrizenseitigen Blechs bei artgleichen Fügeverbindungen im Folgenden untersucht worden. Zur genauen Klärung des Versagensablaufs (Rissausgangspunkt, Riswachstumausbreitung) sind Schlitze zu verschiedenen Zeitpunkten nötig. Eine Zwischenposition mit noch nicht vollständig durchtrenntem Blech konnte jedoch nicht erstellt werden, da der Versagensprozess fast schlagartig abläuft. Nur einmalig gelang es für die Mischverbindung Aluminium-Stahl im matrizenseitig angeordneten Blech HT800T einen kleinen Anriss im unteren Blech zu präparieren. Bild 4.21 zeigt links den Schliff kurz vor dem Bruch und rechts oben den kleinen Anriss.



links oben: Probe kurz vor dem Ausstanzen des matrizenseitigen Blechs

rechts oben: Anriss des unteren Stahlblechs auf Seite der Matrize

rechts unten: ausgestanztes matrizenseitiges Blech

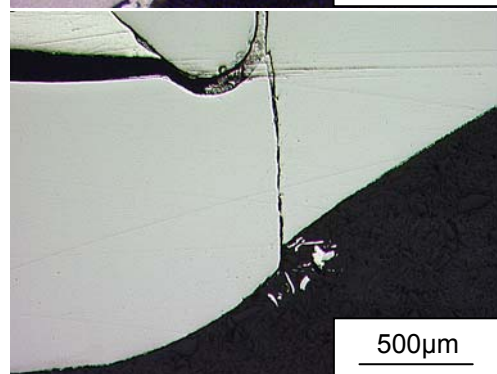
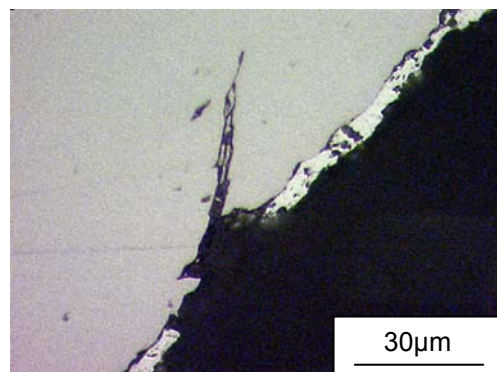
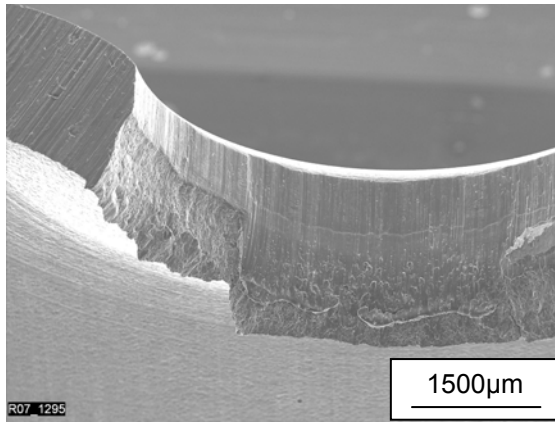
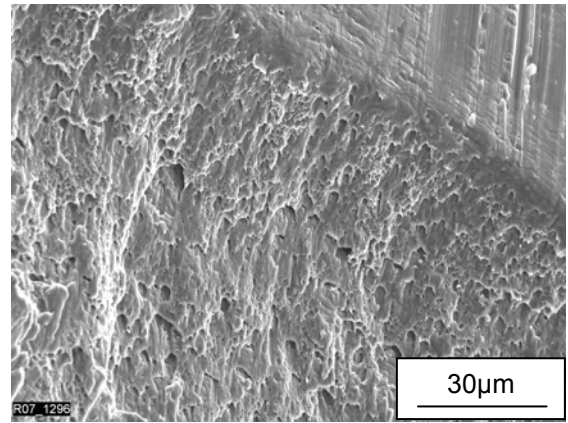


Bild 4.21: Ausstanzen eines matrizenseitigen Bleches aus HT800T

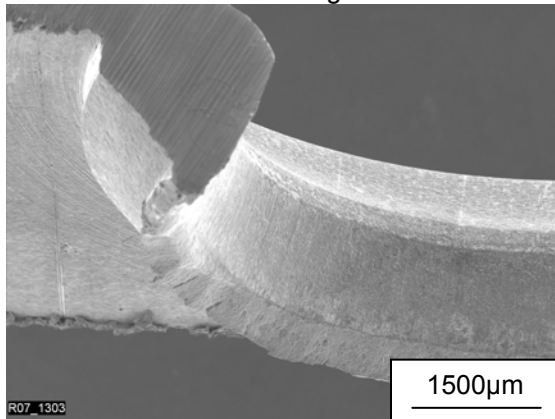
Die weitere Bruchrichtung konnte in keinem Zwischenschritt festgehalten werden. Die Erkenntnisse der Analyse des stempelseitig ausgestanzten Bleches im vorhergehenden Kapitel kann auf das Ausstanzen des matrizenseitigen Bleches übertragen werden. In Bild 4.22 sind die ausgestanzten stempelseitigen Bleche der Simulationswerkstoffe aufgeführt. Links im Bild ist wieder jeweils die Übersicht der gesamten Probe abgebildet und in der rechten Spalte entsprechend ein Ausschnitt aus dem Bereich des Restbruchs. Die Bruchmorphologie aller Materialien weist einen duktilen Scherwabenbruch auf. Die Anwendung von duktilen Bruchkriterien und des Materialmodells nach Rousellier sind somit auch für das Ausstanzen des matrizenseitigen Bleches begründet.



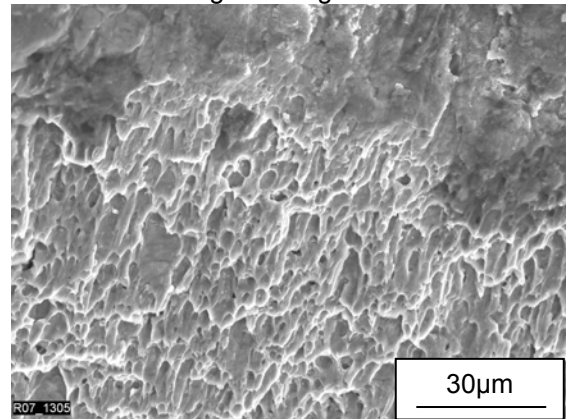
AW-5182 Übersicht ausgestanzte Probe



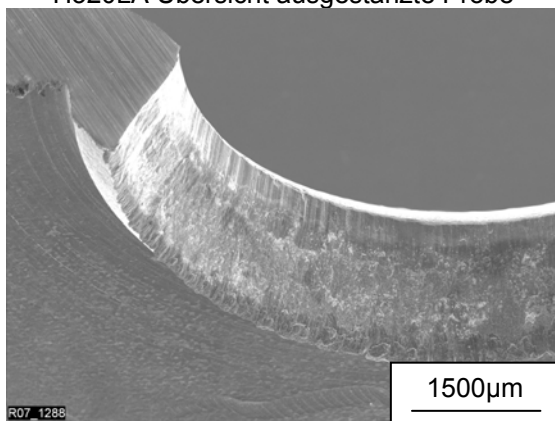
AW-5182 Vergrößerung des Restbruchs



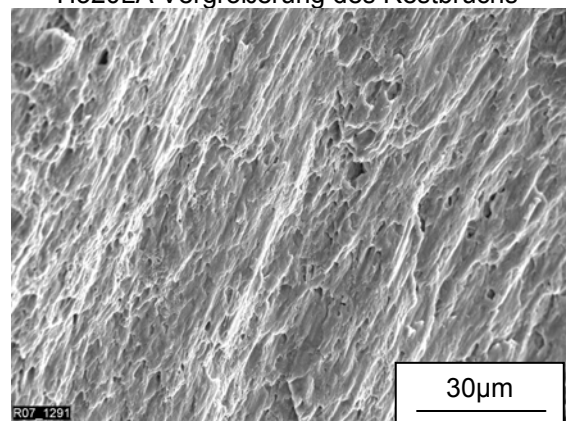
H320LA Übersicht ausgestanzte Probe



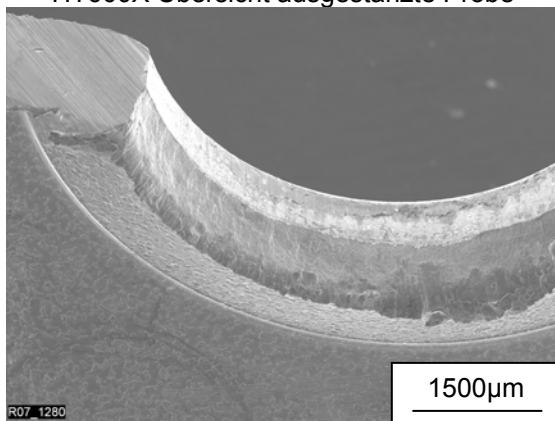
H320LA Vergrößerung des Restbruchs



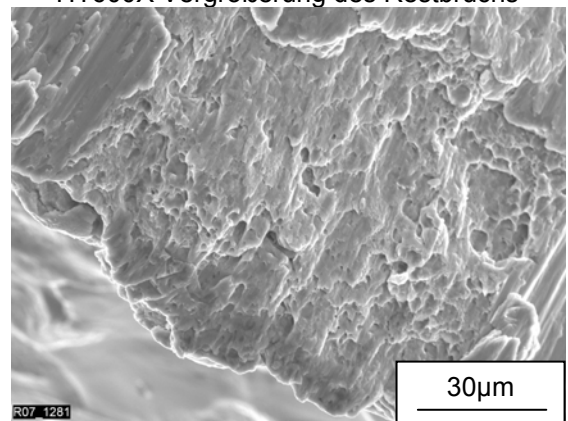
HT600X Übersicht ausgestanzte Probe



HT600X Vergrößerung des Restbruchs



HT700T Übersicht ausgestanzte Probe



HT700T Vergrößerung des Restbruchs

Bild 4.22: Bruchmechanismen beim Ausstanzen der matrizenseitigen Bleche

5. FEM-Simulation

Mit der FEM soll ein geeignetes Werkzeug zur Unterstützung der Labortätigkeiten, Standardisierung von Werkzeugsätzen und Weiterentwicklung der Technologie hinsichtlich Verfahrensgrenzen geschaffen werden. Der Halbhohlstanznietprozess stellt einen komplexen Massivumformvorgang mit vielen verschiedenen Einflussfaktoren dar /47/. Eine richtige Modellierung in der FEM erfordert detaillierte Kenntnisse über Reibverhältnisse zwischen den Fügepartnern, Fließ- und Versagensverhalten der verwendeten Werkstoffe, Geometrien der formgebenden Werkzeuge und Einflüsse durch die Setzgeräte. Eine Referenzierung bzw. Qualifizierung der HSN-Prozesssimulation soll in folgenden Schritten erfolgen:

Zugversuche

Mit der Abbildung des Zugversuches in der FEM-Simulation werden die Materialparameter des Rousselier-Modells bestimmt.

Ringstauchversuch

Die Berechnung des Ringstauchversuches dient zur Ermittlung der Reibfaktoren für das Reibmodell nach Neumaier. Weitere Einflussfaktoren wie Elementkantenlänge, Fließscheidenkonstante etc. werden genauer untersucht.

Stanzversuche

Als Vorstufe zum komplexen HSN-Prozess wird das Ausstanzen eines einzelnen Bleches hinsichtlich Materialtrennverhalten betrachtet.

Halbhohlstanznieten

Die Erkenntnisse aus den vorangegangenen Untersuchungen werden auf die Simulation des realen HSN-Prozesses übertragen. Die verschiedenen Ansätze zur Vorhersage des Materialverhaltens über geometrische und makromechanische Kriterien werden genauer betrachtet. Es gilt die Anwendbarkeit des im Zugversuch und Stanzversuch abgestimmten Materialmodells nach Rousselier beim komplexen Halbhohlstanznieten zu untersuchen.

Die FEA erfolgte mit dem Programm MSC.Superform2005 R3 /17/. Die automatische Vernetzung und das Neuvernetzen erfolgten mit dem Tool quadmesh der femutec Ingenieursgesellschaft Hamburg /16/. Zur Integration des Reibmodells, der makromechanischen Bruchkriterien und der richtungsbezogenen Materialtrennung wurden eigene Unterprogramme programmiert.

Bei jeder Art von Simulation werden zwangsläufig physikalische Annahmen zur Vereinfachung des realen Prozesses getroffen. Die zu berechnenden Prozesse müssen entsprechend der vorhandenen Rechenleistung und dem aktuellem wissenschaftlichen Stand der Simulationsmodelle idealisiert dargestellt werden. Als erste Vereinfachung zur schnelleren Berechnung wurde daher der HSN-Prozess im axialsymmetrischen 2D-Raum abgebildet. Dies schließt automatisch die im 3D auftretenden Effekte wie Lateralversatz und Schieben der Werkzeuge aus. Außerdem waren zum Zeitpunkt der vorliegenden Arbeit die 3D-Vernetzung und Auftrennung der Netze nur bedingt stabil und erforderten regelmäßige manuelle Eingriffe. Für den zweidimensionalen axialsymmetrischen Fall kamen isoparametrische Vierknotenelemente mit bilinearer Formfunktion und vier Integrationspunkten zum Einsatz. Aufgrund der sehr hohen erreichten Umformgrade im HSN-Prozess ist eine Neuvernetzung der Bleche notwendig. Gerade im Kontaktbereich zwischen Niet und Blechen kommt es zu starken Verzerrungen der Elemente. Ein automatisierter Neuvernetzer generiert nach vorgegebenen Kriterien ein neues Netz. Dabei kommt ein so genannter Kontaktvernetzer zum Einsatz. Der Vernetzer wird aktiviert, sobald bei Elementen, die im Kontakt mit anderen Körpern stehen, ein kritischer Vorgabewert erreicht wird.

5.1. Zugversuch

Die Berechnung der Zugversuche des Nietwerkstoffes erfolgte axialsymmetrisch zwei-dimensional. Die Einspannung und die Zugprüfmaschine sind durch die Vorgabe von Kontaktrandbedingungen an den entsprechenden Kontaktkörpern umgesetzt. Die Zugversuche der Blechproben sind dreidimensional simuliert. Die Modellierung erfolgte mit isoparametrischen Achtknotenelementen mit acht Integrationspunkten (Hexaederelemente). Aufgrund der starken Einschnürung in Blechdickenrichtung ist von einer 2D-Modellierung abgesehen worden.

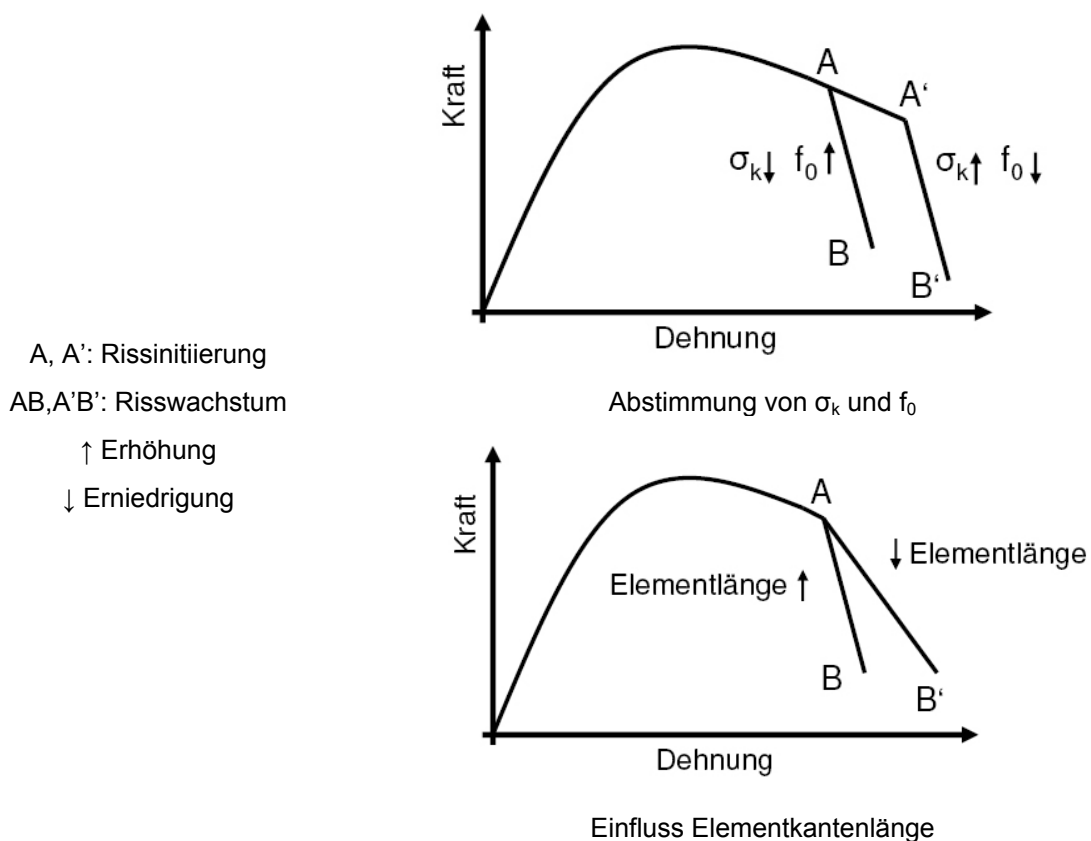


Bild 5.1: Prinzip der Kalibrierung der Rousselier-Parameter

Ermittlung der Rousselier-Parameter

Die Parameter σ_k , f_0 und f_c werden aus dem nachgerechneten Zugversuch (gekerbten Rund- und Flachzugproben) durch den Vergleich des gerechneten Kraft-Weg-Verlaufes mit dem Experiment bestimmt. Für die Bestimmung der Parameter eignen sich gekerbte Proben durch ihren erzeugten mehrachsigen Spannungszustand besser als die genormten Zugproben. Eine getrennte Bestimmung der Faktoren σ_k und f_0 ist simulativ nicht möglich, da sie sich gegenseitig beeinflussen. Eine Erhöhung von f_0 und eine Er-

niedrigung von σ_k bewirkt ein früheres Erreichen von f_c , umgekehrt verzögert sich das Hohlraumwachstum bei kleineren f_0 -Werten und erhöhtem σ_k . Wird der Rissfortschritt über die Deaktivierung der Elementsteifigkeiten simuliert, ergibt sich zwangsläufig eine Abhängigkeit von der Elementgröße. Bild 5.1 illustriert diese Zusammenhänge.

Aufgrund der notwendigen Netzverfeinerung im zu simulierenden HSN-Prozess wird die bei bisherigen HSN-Simulationen /44/ erreichte kleinste Netzgröße als Elementgröße für den Zugversuch übernommen. Von einer Abstimmung der Elementlänge im Zugversuch wird abgesehen. Die Möglichkeiten der Abbildung des Risses und des Rissfortschritts sollen im Kapitel 5.5 untersucht werden.

Für die in dieser Arbeit Verwendung findenden Blechwerkstoffe gibt es bisher keine Erfahrungen mit dem Rousseliermodell. Aus bisherigen Untersuchungen soll das kritische Hohlraumvolumen $f_c = 0,05$ übernommen werden /48/. Von Rousselier /4/ wird für die Verwendung von σ_k empfohlen, den Richtwert zwei drittel der Fließgrenze $R_{p0,2}$ zu verwenden. Eine Abstimmung des Materialmodells erfolgt dann über das Anfangshohlraumvolumen f_0 . Die resultierenden Ergebnisse sind in Tabelle 5.1 aufgeführt.

Material	Anfangshohlraum-	Kritisches Hohlraum-	Widerstand gegen das Hohlraum-	
	volumen	volumen	wachstum	
	f_0 /-	f_c /-	$R_{p0,2}$ /MPa	$\sigma_k = \frac{2}{3} \cdot R_{p0,2}$ /MPa
AW-5182	5,0E-4	0,05	140	90/50 *
H320LA	5,0E-4	0,05	390	260/325 *
HT600X	1,0E-6	0,05	340	225/275 *
HT700T	3,5E-4	0,05	415	275/275 *
BS3111	1,0E-3	0,05	1489	990/990 *

Tabelle 5.1: Im Zugversuch ermittelte Rousselier-Parameter (*zweidrittel Wert nach Vorschlag von Rousselier/ verwendeter Wert)

Der hohe Wert $\sigma_k = 90$ MPa verursacht in der Abstimmung des Aluminiumwerkstoffes AW-5182 sehr große Werte für das Anfangshohlraumvolumen. Aufgrund dessen ist der Wert $\sigma_k = 50$ MPa gewählt worden. Dadurch ergibt sich für f_0 der Wert 0,0005. $\sigma_k = 225$ MPa bedingt beim Werkstoff HT600X sehr niedrige Werte für f_0 . Eine Übereinstimmung zwischen Experiment und FEM-Rechnung konnte trotz des niedrigen Wertes von $f_0 = 5E-7$ nicht erreicht werden. Daraufhin wurde der Wert f_0 auf 1,0E-6 festgelegt und eine Bestimmung von σ_k durchgeführt. Für H320LA ergaben sich ähnliche Abstimmungsprobleme. Die Wahl von $\sigma_k = 325$ MPa ermöglichte erst sinnvolle Werte für f_0 . Nur mit dem Werkstoff HT700T und BS3111 war eine Abstimmung des Anfangshohlraumvolumens nach der $\frac{2}{3}$ -Vorgabe von Rousselier möglich.

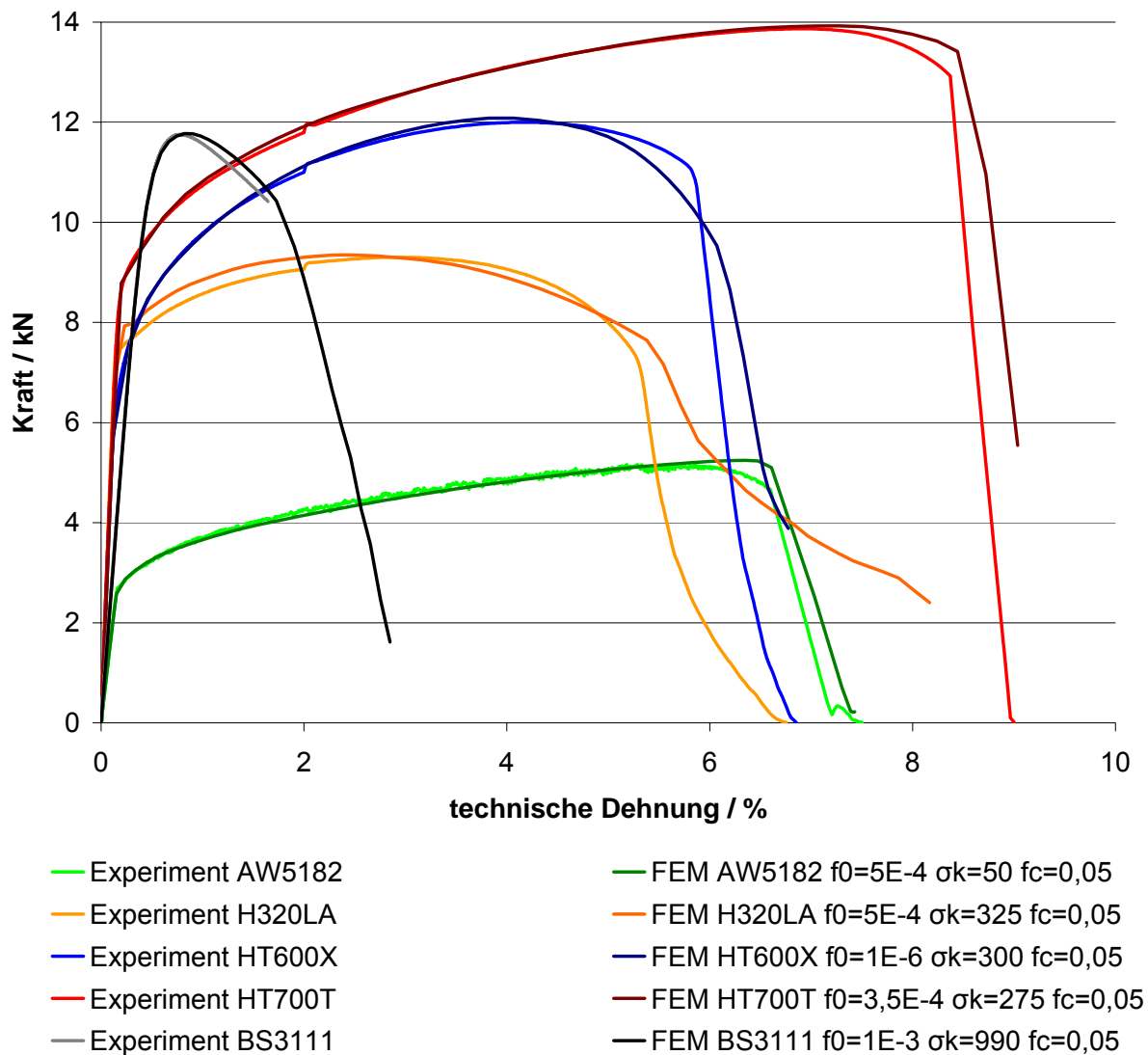


Bild 5.2: Vergleich zwischen der FEM-Rechnung mit ermittelten Rousselier-Parametern und dem Experiment

Die berechneten und experimentellen Kraft-Weg-Verläufe der Zugversuche sind in Bild 5.2 dargestellt. Der erste Anriss in den Niet- und Blechwerkstoffen ist wie im Experiment in Probenmitte. In Bild 5.3 ist die mit dem Rousselier Modell berechnete Vergleichsspannung im Bereich des Bruches für die Zugproben aus dem Nietgrundwerkstoff zu sehen. Die häufig dargestellte simulierte Probe wird mit der gebrochenen Zugprobe verglichen und zeigt Übereinstimmung zwischen Rechnung und Experiment. Die REM-Aufnahme links unten zeigt den duktilen Wabenbruch. Ein Ergebnis des im 3D modellierten Zugversuchs des Blechwerkstoffs H320LA ist in Bild 5.4 abgebildet. Das Bild links zeigt das Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens mittig der Probe. Die Schädigung breitet sich bedingt durch die Steifigkeitsreduzierung rasch aus. Im Vergleich des Ergebnisses des FEM-Bildes mit der daneben abgebildeten realen Zugprobe ist deutlich die mittige Rissinitiierung und das Risswachstum zu erkennen.

Die Übereinstimmung zwischen Modell und Experiment ist auch hier gut.

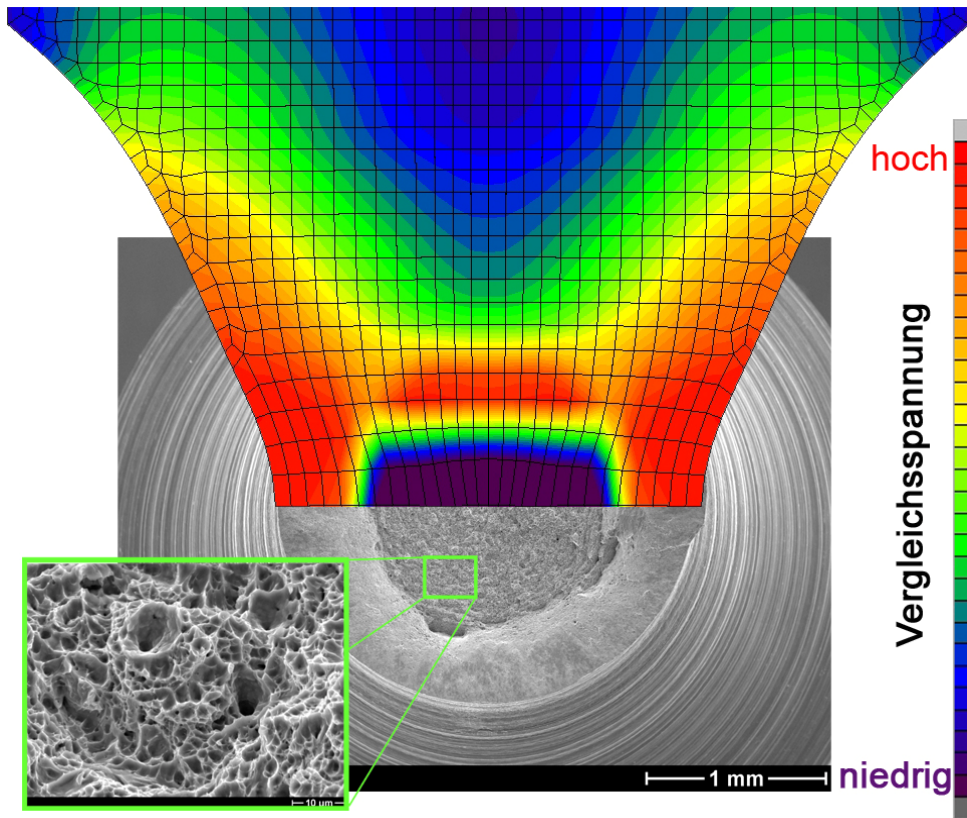


Bild 5.3: Hohlraumwachstum in der Rundzugprobe des Werkstoffs BS3111

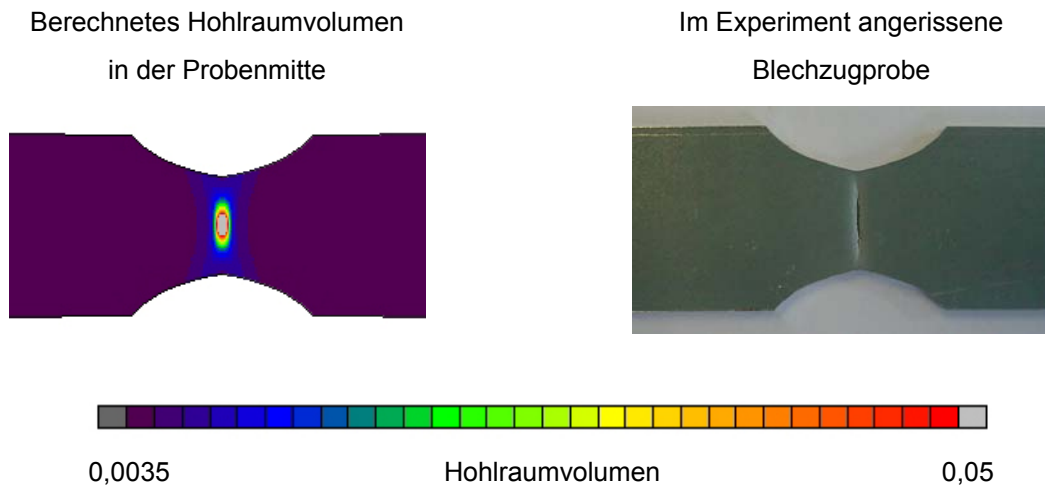


Bild 5.4: Hohlraumentstehung in einer Flachzugprobe des Werkstoffs HT320LA

5.2. Ringstauchversuch

Prinzipiell werden bei der Reibwerterfassung die indirekten und die direkten Messverfahren unterschieden. Bei den direkten Methoden wird örtlich die Normalspannung und die Tangentialspannung gemessen und daraus der Reibfaktor ermittelt. Ein bekannter Vertreter der Messung einer örtlichen Kontaktspannung ist die Methode der Messstifte /29/. Nachteilig ist hierbei die Beschränkung auf lokale Werte und der benötigte Aufwand zur Integration jeweils zweier Stifte in das Werkzeug. Eine weitere Methode ist die Ermittlung des Reibfaktors durch eine in der Wirkfuge eingebrachte Kugel und Messung deren Verdrehung /29/. Die Nachteile der benötigten Zugänglichkeit aller direkten Verfahren und Dimensionen der Werkzeuge schließen sie für den Prozess des Halbhohlstanznietens aus. Bei den indirekten Verfahren gibt es die Möglichkeit den Reibfaktor entweder über gemessene Kräfte oder über den Formänderungsverlauf zu bestimmen. Der nahe liegende Streifenzugversuch ist praktikabel und leicht durchzuführen, die erzeugten Kräfte sind jedoch weit unter denen beim HSN. Die auftretenden Verhältnisse entsprechen eher denen beim Tiefziehen. Um die extrem hohen Kräfte und Umformgrade beim Stanznieten zu berücksichtigen, wurde der Ringstauchversuch für die Ermittlung der Reibfaktoren gewählt.

Im Hinblick auf die Massivumformung gilt der Ringstauchversuch als am besten erforscht und validiert /31/. Beim Ringstauchversuch wird zwischen zwei ebenen, parallelen Platten ein Ring axial gestaucht. Entsprechend der Reibung verändert sich die ausgeformte Geometrie des gestauchten Ringes (siehe Bild 5.5).

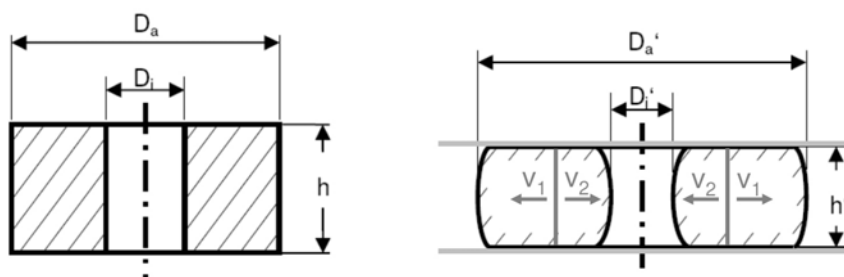


Bild 5.5: Prinzip Ringstauchversuch

Über die Veränderung des Innen- und Außendurchmessers kann der Reibwert ermittelt werden. In Bild 5.6 ist dieser Sachverhalt dargestellt. Oben ist die Probe im Ausgangszustand abgebildet. Nach der Stauchung ergeben sich je nach Reibfaktor unterschiedliche ausgeformte Geometrien bei gleicher Stauchtiefe. Im ersten Fall ist Haften eingestellt. Der Innendurchmesser wird hier von allen Proben am stärksten reduziert. Je

geringer der Reibfaktor, desto größer der Innendurchmesser. Im Fall der Rechnung ohne Reibung ist der größte zu erwartende Innendurchmesser erreicht. Eine Beschreibung von Cockroft/Male /49/ aus dem Jahr 1964 beschreibt erstmals eine empirische Untersuchung zur Reibwertermittlung mit dem Ringstauchversuch. Burgdorf /50/ leitet auf Basis der Plastizitätstheorie eine erste mathematische Beschreibung des Versuches ab. Die von Male/Cockroft aufgenommenen Nomogramme des variierenden Durchmessers bei unterschiedlichen Reibfaktoren sind durch Burgdorf rechnerisch verifiziert worden.

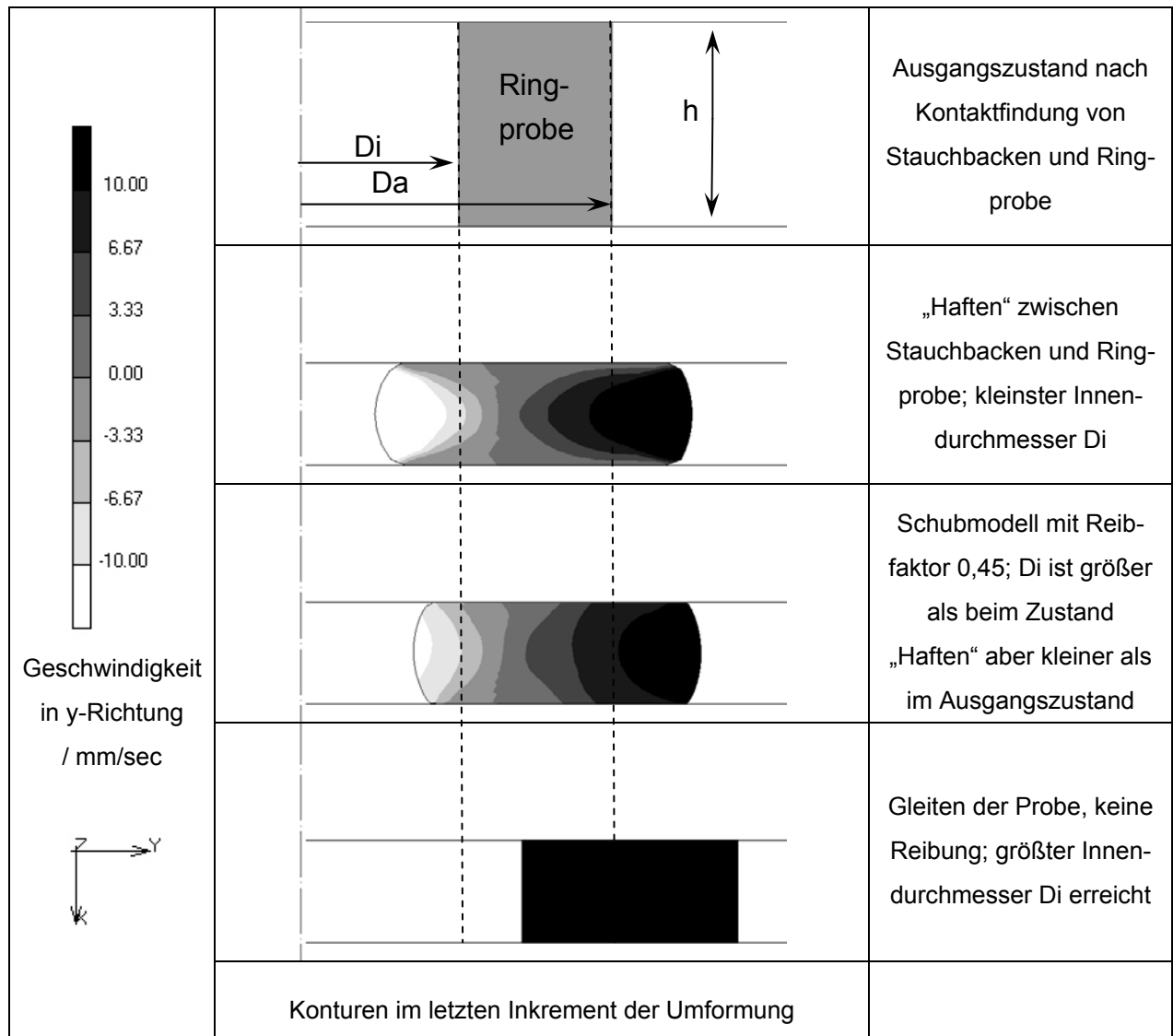
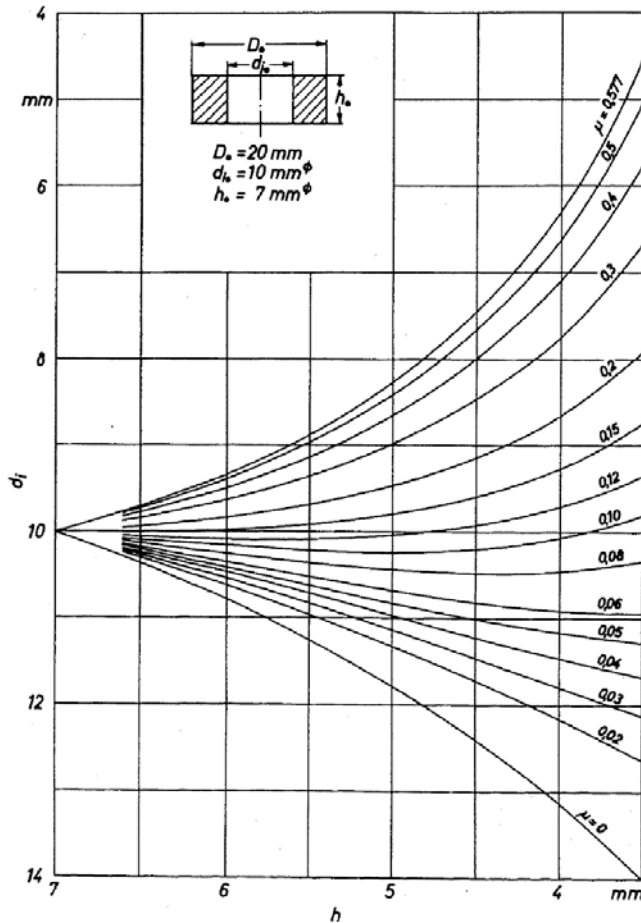


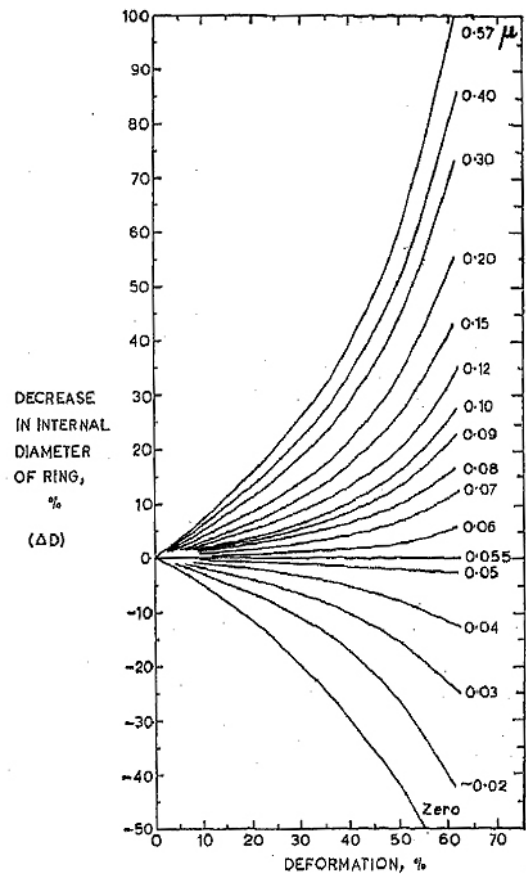
Bild 5.6: Auswertung des Ringstauchversuchs

Wie erwähnt sind die wichtigsten Kenngrößen des Versuches die Geometrieverhältnisse (Außendurchmesser D_a zu Innendurchmesser D_i zu Probenhöhe h_{st}) vor und nach dem Stauchen sowie die Stauchhöhe. Wenn die Geometrieähnlichkeit zu bisherigen Veröffentlichungen gewahrt bleibt, können Nomogramme zum Vergleich herangezogen werden. Die Nomogramme sind erstellte Kalibrierkurven der sich verändern-

den Innen- und Außendurchmesser bei gleicher Anfangsgeometrie und Endstauchhöhe. Variiert wird nur der Reibfaktor. Das in Bild 5.7 dargestellte Diagramm links zeigt die verschiedenen Reibwertkalibrierkurven für unterschiedliche Reibfaktoren beim Verhältnis 20 mm:10 mm:7 mm /50/. Male/Cockroft ermöglichen durch die prozentualen Angaben der Innendurchmesseränderung über der Deformation den Vergleich aller Proben mit gleichem Geometrieverhältnis aber unterschiedlicher Größe (Bild 5.7 rechts).



Burdorf /50/



Male/Cockroft /49/

Bild 5.7: Nomogramme Ringstauchversuch

Die Nomogramme werden in der vorliegenden Arbeit nicht verwendet. Eine Kalibrierung des Reibfaktors soll numerisch anhand der errechneten Endkontur erfolgen.

Die größten Relativbewegungen finden beim Halbhohlstanzen zwischen Niet und Blechen statt. Hauptaugenmerk liegt deshalb auf diesen Reibwerten. Reibwerte zwischen den Blechen, Werkzeugen und Fügepartnern spielen eine eher untergeordnete Rolle. Die Oberfläche des Bleches HT600X liegt im blanken Zustand vor. Die Annäherung an die Reibkombination blankes Blechoberfläche und Nietbeschichtung erfolgt deshalb durch die Verwendung von ebenfalls blanken Stauchbacken. Der HT700T ist

verzinkt und als weitere Kombination zu untersuchen. Mit dem Aluminium ergeben sich die folgenden drei Reibwertkombinationen:

- Nietbeschichtung ALMAC – Stahl
- Nietbeschichtung ALMAC – Zink
- Nietbeschichtung ALMAC – Aluminium

Zu diesem Zweck wurde aus den Nieten im Bereich des Niefschaftes Ringe hergestellt (siehe Bild 5.8).

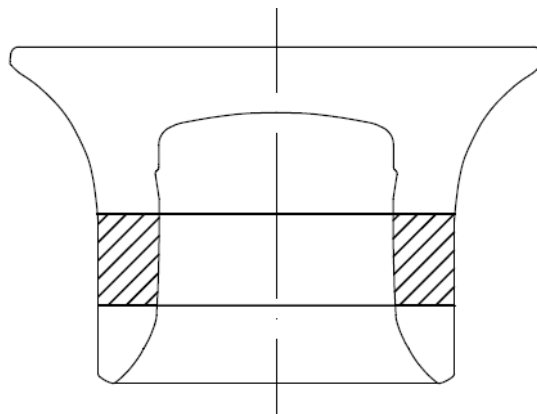


Bild 5.8: Ringprobenerstellung aus einem Stanzniet

Hierdurch versprach man sich ähnliche Reibverhältnisse aufgrund des gleichen Materials und gleicher Dimensionen des Probekörpers wie beim Niet. Da nicht sicher war, ob sich die Ringproben der Niete aufgrund ihrer kleinen Dimensionen kombiniert mit der hohen Härte 6 für den Ringstauchversuch eignen, wurden ebenfalls Ringproben der Härte 4 untersucht. Außerdem sind weitere Ringe aus zwei verschiedenen weicheren Stählen, sowie Ringe aus Kupfer und Aluminium hergestellt worden. Da von der 5000er Aluminiumlegierung AW-5182 nur geringe Blechstärken vorlagen, wurde auf Proben aus einer 6000er-Legierung (AC300T4) stellvertretend für die ähnliche Oberflächenbeschaffenheit des Aluminiums zurückgegriffen. Unter der Berücksichtigung der maximal möglichen Umformkraft von 200kN durch die Versuchsapparatur, wurden die Probengrößen mit Hilfe einer FEM-Simulation mit möglichst großen Dimensionen zur leichteren Auswertung im Verhältnis $D_a:D_i:h = 6:3:2$ /49/ ausgelegt (siehe Tabelle 5.2). Die Stauchbacken sind aus dem Werkzeugstahl X155CrMoV12-1 (1.2379) gefertigt und auf 62 HRC gehärtet. Zur Realisierung der verschiedenen Werkstoffkombinationen zwischen Niet und Blechen mussten die Stauchbacken stellenweise beschichtet werden. In Tabelle 5.3 aufgeführte Kombinationen kamen zum Einsatz.

Werkstoff	Bezeichnung	Werkstoffnummer	Härte HRC	Geometrie		
				Da /mm	Di /mm	h /mm
Aluminium	AC300T4	-	-	12	6	4
Kupfer	CuCrZn	2.1293	-	21	10,5	7
Baustahl	St37	1.0161	-	18	9	6
Einsatzstahl	16MnCr5	1.7131	30	12	6	4
Niet Härte 4	HENROB H4	1.5527	50	5,3	3,5	2
Niet Härte 6	HENROB H6	1.5527	54	5,3	3,5	2

Tabelle 5.2: Abmaße Ringprobengeometrien

Ringstauchversuche			Backenbeschichtung		
			unbeschichtet	verzinkt	ALMAC
Proben	AC300T4	unbeschichtet	-	-	X
	CuCrZr	ALMAC beschichtet	X	X	-
	St37		X	X	-
	16MnCr5		X	X	-
	Niet Härte 4		X	X	-
	Niet Härte 6			X	X

Tabelle 5.3: Versuchsmatrix Reibwertermittlung

Eine nähere Beschreibung der Reibwertermittlung und zugehörigen numerischen Untersuchungen zur Reibmodellintegration befinden sich in den folgenden Kapiteln. Die Auswertung der Kraft erfordert eine genaue Kenntnis der Fließkurve des Probenmaterials. Durch falsche Annahmen bei der Extrapolation der Fließkurve kann es zu fehlerhaften Werten kommen. In dieser Arbeit wird deshalb primär die Endkontur der experimentellen Stauchkörper für die Abstimmung des Reibfaktors verwendet.

5.2.1. Integration des Reibmodells nach Neumaier

Die Modellierung des Ringstauchversuchs erfolgt vereinfacht 2D-axialsymmetrisch. Für die numerischen Untersuchungen wäre eine weitere Symmetrie radial möglich. Bei der Abstimmung der Reibfaktoren wird jedoch nur die Axialsymmetrie angenommen, dadurch ist die Simulation unterschiedlicher Reibfaktoren auf Ober- und Unterseite möglich. Gestaut wird über einen fixen und einen sich bewegenden Kontaktkörper. Im Unterschied zu den Zugversuchen findet nach der Belastung ein Wegfahren der Werkzeuge mit entsprechendem Rückfedern der Probe statt.

Das FEM-Programm schätzt im ersten Schritt das Verschiebungsfeld der Knoten ab. Aus diesem Feld werden die resultierenden Elementdehnungen, Knotenspannungen und Knotenkräfte berechnet. Daraus ergeben sich erste Reibschubspannungen über das integrierte Reibmodell. Unter Berücksichtigung der Reibschubspannung werden nun erneut die Verschiebungs-, Spannungs-, Dehnungs- und Kraftwerte berechnet. Der iterative Prozess setzt sich bis zur Erfüllung eines Konvergenzkriteriums fort. Die Umsetzung des Reibmodells kann über die Vorgabe der Reibung als Knotenkraft, der Verwendung von Zwischenelementen oder mittels Vorgabe von Knotenverschiebungen erfolgen. Der für diese Arbeit verwendete erste Fall verursacht numerische Probleme im Bereich der Fließscheide. Die Fließscheide trennt die Flussrichtungen des Materials. Am Punkt der Fließscheide ist die Geschwindigkeit des Materials entsprechend null. Der Vorzeichenwechsel von positiven zu negativen Werten der Relativgeschwindigkeit führt zu einem unstetigen Verlauf der Relativgeschwindigkeit. Die Gefahr des numerischen Abbruchs ist durch den Übergang einer Tangensfunktion gelöst /51/:

$$f(v_{rel}) = \frac{2}{\pi} \arctan\left(\frac{v_{rel}}{C}\right) \quad (5-1)$$

Die Fließscheidenkonstante C verändert die Steigung der Tangensfunktion, dargestellt in Bild 5.9.

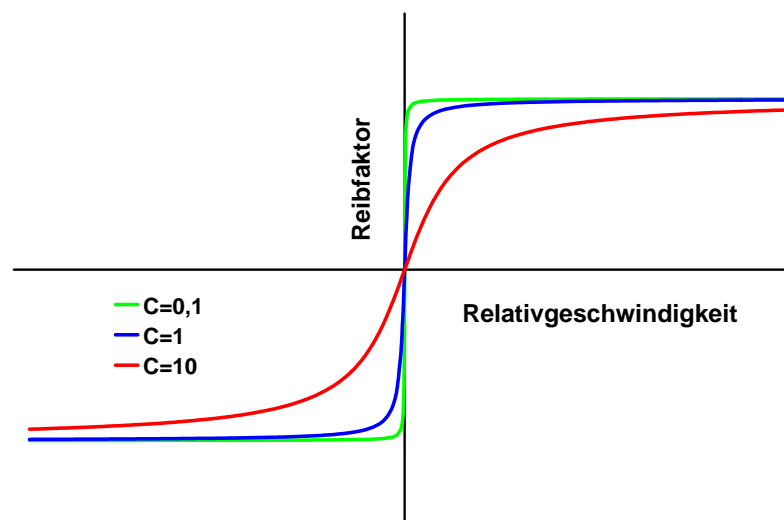


Bild 5.9: Tangensfunktion zur Beschreibung des Geschwindigkeitsübergangs

Das verwendete Reibmodell nach Neumaier wird entsprechend um den Tangenterm erweitert:

$$\tau_r = m_0 \cdot k \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{\sigma_n}{k_f}\right) \right] \cdot \left[\frac{2}{\pi} \arctan\left(\frac{v_{rel}}{C}\right) \right] \quad (5-2)$$

Die Integration des Reibmodells nach Neumaier erfolgte über eine programmierte Subroutine und erfordert eine ausführliche Verifizierung. Es sollen numerische Parameter wie Elementkantenlänge, Fließscheidenkonstante etc. hinsichtlich ihres Einflusses auf die Stabilität und Genauigkeit der Rechnung in Kapitel 5.2.2 untersucht werden. Über den Konturendvergleich zwischen FEM-Simulationsergebnis und experimentellem Stauchversuch wird der Reibfaktor ermittelt. Eine Beispielauswertung für den Reibfaktor m_0 befindet sich in Kapitel 5.2.3.

5.2.2. Festlegung numerischer Parameter

Am Beispiel des Einflusses der Elementkantenlänge auf die Berechnung der Reibschubspannung wird im Folgenden die prinzipielle Vorgehensweise erläutert. Die Elementkantenlänge wurde schrittweise um 0,05 mm vergrößert und die Ergebnisse hinsichtlich Genauigkeit und Stabilität betrachtet. Für die exemplarische Darstellung werden die Resultate der Elementkantenlänge 0,05 mm und 0,2 mm analysiert.

1. Numerische Stabilität

Die Beurteilung der Stabilität soll anhand der sich ausbildenden Fließscheide beim Stauchversuch erfolgen. Am Ort der Fließscheide ändert sich das Vorzeichen der Relativgeschwindigkeit an der Probenoberfläche. Im Fall guter Stabilität bewegt sich die Fließscheide kontinuierlich. Ausreichende Stabilität liegt vor, wenn sich die Fließscheide nur über wenige Elemente im Bereich des Kontakts springt, insgesamt aber eine Vorzugsrichtung der Bewegung zu erkennen ist. Instabilität liegt vor, wenn die Fließscheide von Inkrement zu Inkrement stark springt oder sich nicht ausbildet. Beim Vergleich der Elementkantenlängen 0,05 mm und 0,2 mm zeigt die kleine Elementkantenlänge ein stabileres Verhalten bei der Ausbildung der Fließschneide. In Bild 5.10 ist dies gut zu erkennen anhand der dargestellten Umformschritte. Die Fließscheide wandert kontinuierlich von Probenmitte in Richtung Außenrand des abgebildeten axialsymmetrischen Ringes. Im Modell der Elementkantenlänge 0,2 mm springt die Fließscheide vor und zurück oder bildet sich nicht richtig aus.

2. Genauigkeit

Die von der FEM-Simulation berechneten Reibschubspannungen sollen mit der idealen analytischen Kurve verglichen werden. Die Abweichung von der analytischen Kurve wird quantitativ bewertet. Abweichungen ergeben sich zum einen durch die programminterne Ermittlung der Fließspannung und zum anderen entstehen sie durch geringere Relativgeschwindigkeiten an Knoten im Bereich der Fließscheide oder im Randbereich einer Kontaktfläche. In Bild 5.11 ist eine gestauchte Probe mit eingezeichneten Fließscheiden dargestellt. Die rechte Abbildung des Bildes zeigt die Vergrößerung des

Randes der Ringprobe mit eingezeichnetem Ausreißer. Ein Ausreißer ist ein Knoten im Randbereich, der entsprechend der Kontakttoleranzen von der Simulation noch als Knoten mit Kontakt definiert wird. Seine Relativgeschwindigkeit differiert zu den anderen Knotengeschwindigkeiten und die resultierende Reibschubspannung fällt dann als Abweichung zur analytischen Kurve auf.

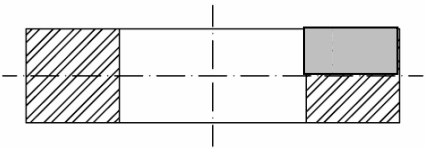







<p>Betrachteter Ausschnitt</p> 	<p>-1 0 1</p>  <p>Geschwindigkeit/mm/s</p>	
		<p>Inkrement 168</p>
		<p>Inkrement 170</p>
		<p>Inkrement 172</p>
<p>Elementgröße 0,05 mm</p>	<p>Elementgröße 0,2 mm</p>	

Bild 5.10: Vergleich Ausbildung und Stabilität der Fließscheide bei verschiedenen Elementkantenlängen

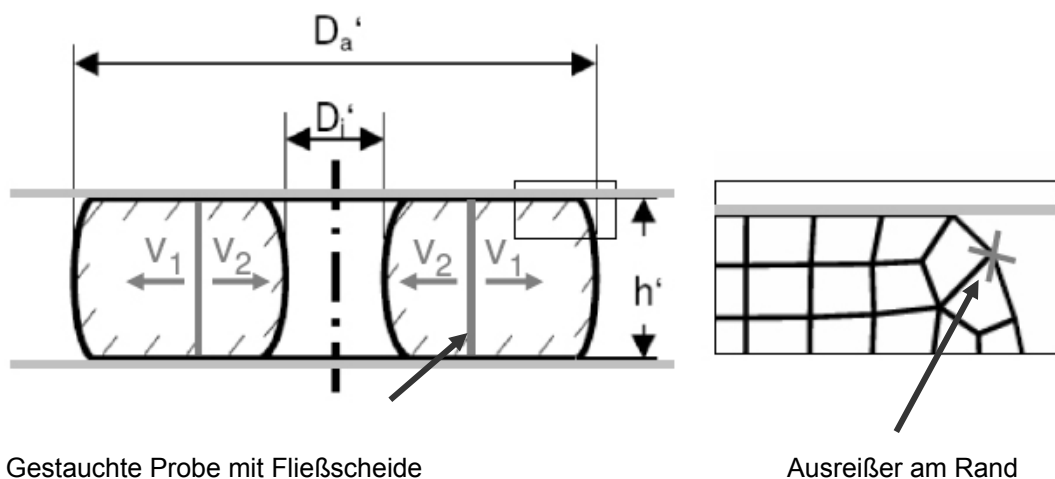


Bild 5.11: Lage möglicher Ausreißer beim Ringstauchversuch

In den Diagrammen von Bild 5.12 und Bild 5.13 wird die Abweichung der Berechnung der Reibschubspannung durch die FEM mit der analytischen Lösung verglichen. Für die Elementkantenlänge 0,2 mm ergibt sich gegenüber der Kantenlänge von 0,05 mm eine deutlich geringere Anzahl von Ausreißern. Die zwei gegenläufigen Auswirkungen der Elementkantenlänge auf die Genauigkeit und Stabilität finden ein Optimum in der Elementkantenlänge 0,15 mm. Hier ist die Fließecke noch ausreichend stabil und die Ausreißer befinden sich in einem akzeptablen Bereich.

Alle weiteren Anpassungen und Beurteilungen der numerischen Parameter erfolgten mit dem Ziel der Übertragbarkeit der Werte auf den HSN-Prozess. Sie sind in Tabelle 5.4 aufgeführt.

Parameter	Wert	Bemerkung
Fließeckenkonstante C	0,01	Kompromisswert zwischen Genauigkeit und Stabilität
Basiselementkantenlänge	0,15 mm	Kompromisswert zwischen Genauigkeit und Stabilität
Inkrementanzahl	0,01 mm Weg/Inkrement	200 Inkremente bei einer Stauchhöhe von 2 mm
Neuvernetzung	bei 40° Winkelverzerrung	Neuvernetzung verursacht eine geringere Stabilität
Konvergenztoleranz	Kraft = 0,05 Verschiebung = 0,005	übernommene Erfahrungswerte /16/ Keine Beeinflussung der Genauigkeit und Stabilität bei geringerer Toleranz
Netzverfeinerung	Level 1	bei Verfeinerung geringere Stabilität, jedoch bessere Abbildung der Kontur

Tabelle 5.4: Ermittelte numerische Parameter aus dem Ringstauchversuch für den HSN-Prozess

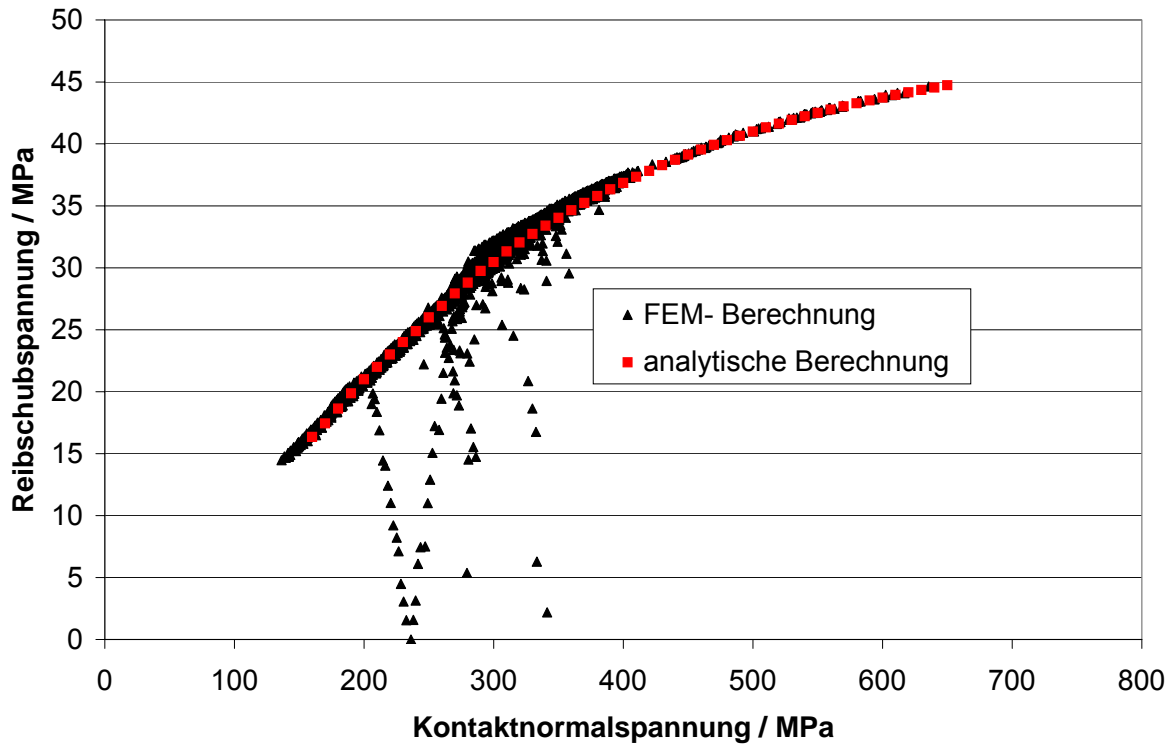


Bild 5.12: Abweichung bei Elementkantenlänge 0,2 mm und Reibwert $m_0 = 0,3$

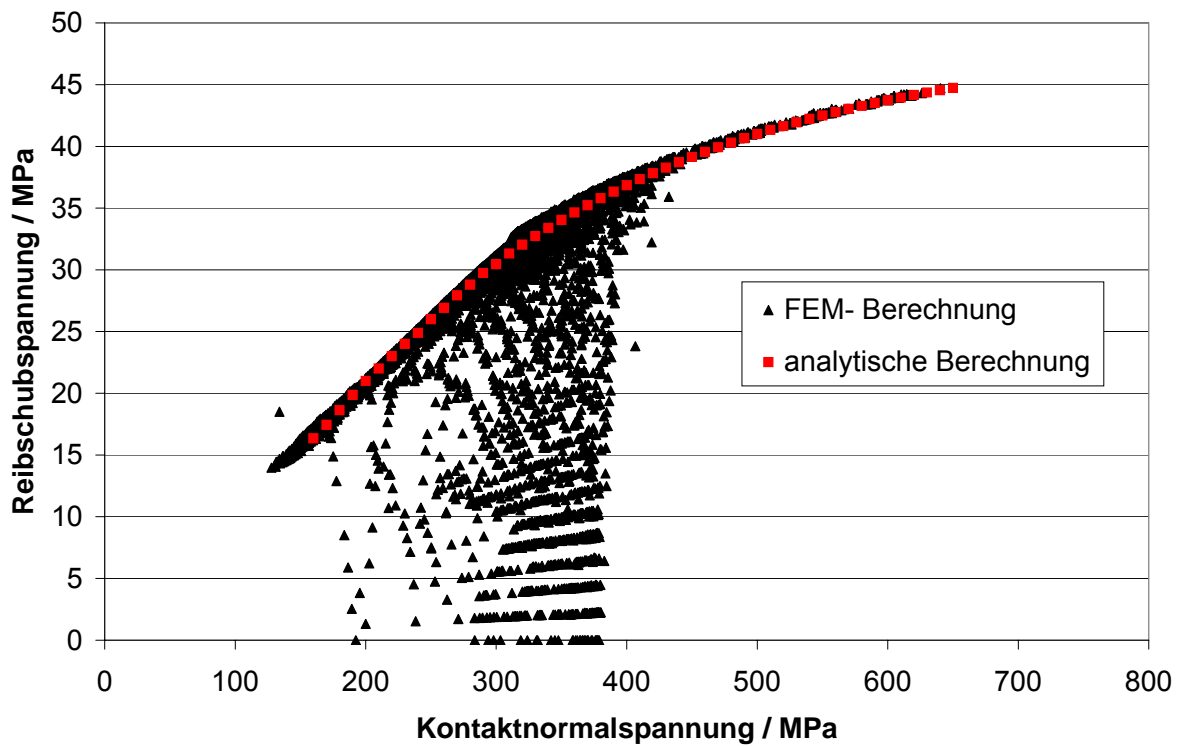


Bild 5.13: Abweichung bei Elementkantenlänge 0,05 mm und Reibwert $m_0 = 0,3$

5.2.3. Beispielauswertung des Reibfaktors ALMAC-Zink

Zur Bestimmung des Reibfaktors zwischen ALMAC-Beschichtung und dem verzinktem Stahl wird im Folgenden die Auswertung für den Umformgrad $\varphi = 0,66$ am Beispiel des Ringes aus dem Werkstoff 16MnCr5 gezeigt. Radial lagen an den Kontaktflächen im Experiment unterschiedliche Reibverhältnisse vor (Reibung im Bereich des Innendurchmessers war verschieden zur Reibung im Bereich des Außendurchmessers). Dies machte eine gemeinsame Auswertung des Innen- und Außenbereichs der Ringprobe unmöglich, eine Auswertung erfolgte deshalb getrennt.

Im Bild 5.14 ist für den Reibfaktor 0,25 eine gute Übereinstimmung der Durchmesser zu erkennen. Der Konturvergleich im Außenbereich zeigt jedoch starke Abweichungen der Fließlinien. Hier scheint der Reibfaktor in der FEM- Simulation zu gering.

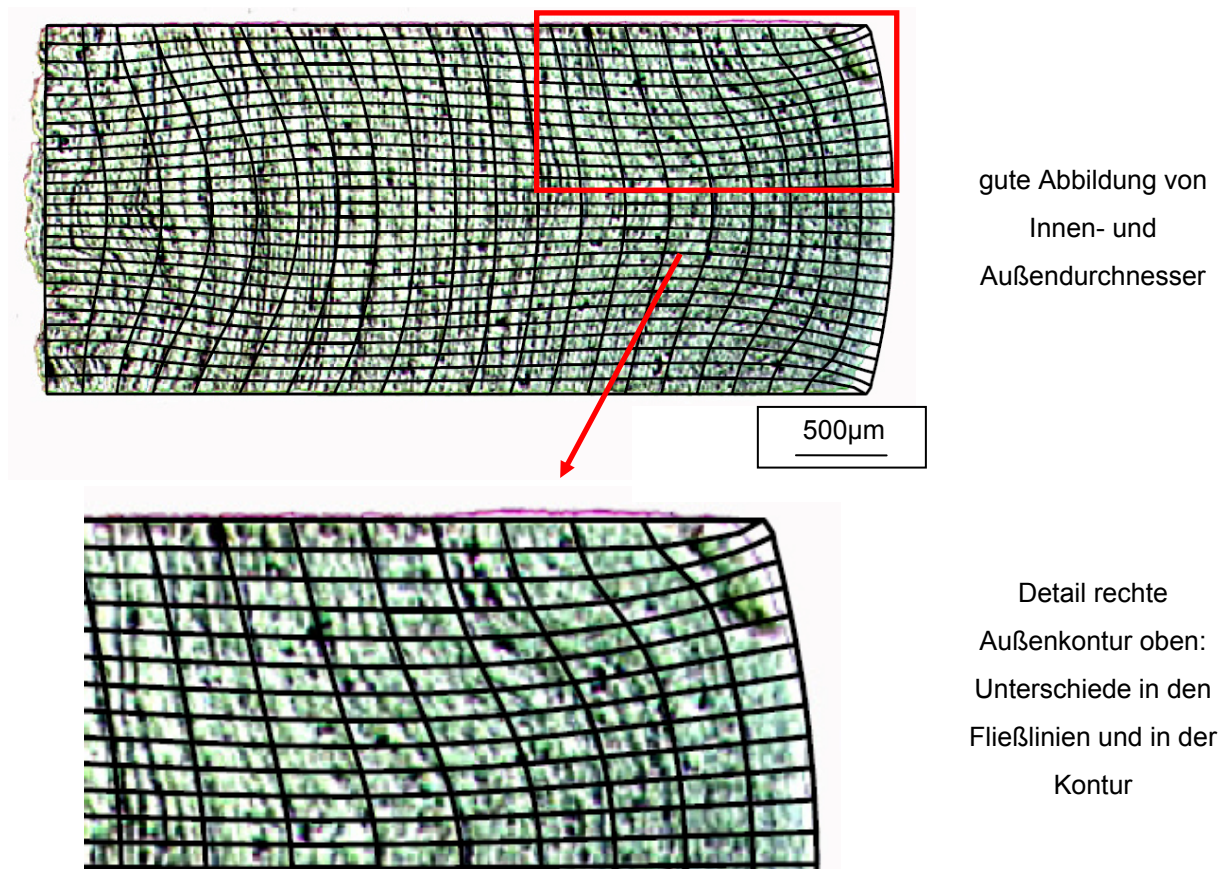


Bild 5.14: Auswertung des Reibfaktors $m_0 = 0,25$ bei dem Umformgrad $\varphi = 0,66$

Wird hingegen der Reibfaktor erhöht, stimmen die Konturformen überein, wie im Bild 5.15 sehr gut zu sehen, die Innen- und Außendurchmesser sind jedoch verschieden. Die Überlagerung in Bild 5.15 konnte nur durch ein Verschieben der errechneten Kontur radial nach außen erfolgen. Durch das manuelle Verschieben der Endkonturen ist jedoch die Volumenkonstanz nicht mehr gewährleistet, das Verschieben

ermöglicht jedoch den Konturvergleich von Experiment und Simulation. Eine gute Übereinstimmung für die Außenkontur und die Fließlinien in diesem Bereich ergibt sich beim Reibfaktor 0,5. Erschwert wird die Auswertung weiterhin durch die schlechte Oberflächengüte der Innenmantelfläche. Die Drehriefen aus dem Herstellungsprozess verursachen eine Faltenbildung.

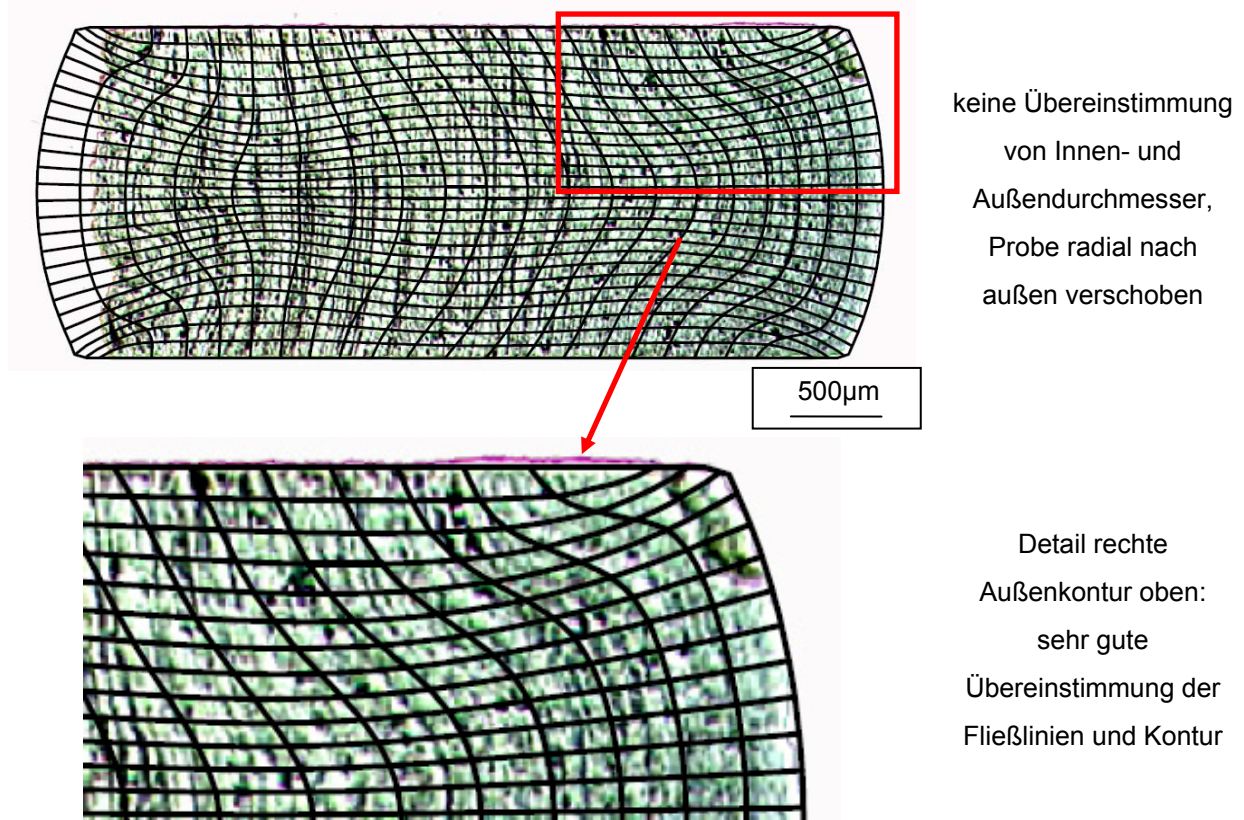


Bild 5.15: Auswertung des Reibfaktors bei dem Umformgrad $\varphi = 0,66$

Wie in Bild 5.16 zu sehen, ist für den Umformgrad $\varphi = 0,86$ eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Schlibbild und FEM-Endkontur für den Reibfaktor $m_0 = 0,3$ erreicht. Hier werden sowohl der Innen- als auch der Außendurchmesser gut abgebildet.

Bei weiterer Stauchung bis zum Umformgrad $\varphi = 1,08$ zeigt wieder der Reibfaktor $m_0 = 0,3$ die beste Übereinstimmung beim Vergleich der Konturen (siehe Bild 5.17). Probleme bei der Auswertung ergeben sich wieder durch die mangelnde Oberflächengüte auf der Mantelinnenseite. Der Reibfaktor scheint auf der Innenseite im Experiment leicht größer als die angenommenen 0,3 zu sein.

Für kleine Umformgrade herrschen auf der Innenseite der Ringstauchproben geringere Reibfaktoren als am Außendurchmesser. Mit zunehmenden Umformgraden stellt sich ein einheitlicher Reibfaktor ein. Das Verschieben der Probe für die Ermittlung der unterschiedlichen Reibfaktoren war deshalb nicht mehr notwendig. Da beim HSN-Prozess nur ein von der Zeit und vom Ort unabhängiger Reibfaktor verwendet werden kann

muss ein gemittelter Wert festgelegt werden. Die Auswertung der ALMAC beschichteten Proben aus 16MnCr5 ergab einen gemittelten Reibfaktor zu den verzinkten Stahlbacken von $m_0 = 0,3$.

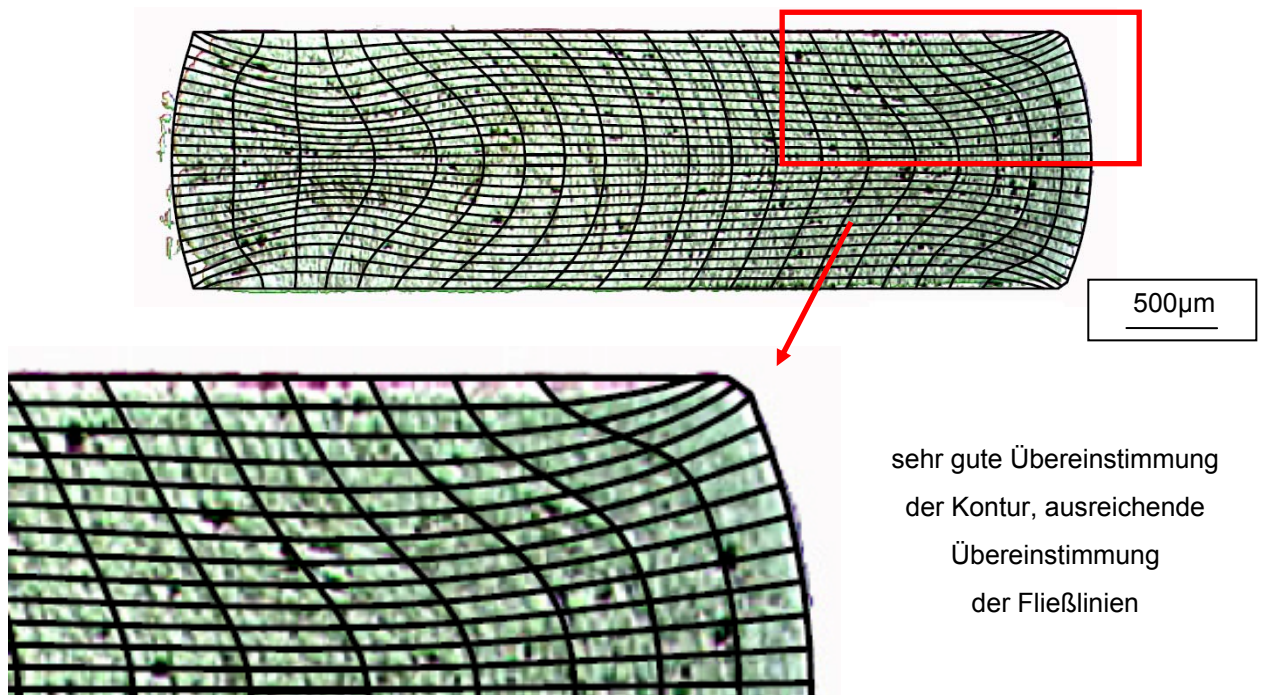


Bild 5.16: Auswertung des Reibfaktors bei dem Umformgrad $\varphi = 0,86$

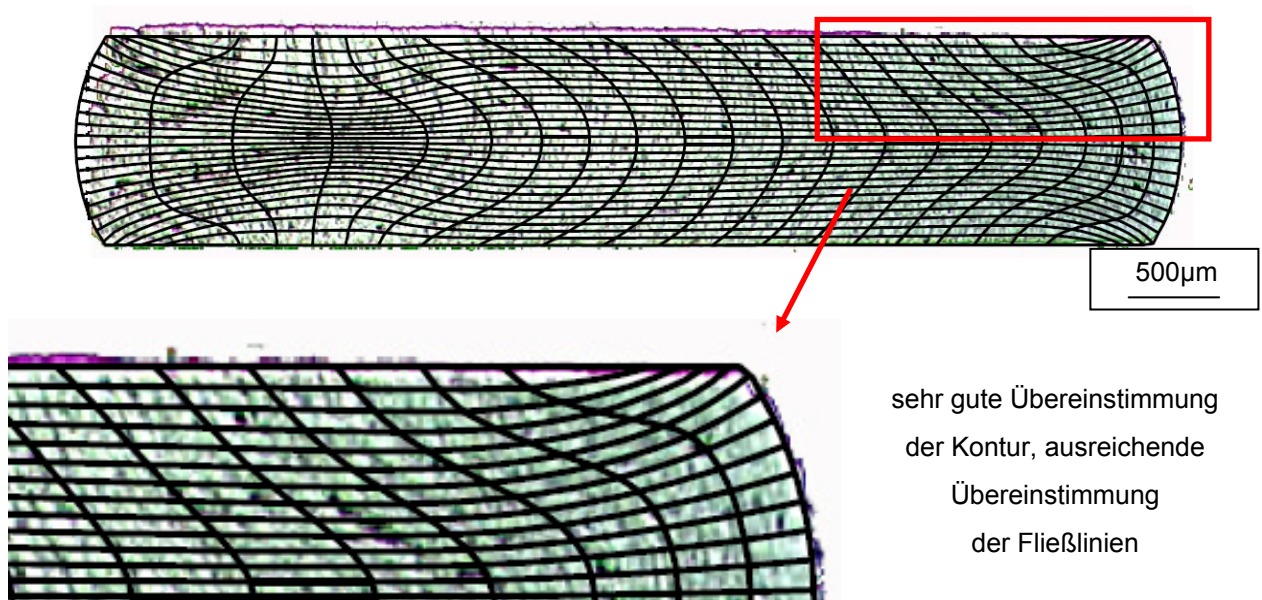


Bild 5.17: Auswertung des Reibfaktors bei dem Umformgrad $\varphi = 1,08$

5.2.4. Ergebnis der Reibwertermittlung

Da alle Proben gleichzeitig mit ALMAC beschichtet wurden und aufgrund der gleichen Größe keine Trennung der Nietringe nach Härte erfolgen konnte, wurden nur die Ringe der Härte 4 beschichtet und bei den Versuchen der Proben Härte 6 ALMAC beschichtete Stauchbacken verwendet. Bei der Auswertung ergaben sich Probleme aufgrund der herstellungsbedingten undefiniert dicken ALMAC-Schicht auf den Stauchbacken. Der Herstellungsprozess ist auf kleine Proben ausgelegt, dies erklärt die schwankenden und zu dicken ALMAC-Schichten auf den Stauchbacken. Die beschichteten Ringproben weisen eine ähnliche homogene Schichtdicke wie die Stanzniete auf. Die zu dicke ALMAC-Beschichtung auf den Backen zeigte sich auch in der Versuchsdurchführung als problematisch. Beim Stauchen der Aluminium-Ringe konnte kein Reibfaktor ermittelt werden, da sich zwischen den Proben und Backen Haften einstellte. Sowohl bei den Nietproben der Härte 4 als auch der Härte 6 kam es zu keiner Relativbewegung und es trat ebenfalls Haften und ein Versagen der Ringproben auf (siehe Bild 7.1 im Anhang). Mit den übrigen Proben gelang die Bestimmung des Reibfaktors. Die Ermittlung erfolgte durch Nachrechnung des Experiments mit Hilfe der FEM-Simulation und Vergleich der errechneten Kontur mit erstellten Schlibbildern der gestauchten Proben. Es lagen an den Kontaktflächen im Experiment unterschiedliche Reibverhältnisse vor, die eine getrennte Auswertung von veränderlichem Innen- und Außendurchmesser notwendig machten. Aus diesem Grund konnten auch die Nomogramme in Bild 5.7 nicht verwendet werden. Es zeigte sich weiterhin, dass der Reibfaktor m_0 bei steigendem Umformgrad geringere Werte annimmt. Da in der Simulation keine veränderlichen Reibfaktoren verwendet werden und über Neumaier die Berücksichtigung der sich veränderten Kontaktfläche stattfindet, wurden gemittelte Reibfaktoren als Ergebnis und Übertrag für die HSN-Simulation verwendet. Die Ergebnisse des ermittelten Reibfaktors für das Reibmodell nach Neumaier befinden sich in Tabelle 5.5. Für das Neumaier-Reibmodell wurde als gemittelter Reibfaktor für ALMAC-Stahl der Wert $m_0 = 0,45$ festgelegt. Dieser Wert ergab sich aus Versuchen mit Ringproben des Werkstoffes 16MnCr5, CuCrZr und St37. Für den Reibfaktor zwischen ALMAC-Zink waren die Reibwerte kleiner und der mittlere Reibfaktor konnte mit $m_0 = 0,3$ ermittelt werden.

Werkstoff	Unbeschichtete Stauchbacken	Verzinkte Stauchbacken
CuCrZr	0,5	0,25
16MnCr5	0,35	0,35
St37	0,45	-
Gemittelter Wert ALMAC	0,45	0,3

Tabelle 5.5: Ermittelte Reibfaktoren nach dem Neumaier-Modell

5.3. Stanzversuch

Die Simulation des Ausstanzens der Bleche erfolgt wie das Halbhohlstanznieten axial-symmetrisch 2D. Stempel, Niederhalter und Matrize sind als starre Kontaktkörper und das Blech als deformierbarer Kontaktkörper modelliert. Das Ausstanzen wurde in folgenden Teilschritten umgesetzt:

1. Einlegen des Bleches (Blech findet Kontakt mit der Matrize).
2. Heranfahren des Niederhalters an das Blech und Aufbringung der Niederhalterkraft.
3. Heranfahren des Stempels an das Blech.
4. Die Umformung mit Durchstanzen des Bleches durch den Stempel (Vorgabe des Weges vom Stempel über oberen und unteren Totpunkt).
5. Wegfahren der Werkzeuge (zuerst Stempel, dann Niederhalter und zuletzt Matrize).

5.3.1. Parameterbestimmung

Das Ausstanzen der Bleche soll mit hohen Umformgraden und geringem Schneidanteil, ähnlich dem Stanznieten erfolgen. Zu diesem Zweck wurde ein an den Kanten leicht abgerundeter Stempel verwendet. Über das Einpressen des Stempels in weiches Aluminium konnte der Kantenradius des Stempels im Schliff des geprägten Aluminiums ermittelt werden. Kleine Änderungen der Stempelgeometrie haben im FEM-Modell signifikante Auswirkungen auf den Kraft-Weg-Verlauf, respektive auf das Ergebnis des prognostizierten Ausbruchs durch Rousselier (siehe FEM-Kurven in Bild 5.18 mit Radiusvarianten von 0,1 mm und 0,25 mm). Neben der Geometrie sind Reibmodell bzw. Reibfaktor und verwendete Fließkurven für das FEM-Modell maßgebend. Das in Kapitel 2.3.2 eingeführte Reibmodell nach Neumaier wird hierfür ebenfalls für den Stanzprozess angewendet. Für den Werkstoff HT700T sind neben dem Einfluss der Stempelgeometrie Variationen der Reibfaktoren in Bild 5.18 dargestellt. Im Ringstauchversuch erfolgte nur eine Kalibrierung des Reibfaktors zwischen Niet (ALMAC-Beschichtung) und Blechen (unbeschichtet und verzinkt), deshalb mussten die Reibfaktoren im Stanzmodell zwischen Stempel und Blechen neu angepasst werden. Die Reibfaktoren zwischen Niederhalter und Blech sowie Matrize und Blech liegen in allen Fällen bei 0,4. Bei der eingestellten Niederhalterkraft (2,75 kN Anfangskraft und Steifigkeit 0,6 kN/mm) kommt es zwischen Blech und Niederhalter nur zu geringen Relativbewegungen, die Reibwertmodellierung hat an dieser Stelle einen entsprechend geringen Einfluss.

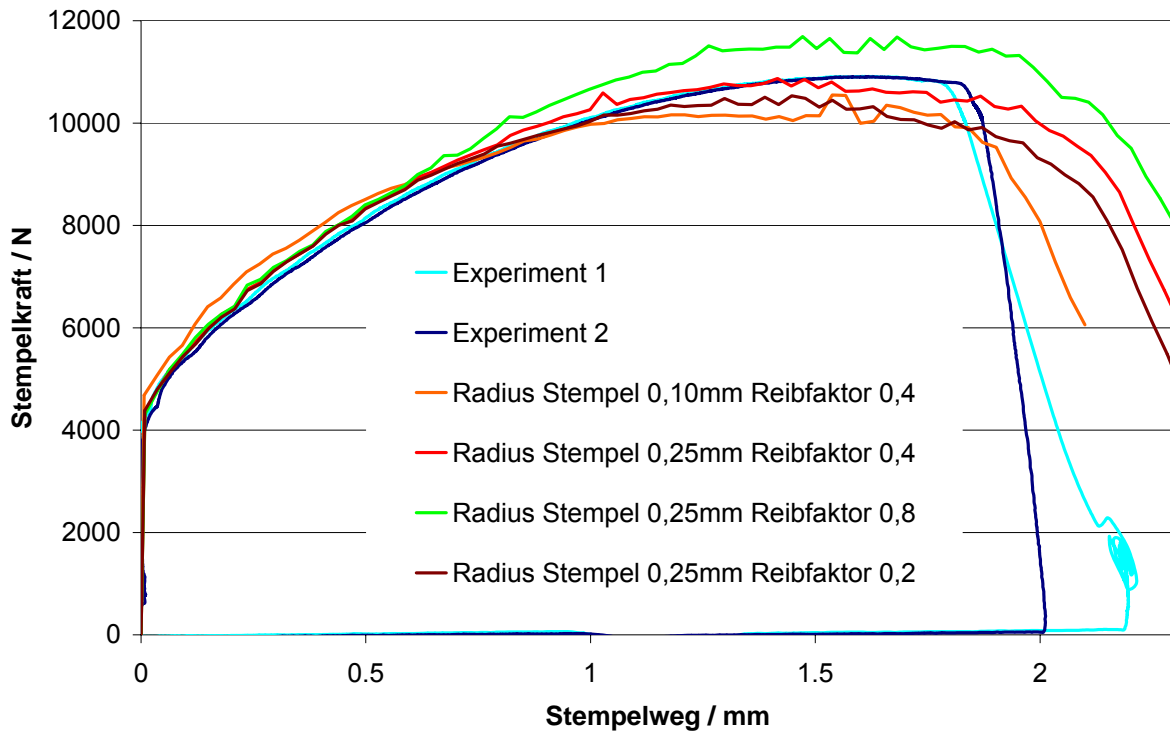


Bild 5.18: Einfluss der Parametervariation beim Ausstanzen von HT700T auf den Stempelkraft-Weg-Verlauf

In Bild 5.19 sind die Stempelkraft-Weg-Verläufe im Vergleich von FEM und Experiment der simulierten Materialien dargestellt. Mit den in Tabelle 5.6 aufgelisteten Reibfaktoren konnte eine sehr gute Übereinstimmung für alle simulierten Werkstoffe erreicht werden.

Reibfaktor m_0 (Neumaier)	AW-5182	H320LA	HT600X	HT700T
Stempel/Blech	0,1	0,4	0,4	0,4
Niederhalter/Blech	0,1	0,4	0,4	0,4
Matrize/Blech	0,1	0,4	0,4	0,4

Tabelle 5.6: Verwendete Reibfaktoren bei der Simulation des Stanzens

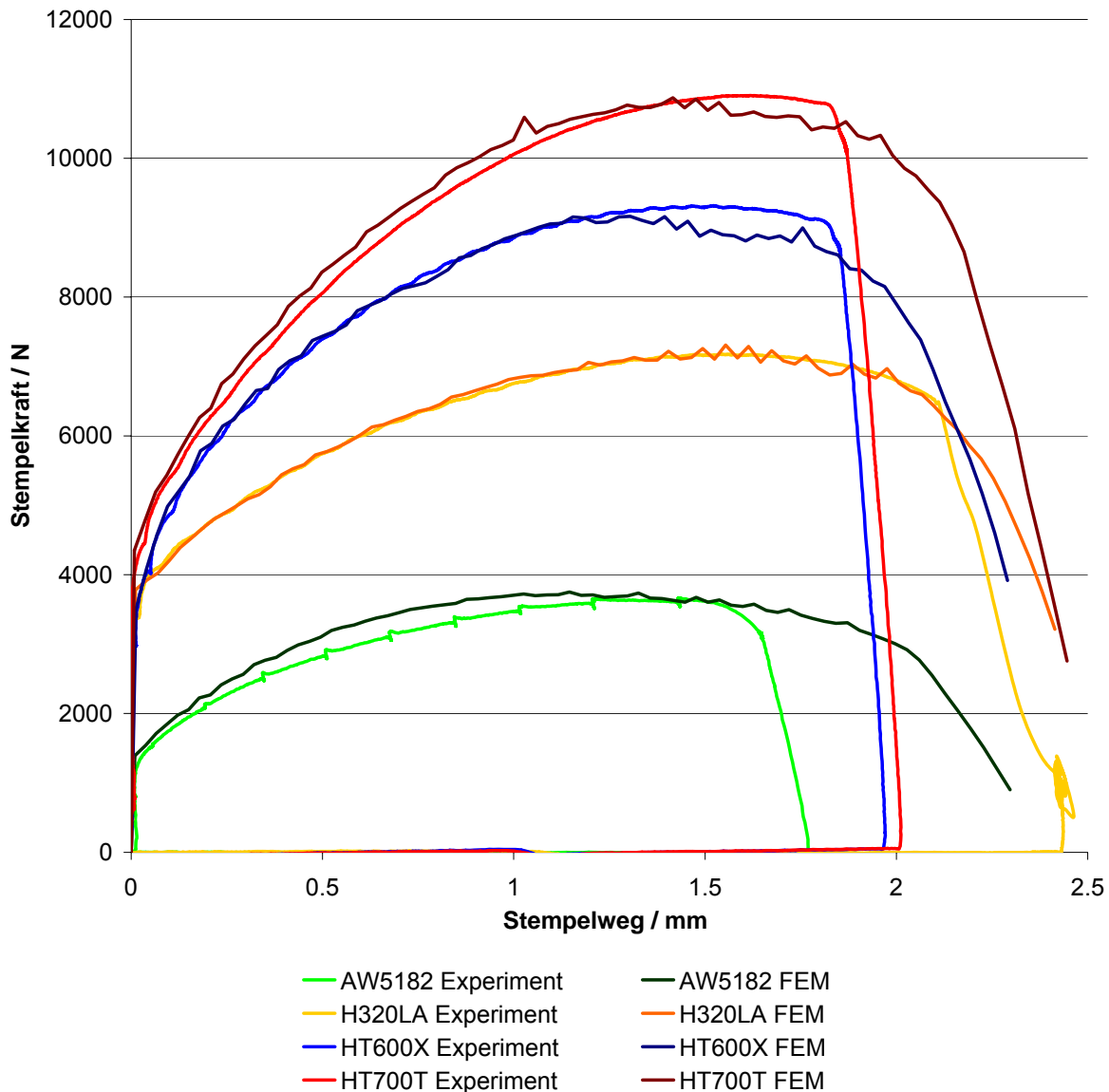


Bild 5.19: Vergleich Experiment Stanzen mit FEM-Simulation

5.3.2. Simulation des Ausstanzens der Bleche mit Rousselier

Anhand des TRIP-Werkstoffes HT700T soll im Folgenden beispielhaft das Ausstanzen betrachtet werden. Die im Zugversuch in Kapitel 5.1 ermittelten Rousselier-Parameter ($f_0 = 3,5E-4$, $\sigma_k = 275$ und $f_0 = 0,05$) wurden auf den Prozess des Ausstanzens der Bleche übertragen. Im Stanzversuch wird mit diesen Parametern ein zu frühes Versagen vorhergesagt (grün dargestellt in Bild 5.20). Daraufhin wurden direkt im Stanzprozess Rousselier-Parameter für die richtige Wiedergabe des Versagens abgestimmt. Hierbei konnte die Vorgabe von Rousselier mit $\sigma_k = \frac{2}{3} * R_{p0,2}$ wiederum nicht eingehalten werden. Diese Vorgabe würde für f_0 sehr geringe Werte ohne Erreichen des richtigen Bruchbeginns ergeben. Die Abstimmung erfolgte daher mit dem Erfahrungswert von

$\sigma_k = 415 \text{ MPa}$ für Stahlwerkstoffe /48/. In Bild 5.20 ist der neue Verlauf durch die rote Kurve abgebildet.

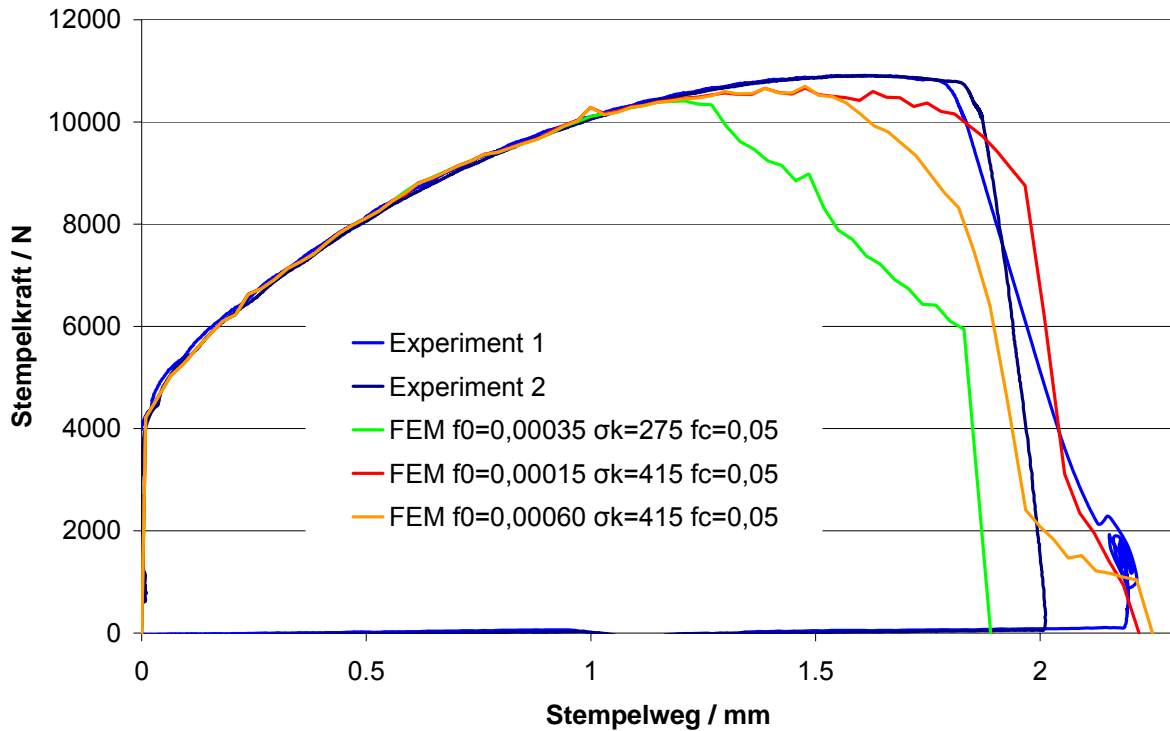
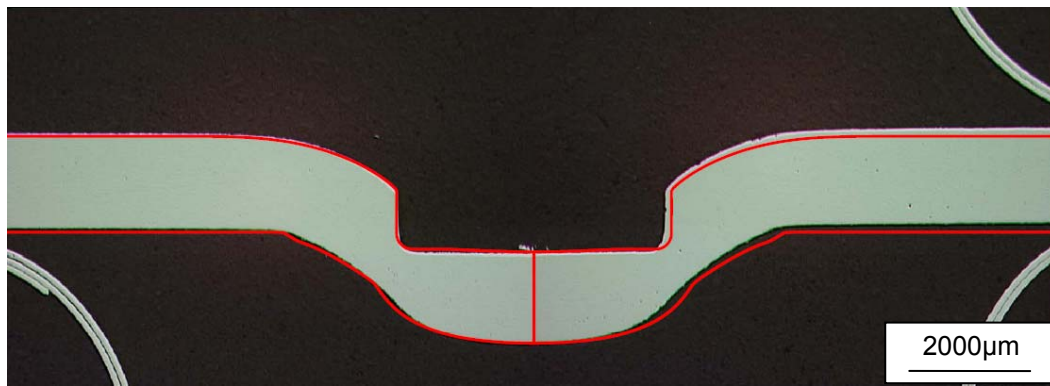


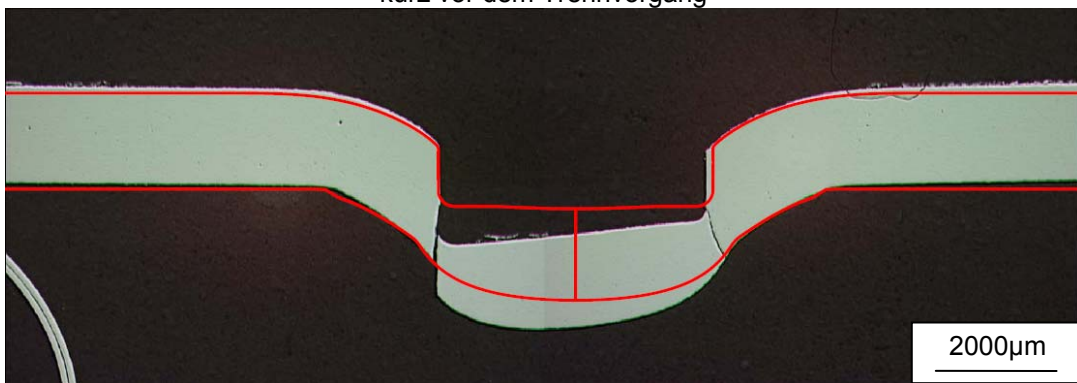
Bild 5.20: Vergleich Ausstanzen Blech FEM – Experiment Kraft-Weg-Verläufe bei verschiedenen Rousselier-Parametern des Werkstoffes HT700T

In Bild 5.21 ist die berechnete Kontur zum Zeitpunkt des erstmaligen Erreichens des kritischen Hohlraumvolumens über die Schlibilder der Proben aus dem Experiment, kurz vor und nach dem Trennen, gelegt. Der Bruch beim Ausstanzen erfolgt im Realfall schlagartig. Ein Schliff mit Anriss konnte nicht erzeugt werden. Die Untersuchungen in Kapitel 4.2 weisen auf ein Versagen auf der dem Niet gegenüberliegenden Seite hin. Überträgt man diese Erkenntnis auf das Ausstanzen, bedeutet dies eine Rissinitiierung auf Matrizenseite (Blechunterseite). Die FEM-Simulation prognostiziert ebenfalls eine Bruchinitiierung über das Erreichen von f_c an der Blechunterseite (siehe Bild 5.22). In der ausgestanzten Probe konnten im REM auf der Blechunterseite vermehrte Zugspannungen senkrecht zur Bruchoberfläche anhand der Orientierung der Waben nachgewiesen werden (siehe Kapitel 4.2.1). Diese Erkenntnis stimmt mit der Rissprognose von Rousselier an der Blechunterseite überein. Das Versagen unter Druck wird durch Rousselier nicht richtig wiedergegeben. Veranschaulicht wird dies für den bekannten Versagensfall der Stauchproben des Nietgrundmaterials unter der Druck-/ Schubbelastung. Die Proben versagten im Experiment des Stauchversuchs bereits ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,6$, bei $\varphi = 1,02$ zeigen sie über den gesamten Umfang verteilt Risse in Schubrichtung (siehe Bild 2.10). Der Stauchversuch wurde mit der FEA und

Rousselier nachgerechnet (Rousselier-Parameter aus Tabelle 5.1 für BS3111). Das Ergebnis ist für den Umformgrad $\varphi = 1,02$ in Bild 5.23 dargestellt.



kurz vor dem Trennvorgang



kurz nach dem Trennvorgang

Bild 5.21: Vergleich der FEM-Endkontur mit dem Experiment beim Ausstanzen des Bleches aus HT700T

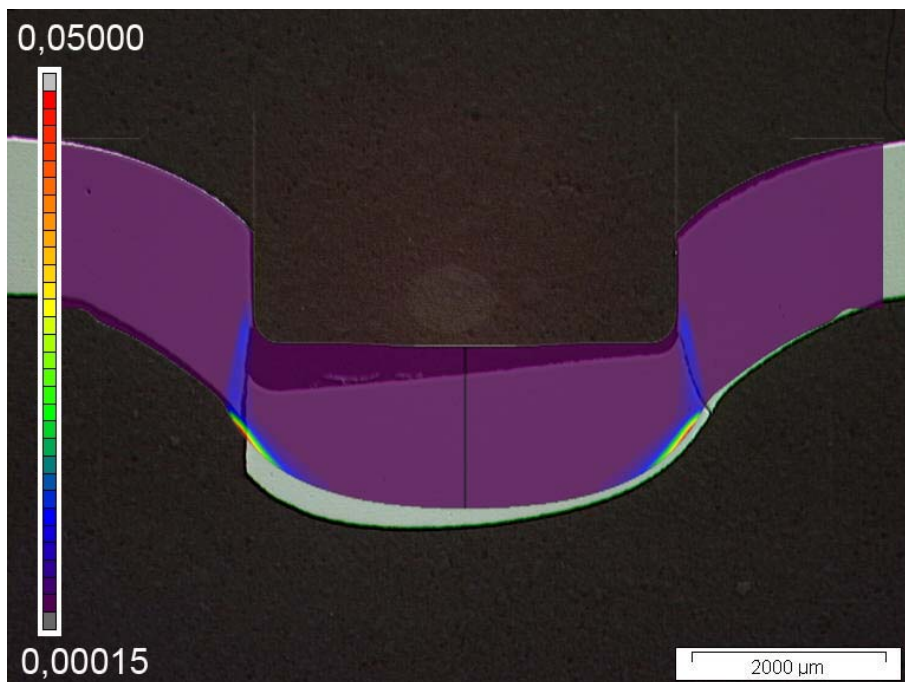


Bild 5.22: Vorhersage Rissstartpunkt und -richtung durch Rousselier

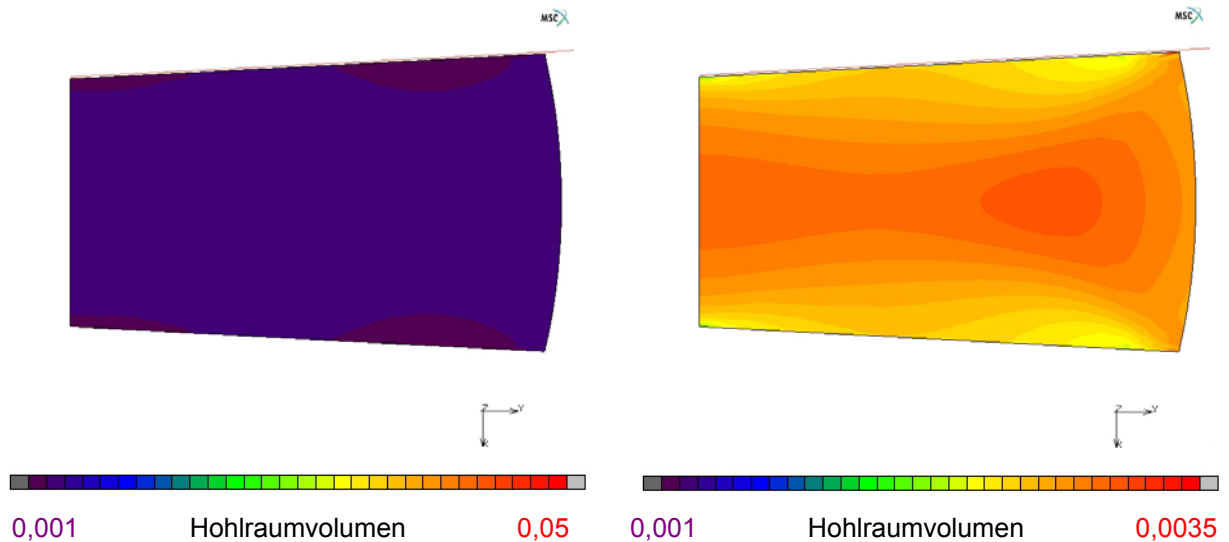


Bild 5.23: FEM-Berechnung des Stauchversuchs vom Nietgrundmaterial BS3111 Umformgrad $\varphi = 1,02$

Das Versagen hätte bereits bei $\varphi = 0,6$ eintreten müssen, doch wie links im Bild zu sehen, ist das kritische Hohlraumvolumen selbst für $\varphi = 1,02$ noch nicht erreicht worden. Bei veränderter Skalierung ist im Bild rechts das maximale Hohlraumvolumen von $f = 0,0035$ abgebildet. Eine Prognose im Druckbereich des Stempels beim Stanzen oder Halbhohlstanznieten hätte entsprechend auch nicht erwartet werden können.

Rousselier gibt nach erneuter Anpassung der Parameter auf den Stanzprozess den Versagenszeitpunkt und Ort richtig wieder. Bleibt zu prüfen, ob Rousselier die richtige Rissrichtung wiedergibt. Hierfür wurde das erzeugte Konturbild des Hohlraumvolumens über den Schliff mit Riss in Bild 5.22 gelegt. Das Hohlraumvolumen wächst in gleicher Richtung entsprechend dem Riss im Schliff der Probe.

Im nächsten Schritt sollen die Parameter auf den Halbhohlstanznietprozess übertragen werden und die Allgemeingültigkeit der Vorhersage für die beiden Versagensfälle des Ausstanzens des stempelseitigen und matrizenseitigen Bleches nachgewiesen werden.

Die im Stanzprozess abgestimmten Rousselier-Parameter für alle simulierten Werkstoffe und die dazugehörigen Kraft-Weg-Verläufe befinden sich im Anhang in Bild 7.2.

5.4. Halbhohlstanznieten

Die Simulation des Halbhohlstanznietens erfolgt axialsymmetrisch 2D. Stempel, Niederhalter und Matrize sind als starre Kontaktkörper modelliert. Der Niet und die Bleche sind deformierbare Kontaktkörper. In Bild 5.24 ist das Ausgangsmodell mit möglichen Kontaktflächen dargestellt. Der Niet muss während des gesamten Umformprozesses nicht neuvernetzt werden, er wird maximal bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,6$ deformiert. Die Verzerrung der Elemente bleibt mit Werten unter 40% im tolerierten Bereich. Die Neuvernetzung der Bleche ist zwingend erforderlich. Eine Vernetzung mit Verfeinerung der Elemente findet im Kontaktbereich zwischen Niet und Blechen, den Blechen untereinander und zwischen den Blechen und der Matrize statt. Der Nietprozess wird in die folgenden Stufen unterteilt:

1. Einlegen der Bleche (Bleche finden Kontakt mit der Matrize).
2. Heranfahren des Niederhalters an Bleche und Aufbringung der Niederhalterkraft.
3. Hinzuführen des Nietes (Niet wird durch Stempel an Bleche bis Kontakt herangefahren).
4. Die Umformung mit Durchstanzen und Hinterschnittbildung durch den Niet in den Blechen (Vorgabe des Weges vom Stempel über oberen und unteren Totpunkt).
5. Wegfahren der Werkzeuge (zuerst Stempel, dann Niederhalter und zuletzt Matrize).

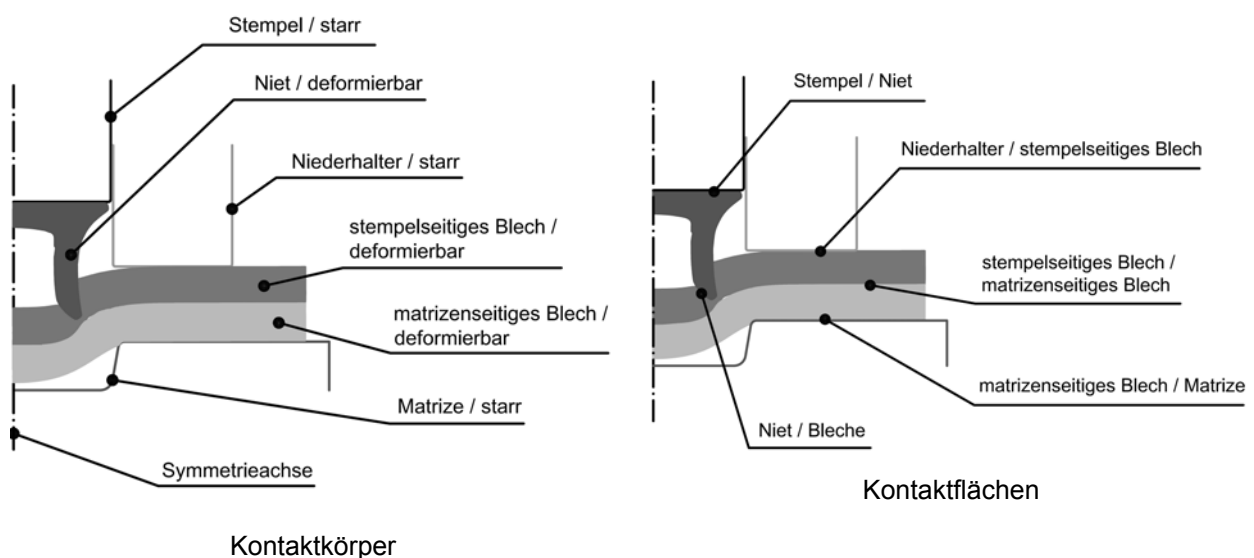


Bild 5.24: Aufbau Simulationsmodell Halbhohlstanznieten

5.4.1. Parameterbestimmung

Sowohl die Materialkennwerte (Kapitel 3) als auch die ermittelten Reibwerte und numerischen Parametern aus dem Ringstauchversuch (siehe Tabelle 5.5 und Tabelle 5.4) wurden auf den Halbhohlstanznietprozess übertragen.

In Bild 5.25 sind Berechnungsanalysen des HSN-Prozesse mit dem Schubmodell und den Reibmodelle nach Coulomb sowie Neumaier dargestellt. Für das Modell nach Neumaier konnten die im Ringstauchversuch ermittelten Reibfaktoren auf den HSN-Prozess mit gutem Resultat übertragen werden. Im Schubmodell sind bei gleichen Werten wie im Ringstauchversuch leichte Abweichungen zu erkennen. Das Coulomb-Modell zeigte bei dem im Ringstauchversuch ermittelten Reibwert von 0,1 nur eine ungenügende Übereinstimmung mit dem Experiment. Erst nach Erhöhung auf den Wert 0,2 kam es zu dem in Bild 5.25 dargestellten Konturverlauf. Die Allgemeingültigkeit ist deshalb für Coulomb nicht gegeben. Im Hinblick auf Flexibilität und sich ändernden Bedingungen, ist das Neumaiermodell am besten geeignet und wird deshalb für die zukünftigen Berechnungen verwendet.

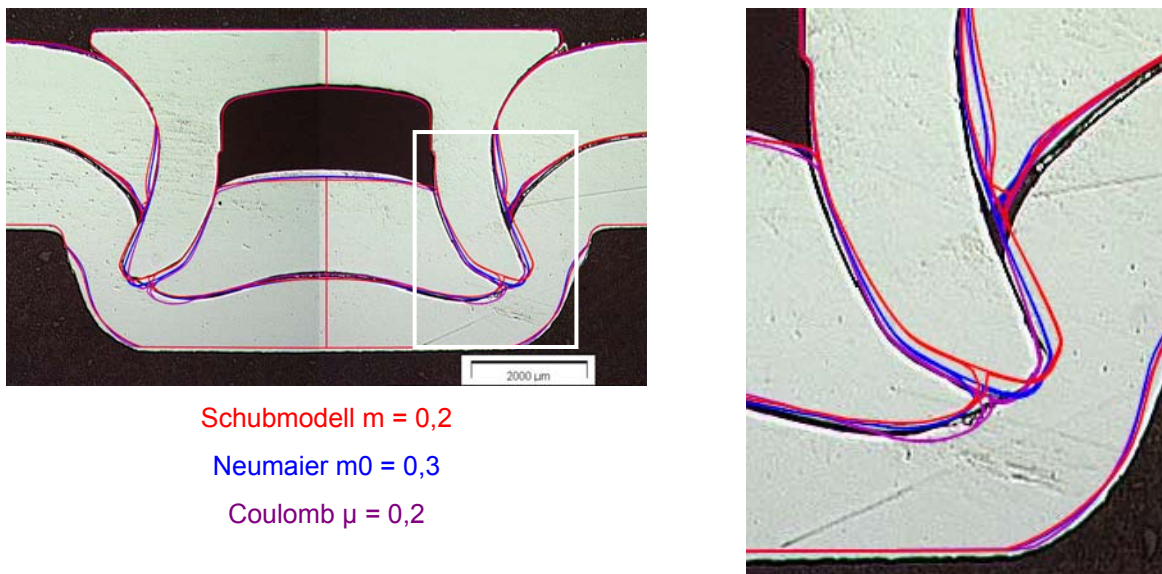


Bild 5.25: Vergleich der verschiedenen Reibmodelle beim HSN-Prozess

Für die untersuchten Blechwerkstoffe AW-5182, H320LA, HT600X und HT700T sind die errechneten Endkonturen bei artgleicher Fügung mit den entsprechenden Schlißbildern in Bild 5.26 vergleichend dargestellt. Die Übereinstimmung der Ergebnisse des unteren Bleches ist nicht gut. Ein Grund hierfür ist die verwendete Kegelmatrix. Um eine ausreichende Restbodenstärke des matritzenseitigen Bleches unter der Kegelmatrix zu erlangen, wurden die durch den Herstellungsprozess bedingten Drehriefen im Kegel nicht durch Schleifen eingeebnet. Daraus ergibt sich gewissermaßen ein Haften des Blechwerkstoffes an der Matrix. Dies ist deutlich am Abdruck der Kegelmatrix im

matrizenseitigen Blech, Bild 5.27, einer H320LA-Fügeverbindung zu sehen. Die notwendige Haftbedingung verursacht in der Simulation Probleme in den Randbereichen von bereits anliegenden Elementen. Die noch freien Elemente in der Nachbarschaft erfahren von Inkrement zu Inkrement zu große Verzerrungen mit unrealistischen resultierenden Spannungsgrößen.

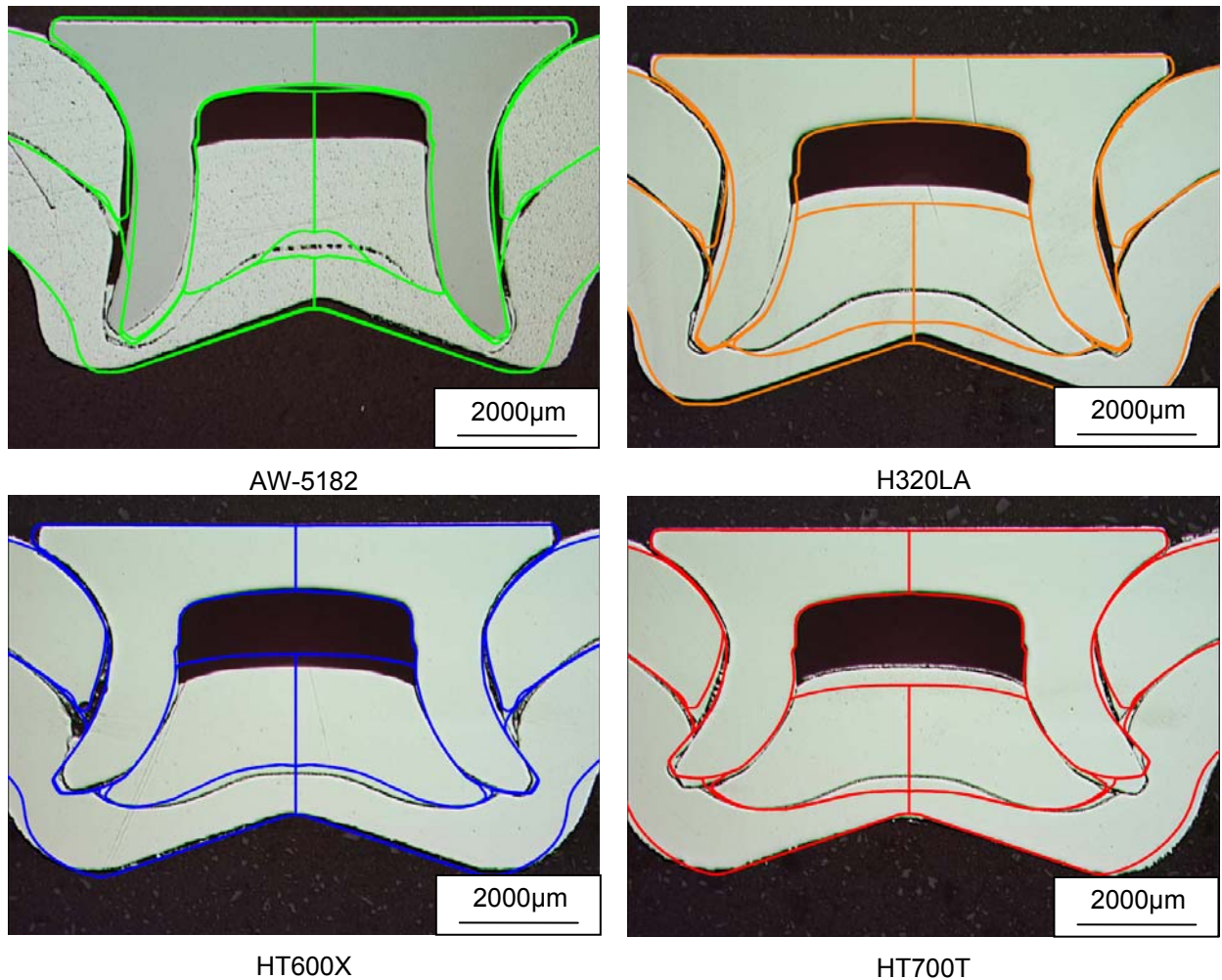


Bild 5.26: Konturendvergleich FEM – Experiment artgleicher HSN-Verbindungen

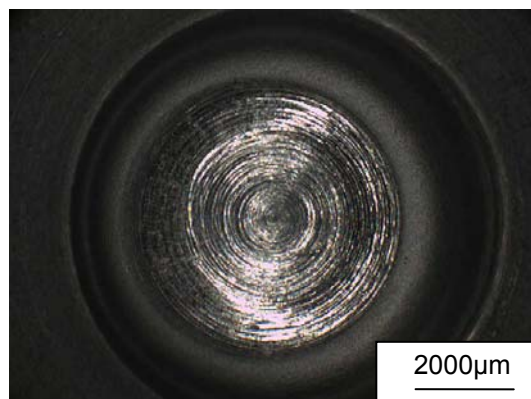


Bild 5.27: Eingeprägte Drehspuren eines matrizenseitigen Bleches nach der Fügung

Alle Fügekraft-Weg-Verläufe weisen im Vergleich von Experiment und FEM, wie im Beispiel des TRIP-Werkstoffs in Bild 5.28 zu sehen, eine leichte Unterschätzung durch die FEM-Simulation des gesamten Verlaufes auf. Als mögliche Gründe werden die bereits erläuterten Annahmen in der Abbildung der Reibung vermutet. Die Fügekraft-Weg-Verläufe zu den weiteren gezeigten Verbindungen in Bild 5.26 mit Kegelmatrix befinden sich im Anhang (Bild 7.3 bis Bild 7.5).

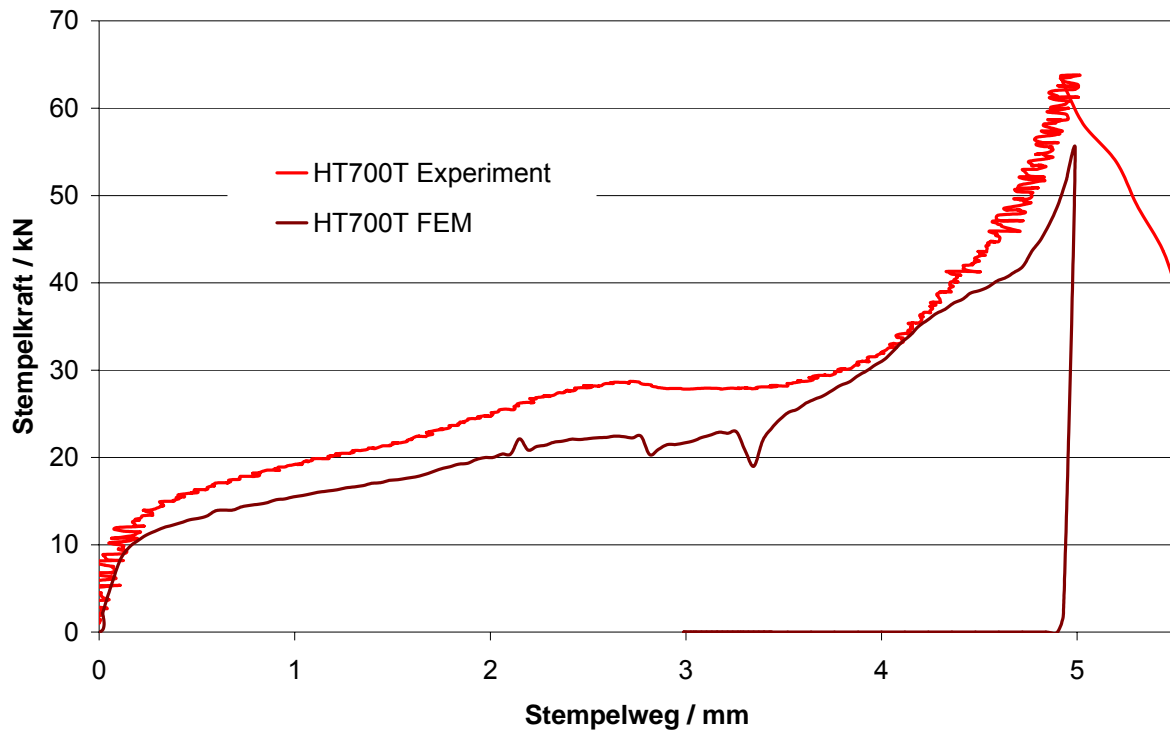


Bild 5.28: Kraft-Weg-Verlauf HSN, HT700T artgleich mit einer Kegelmatrix gefügt

Die Untersuchungen zur Vorhersage des Versagens mit Hilfe der FEM-Simulation sollen am Beispiel des TRIP-Werkstoffes erfolgen. Im Vergleich zu den anderen Werkstoffen bricht er schneller matrizenständig und allgemein früher aus. Die so entstehenden Brüche eignen sich besser für die Simulation des Risses und Analyse der Rissrichtung. Da die Kegelmatrix Probleme in der Simulation mit der korrekten Abbildung des Haftens am Kegel verursacht und es nicht bei allen Materialien zu einem Ausstanzen des matrizenständigen Bleches kommt, wird für die Referenzfübung eine Flachmatrix verwendet. Die Reibfaktoren bei der Flachmatrix spielen eine nicht so große Rolle wie bei der Kegelmatrix. Das matrizenständige Blech zeigt nur geringe Relativbewegungen gegenüber der Matrix. Nach Aufsetzen auf den Matrizenboden „rollt“ sich das Blech am Boden ab. Bei artgleicher Verbindung bricht das matrizenständige Blech mit der Flachmatrix $8 \times 2 \cdot 10^\circ$ (Durchmesser 8 mm bei einer Tiefe von 2 mm und einem Flankenwinkel von 10°) noch vor dem Erreichen der Endlage aus (siehe Bild 5.29). Die

Übereinstimmung von FEM-Kontur und Experiment ist für die Verbindung mit Flachmatrize sehr gut. Auch im Fügekraft-Weg-Verlauf in Bild 5.30 zeigt diese Verbindung eine wesentlich bessere Übereinstimmung als der Verlauf der Verbindung mit der Kegelmatrize in Bild 5.28.

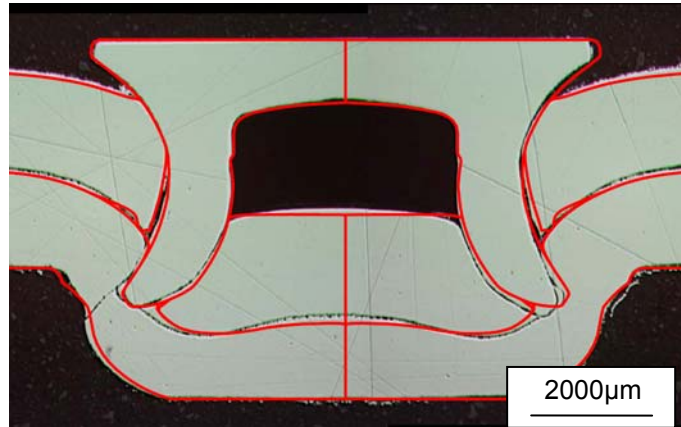


Bild 5.29: Konturendergleich HSN HT700T, artgleich mit einer Flachmatrize gefügt

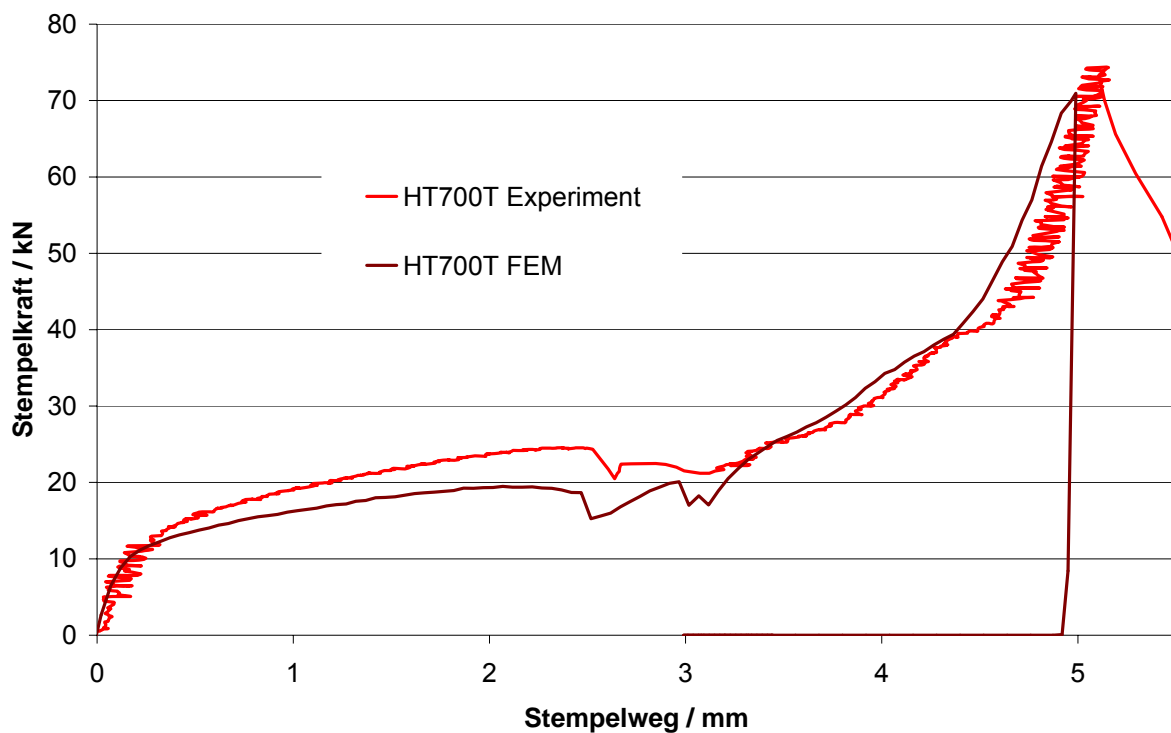
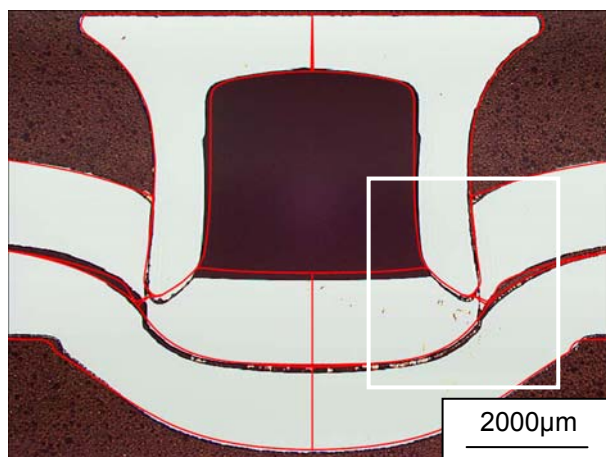


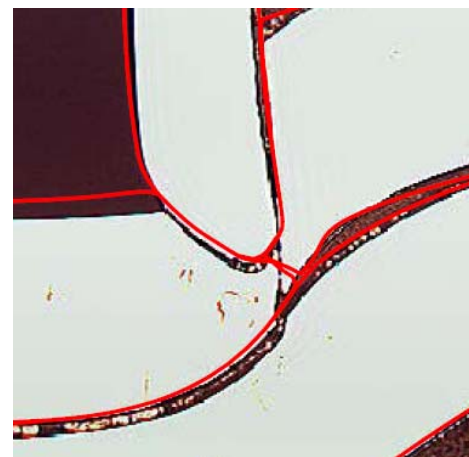
Bild 5.30: Kraft-Weg-Verlauf HSN HT700T, artgleich mit einer Flachmatrize gefügt

5.4.2. Geometrisches Trennen

Das geometrische Kriterium der minimalen Restbodenstärke zeigte für weiche Stähle gute Ergebnisse bei der korrekten Wiedergabe des Versagens des stempelseitigen Bleches /18/. Bei diesem Kriterium wird bei Erreichen einer vorgegebenen Restbodenstärke das betreffende Blech in Richtung des kleinsten Abstandes getrennt. Der Ver-netzer erzeugt dabei aus dem einen Blech zwei Kontaktkörper. Bei Anwendung des Kriteriums auf die in dieser Arbeit verwendeten höherfesten Stähle zeigen sich deutlich die Nachteile. Die Trennung dieser Stähle erfolgt zu einem früheren Zeitpunkt als bei den weichen Blechen aus /18/. Der kürzeste Abstand entspricht dann nicht der Richtung der Materialtrennung des Experiments (siehe Bild 5.31). Der ermittelte kritische Wert für das Trennen des stempelseitigen Bleches trennt bei Übertragung auf das matrizeitige Blech den Kontaktkörper deutlich zu spät. Das Kriterium erfüllt damit die Allgemeingültigkeit nicht.



Vergleich Experiment – Kontur Rechnung
zum Zeitpunkt des geometrischen Trennens



Detail Trennen oberes Bleche bei zwei verschie-
denen Restbodenstärken

Bild 5.31: Anwendung geometrisches Trennen am Beispiel einer artgleichen Fügung des
hochfesten Bleches HT800T

Das Kriterium bietet jedoch den großen Vorteil, dass beim Trennen ein gerader Trennschnitt (siehe Bild 5.31 rechts) erzeugt wird. Nach dem Trennen soll der Prozess bis zur Nietendlage mit Hinterschnitt im unteren Blech und dem Wegfahren der Werkzeuge simuliert werden. Mit dem geraden Schnitt keine Probleme aufgrund sich verhakenden und stark verzerrten Elementen auf (siehe Kapitel 5.5. Bild 5.42). Es kann mit dem Trennen nach der minimalen Restbodenstärke eine numerisch stabile Rechnung bis zum Ende des Nietprozesses durchgeführt werden. Um weiterhin einen Konturvergleich der gefügten Verbindung in Endlage erstellen zu können, wurde dieses Kriterium für

das Trennen des oberen Bleches in den folgenden Rechnungen angewendet. In Kapitel 5.5 wird ein alternatives Kriterium für die Trennung untersucht.

5.4.3. Makromechanische Bruchkriterien

Die Umsetzung der integralen makromechanischen Bruchkriterien erfolgt in seiner einfachsten Form der Aufaddierung durch eine summierende Mittelwertformel [52]. Die verwendeten Werte eines Knotens werden vor dem Inkrement gespeichert und mit dem berechneten Wert nach dem Berechnungsschritt aufaddiert. Aus diesem Term wird dann der mittlere Wert gebildet. Die Integration über den Umformgrad erfolgt durch die Addition aller, in das jeweils verwendete Kriterium eingesetzter und gemittelter Werte, multipliziert mit dem jeweiligen Delta des Umformgrades.

Versagen des Nietes

Wie in Kapitel 4.1 nachgewiesen, muss für den Niet nur das Versagen durch Aufreißen in Fügerichtung als Prozessversagen vorhergesagt werden. Die kritischen Stellen im Nietfuß werden durch Cockcroft&Latham, Rice&Tracey und Ayada&Higashino vorhergesagt, siehe Bild 5.32 und Bild 5.33. Als einziges Kriterium zeigt das der Schubspannungen im Schaftbereich ein Band erhöhter Werte an. Das Konturbild der maximalen Schubspannungen zeigt eine Momentanaufnahme im letzten Belastungsschritt der Umformung durch den Niet. Die Festlegung der kritischen Werte für das Nietversagen muss im Versagensfall des Fügens sehr weicher Werkstoffe festgelegt werden. Die aufgeführten Beispiele zeigen nur das allgemeine Ansprechen der Kriterien auf den kritischen Bereich im Nietfuß.

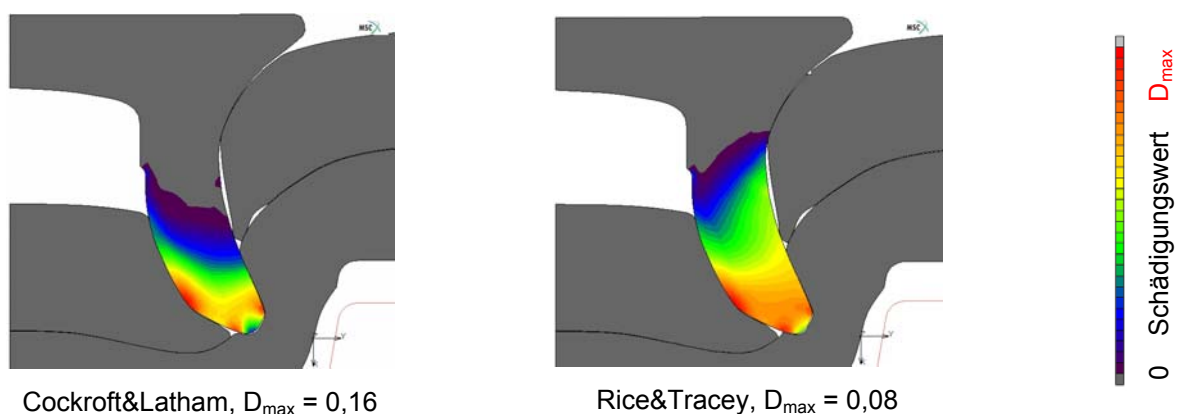


Bild 5.32: Wiedergabe Nietversagen durch makromechanische Bruchkriterien 1

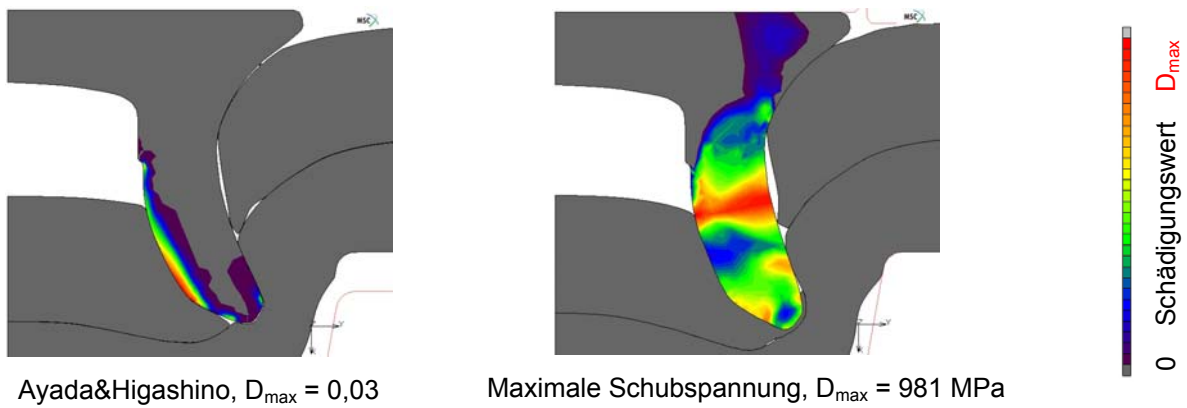


Bild 5.33: Wiedergabe Nietversagen durch makromechanische Bruchkriterien 2

Versagen der Bleche

Gut wiedergegeben wird das Ausstanzen des oberen Bleches von den Kriterien Cockroft&Latham, Rice&Tracey und Ayada&Higashino. (siehe obere Bilderreihe in Bild 5.34). Eine richtige Vorhersage erfolgt bezüglich des Ortes und der Richtung. Der Zeitpunkt der entstehenden Schädigung muss über die Festlegung eines kritischen Wertes durch den Anwender erfolgen. Hier ergeben sich die Nachteile der makromechanischen Bruchkriterien. In Bild 5.34 mittlere Bildreihe, wird die Prognose des Ausstanzens des unteren Bleches bei gleicher Materialkombination untersucht. Alle Kriterien sagen (bei Übernahme des kritischen Wertes vom Ausstanzen des oberen Bleches) kein Versagen des matrizenseitigen Bleches vorher. Es besteht demnach keine Übertragbarkeit. Wird der Werkstoff HT700T in der hybriden Verbindung AW5182 – HT700T untersucht (untere Bildreihe in Bild 5.34), so ergeben sich nur für Ayada&Higshino für die Prognose des Ausstanzens des matrizenseitigen Bleches eine Übereinstimmung bezüglich der Vorhersage von Versagensort und –zeitpunkt. Eine Versagensrichtung wird hingegen nicht so eindeutig dargestellt wie bei den anderen Kriterien. Bei Rice&Tracey liegt der kritische Wert beim Mischverbund nahe dem des auszustanzenden oberen Bleches. Die Rissrichtung wird sehr deutlich abgebildet. Bei Cockroft&Latham unterscheiden sich die Werte des oberen und unteren Bleches im artgleichen, als auch artverschiedenen Verbund deutlich. Obwohl der Ort eines kritischen Bereichs mit korrekter Wiedergabe der Schädigungsrichtung dargestellt wird. Das Kriterium der maximalen Schubspannung eignete sich nicht für die Prognose des Versagens der Bleche und wurde deshalb hier nicht mehr weiter betrachtet. Aufgrund der Problematik der Vorhersage des Versagenszeitpunktes kann bei diesen Kriterien keine Allgemeingültigkeit geltend gemacht werden. Ähnliche Erkenntnisse wurden in /3/ und /23/ wiedergegeben. Durch diesen Nachteil und dem Fehlen einer Abbildung der Materialentfestigung wird für diese Arbeit das mikromechanisch begründete Materialmodell nach Rousselier /2/ für die Abbildung der Versagensfälle untersucht.

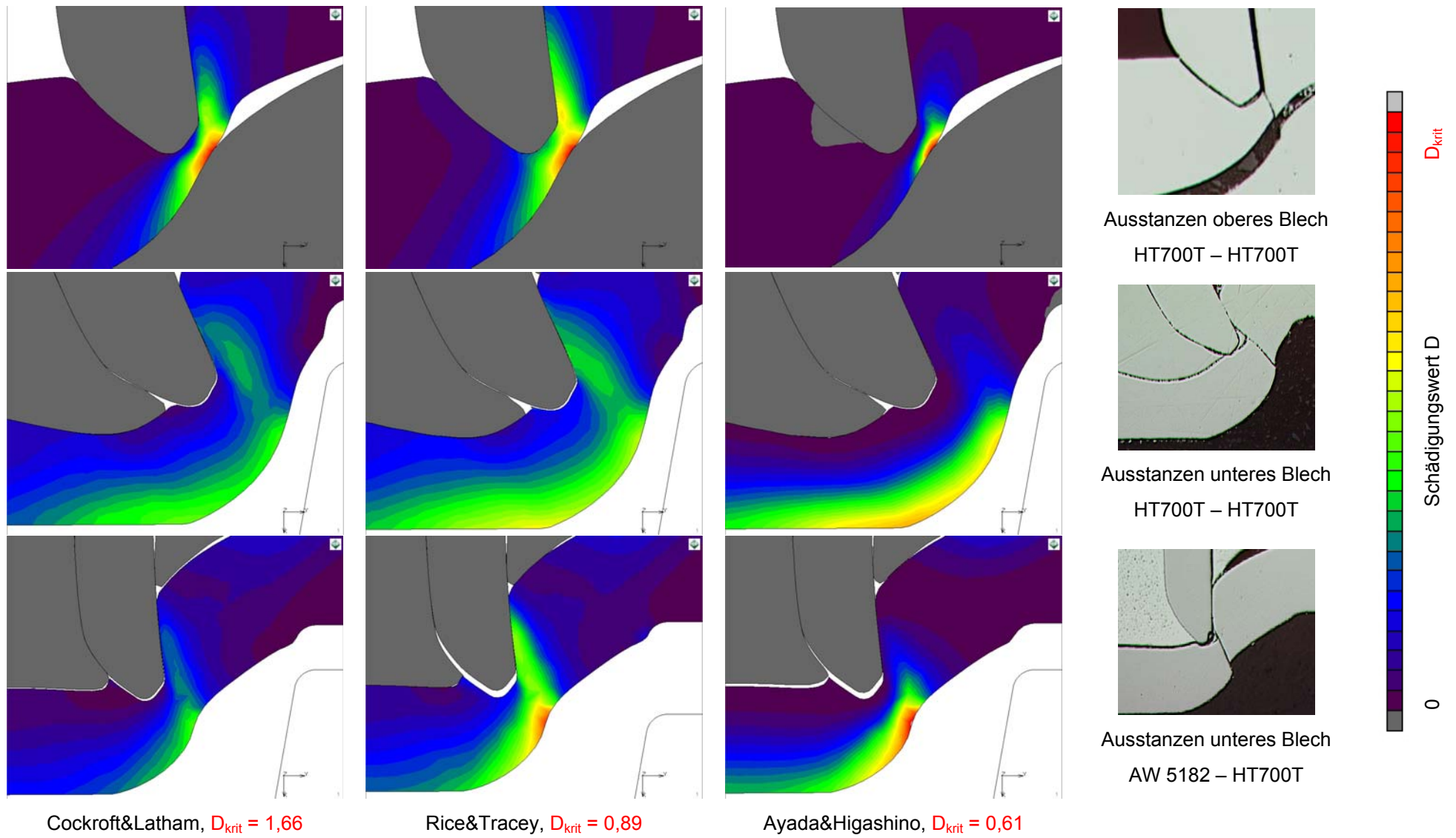


Bild 5.34: Wiedergabe des Blechversagens mit makromechanischen Bruchkriterien

5.4.4. Materialmodell nach Rousselier



Bild 5.35: Aufgerissener Niet in Fugerichtung

Versagen des Nietes

Wird der Versagensfall des Nietes beim Fügen von sehr dickem Aluminium und damit weitem Aufspreizen des Nietfußes nachgestellt (siehe Bild 5.35), zeigt die Simulation eine Erhöhung des Hohlraumvolumens (siehe Bild 5.36 links) im Stanznietfuß. Der erforderliche kritische Wert zur Veranlassung des Bruches wird, trotz extremer Provokation (siehe Bild 5.36 rechts), nicht erreicht.

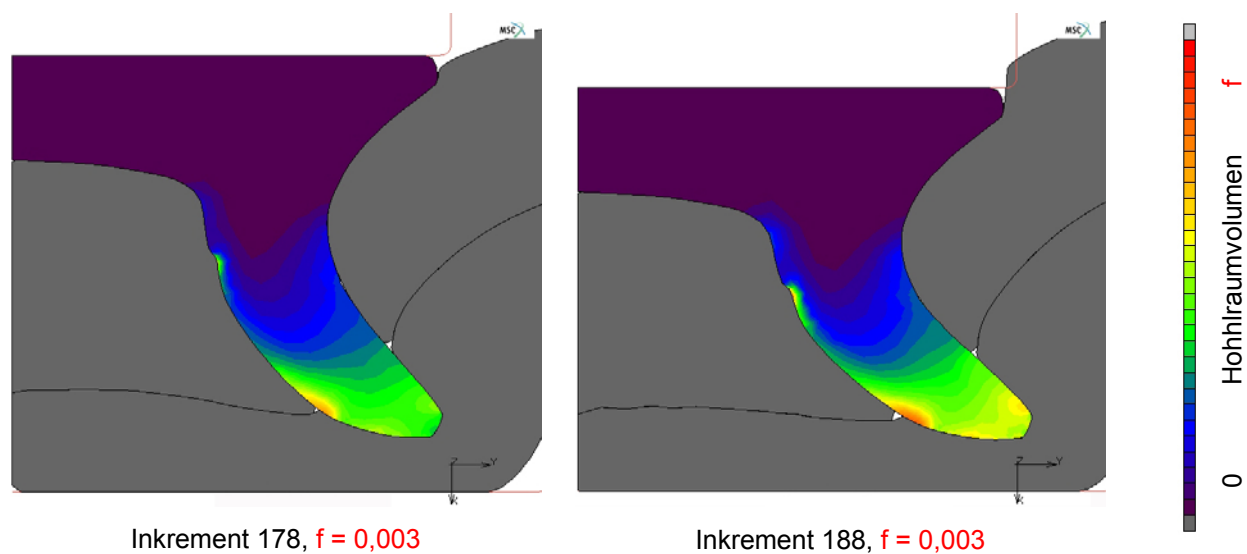


Bild 5.36: Vorhersage des Nietversagens in Fugerichtung durch Rousselier

Die Erklärung hierfür ist in der Modellierung zu suchen. Die Vereinfachung zur 2D-axialsymmetrischen Berechnung erzeugt in Umfangsrichtung eine gleichmäßige Verteilung der Schädigung. Der Riss befindet sich in der Ebene der zum zweidimensionalen Berechnungsfall vereinfachten Rechnung. In der Realität sind im Stanznietfuß, aufgrund des Kaltschlagherstellungsprozesses, Riefen in radialer Richtung vorhanden. Diese Fehlstellen bewirken eine Kerbwirkung, an der es über eine Spannungserhöhung zu

einer Dehnungslokalisierung und zum Aufreißen des Fußes kommt. Dieser Fall bleibt der 3D-Rechnung vorbehalten /53/.

Versagen der Bleche

Die ermittelten Rousselier-Parameter, sowohl aus dem Zugversuch und Stanzversuch als auch Werte optimiert für das HSN, werden im Folgenden bei der Vorhersage des Materialversagens der Bleche im HSN-Prozess untersucht. In Bild 5.37 ist das Ausstanzen des stempelseitigen Bleches und in Bild 5.38 das Durchstanzen des matrizen-seitigen Bleches dargestellt. Die grüne Kontur ist das Ergebnis einer Rechnung mit den abgestimmten Werten aus dem Zugversuch, rot mit für die Abbildung des Stanzprozesses optimalen Werten und orange die Kontur mit den für das Ausstanzen des oberen Bleches idealen Parametern im HSN-Prozess. In Tabelle 5.7 sind alle Rousselier-Parameter im Überblick aufgeführt.

Rousselierparameter:	f_0	σ_k	f_c
grün (Werte aus dem Zugversuch)	0,00035	275	0,05
Rot (Werte aus dem Stanzversuch)	0,00015	415	0,05
Orange (Werte im HSN-Prozess abgestimmt)	0,00060	415	0,05

Tabelle 5.7: Unterschiede in den Rousselier-Parametern für die unterschiedlichen Anwendungsfälle

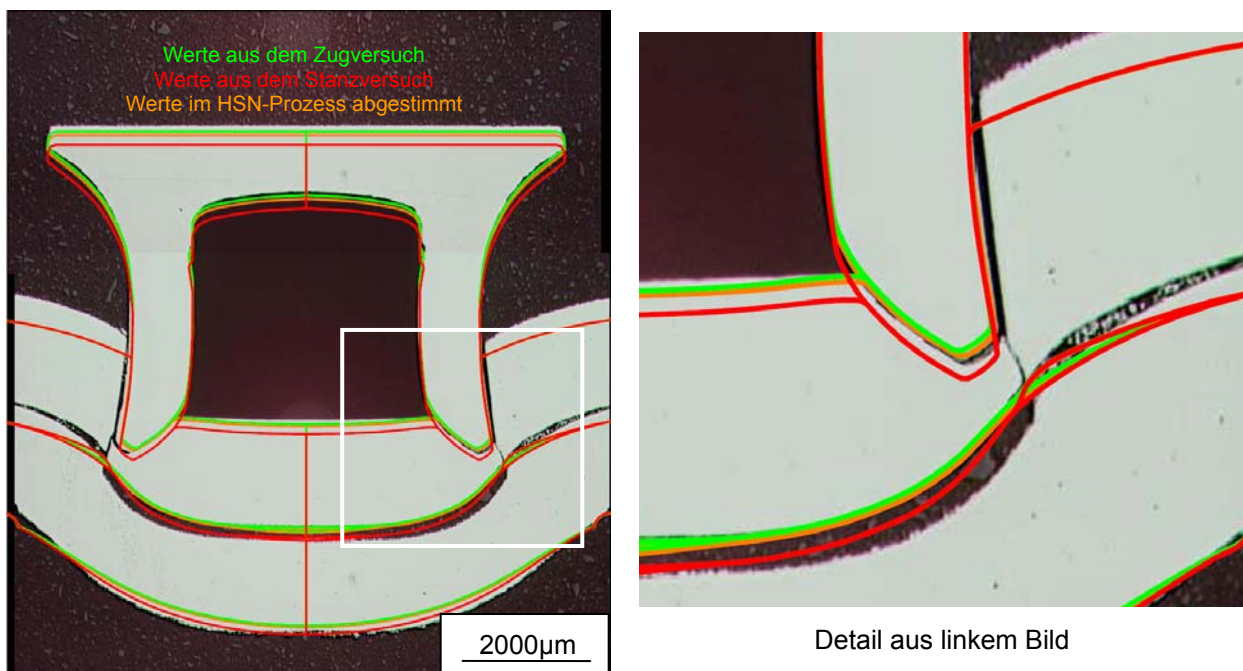


Bild 5.37: Vergleich verschiedener Rousselier-Parameter für das Durchstanzen des oberen Bleches einer artgleichen HT700T-Verbindung

Die Ergebnisse beim Ausstanzen des oberen Bleches weisen nur geringfügige Unterschiede zwischen den eingestellten Parameterkombinationen auf. Beim Durchstanzen des unteren Blechs zeigen sich hingegen deutlich größere Unterschiede. Mit den Werten aus dem Zugversuch kommt es zu einem extrem frühen Ausstanzen und mit den Werten aus dem Stanzversuch wird Versagen zu spät vorhergesagt. Mit den für das Durchstanzen des stempelseitigen Bleches abgestimmten Rousselier-Parametern wird das beste Ergebnis auch für die Prognose des Ausstanzens des matrizenseitigen Bleches erreicht.

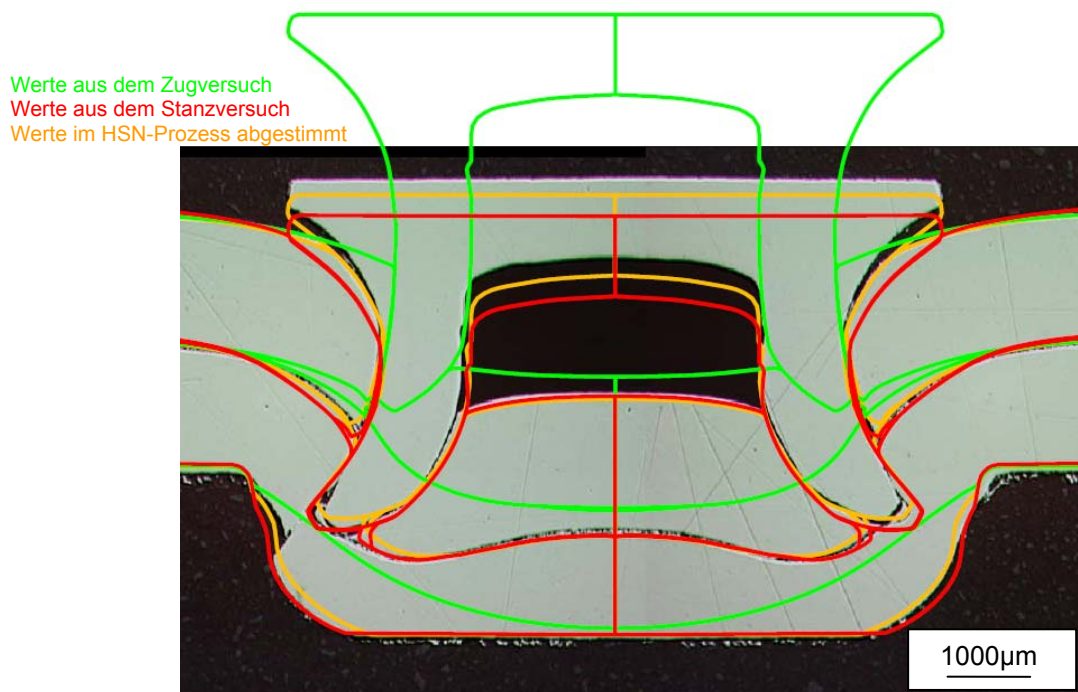
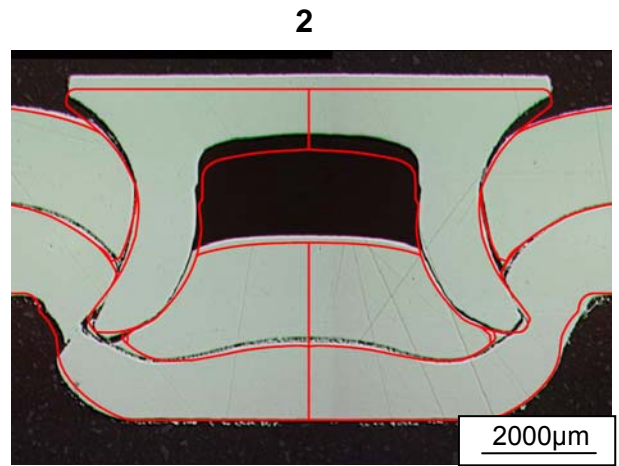
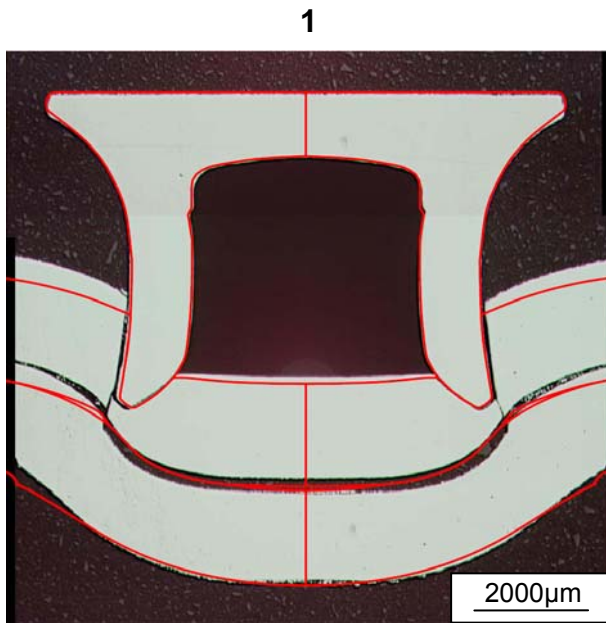


Bild 5.38: Vergleich verschiedener Rousselier-Parameter für das Durchstanzen des unteren Bleches einer artgleichen HT700T-Verbindung

Wie eingangs erwähnt soll aufgrund der Vielzahl möglicher Materialkombinationen der untersuchten Werkstoffe in der Untersuchung zum Materialmodell nach Rousselier nur der TRIP-Werkstoff und seine Mischverbindung mit Aluminium im Detail dargestellt werden. Die in Bild 5.39 und Bild 5.40 abgebildeten Versagensfälle beim HSN-Prozess wurden für die Wiedergabe durch Rousselier ausgewählt. Links oben, Bild 5.39, ist der Fall (1) des Durchstanzens des stempelseitigen Bleches bei der artgleichen TRIP-TRIP-Fügung dargestellt, dann das Durchstanzen des matrizenseitigen Bleches im artgleichen Verbund (2), gefolgt vom Ausstanzen des Stahls bei der Fügerichtung TRIP-Aluminium (3), Bild 5.40, und als letzte Verbindung das Ausstanzen des unteren Bleches der Fügung Aluminium-TRIP (4). Der Druck des Stempels wurde in einem Stufensetzversuch sukzessive erhöht bis der Bruch des TRIP-Bleches eintrat.



Ausstanzen stempelseitiges Blech

Ausstanzen matrixseitiges Blech

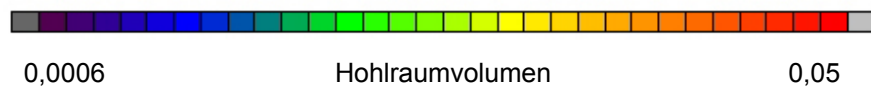
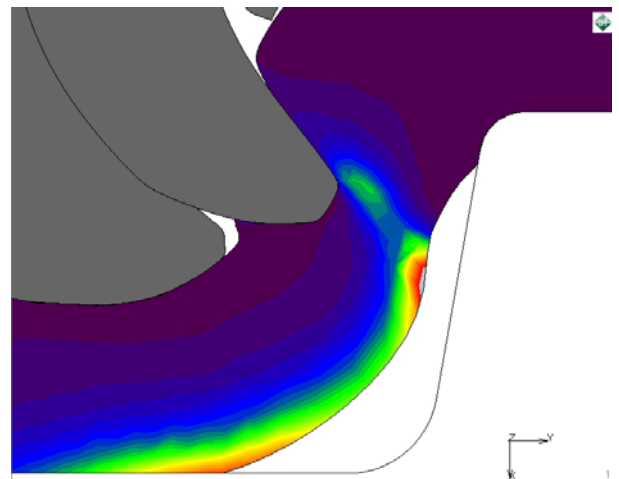
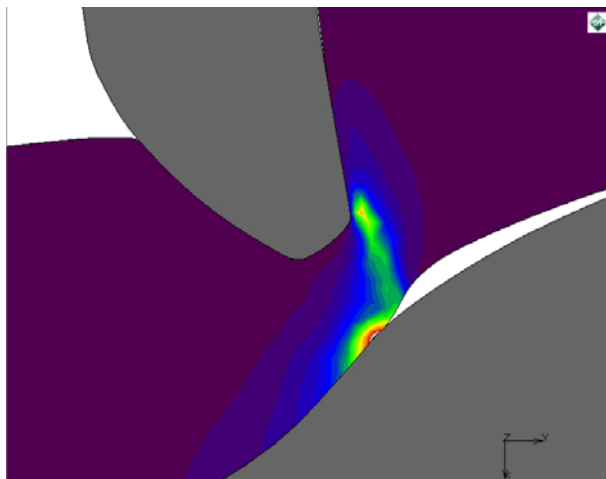
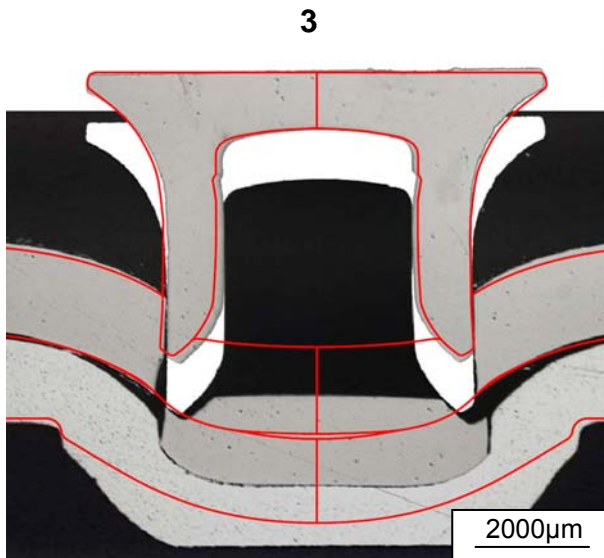
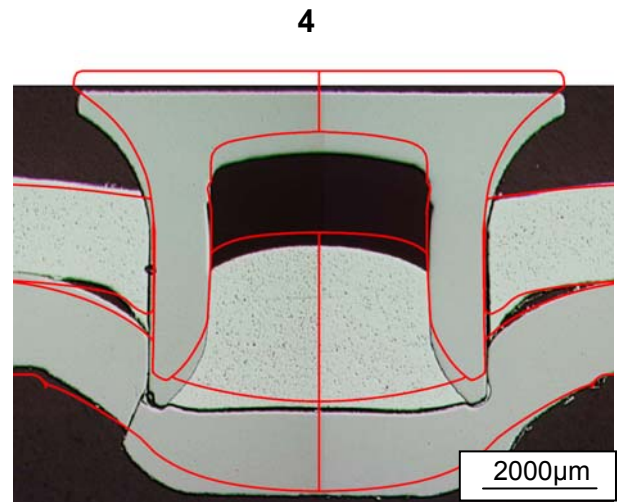


Bild 5.39: Wiedergabe des Blechversagens einer artgleichen Stanznietverbindung HT700T – HT700T durch Rousselier



Ausstanzen stempelseitiges Blech



Ausstanzen matrixseitiges Blech

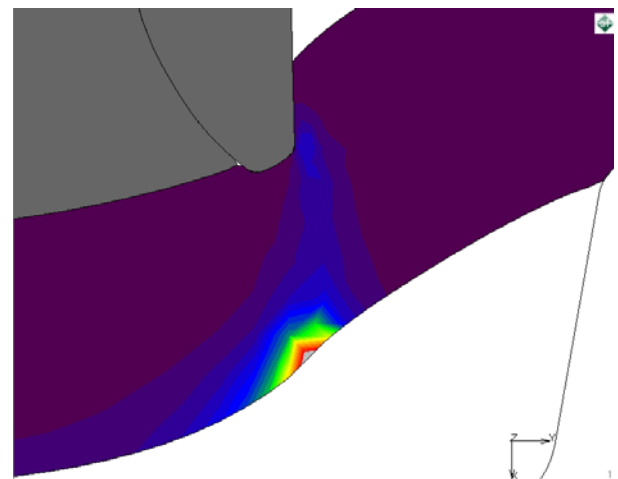
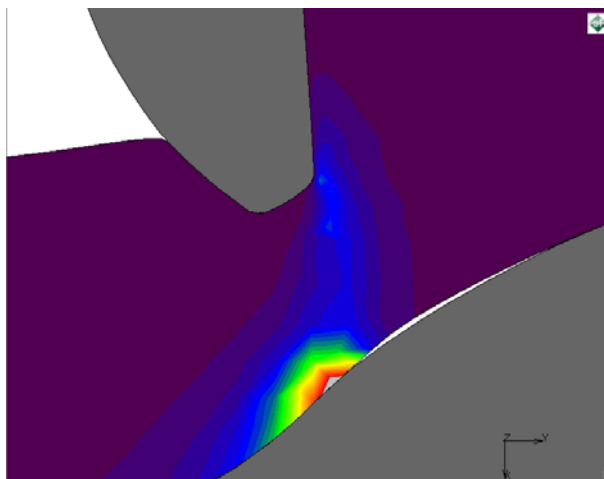
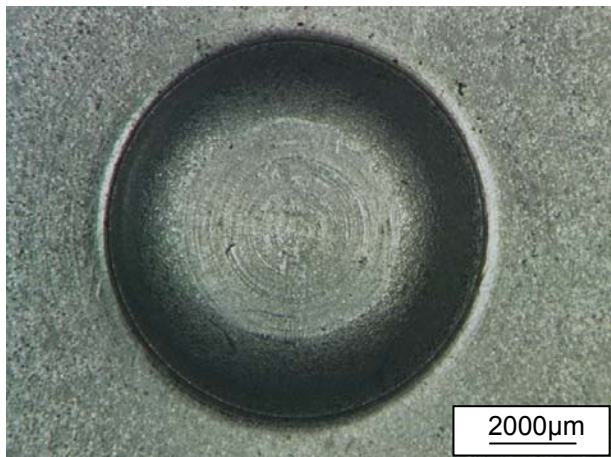
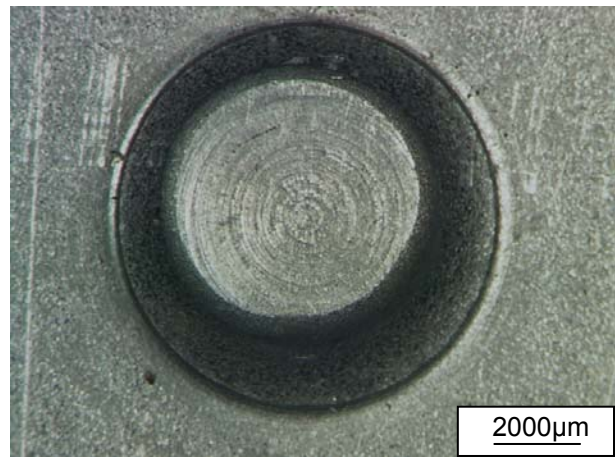


Bild 5.40: Wiedergabe des Blechversagens vom HT700T einer hybriden Stanzniet-verbinding der Werkstoffe AW 5182 und HT700T durch Rousselier

Beim Setzen des Nietes der Fügeverbindungen der TRIP-Bleche werden hohe Kräfte benötigt. Diese verursachen ein Aufbiegen des Bügels der Stanznietsetzeinrichtung (Aufbau Stanznietanlage siehe Bild 2.3) mit resultierendem Lateralversatz zwischen Matrize und Niederhalter/ Stempel. In Bild 5.41 ist dieser Versatz einer artgleichen und einer Hybridverbinding am Schließkopf des matrixseitigen Bleches zu erkennen.



HT700T -HT700T mit geringem Versatz



AW5182 – HT700T mit starkem Versatz

Bild 5.41: Lateralversatz durch die Setzeinrichtung (Blick auf den Schließkopf)

Bei der Simulation des Versagens der Bleche wurden die für den Versagensfall des Ausstanzens des oberen Bleches abgestimmten Rousselier-Parameter verwendet. Die obere Reihen in Bild 5.39 und in Bild 5.40 zeigen die berechneten Konturen (rot) beim erstmaligen Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens verglichen mit den jeweiligen Schliffbildern. In den unteren Bildreihen sind die errechneten Hohlraumvolumen im Konturbild abgebildet. Die Skalierung beginnt beim Wert des Anfangshohlraumvolumen $f_0 = 0,0006$ (lila) und endet beim kritischen Hohlraumvolumen $f_c = 0,05$ (rot). Da im ersten Fall (1) des Durchstanzens des stempelseitigen Bleches die Rousselier-Parameter abgestimmt worden sind, ist die Übereinstimmung von Kontur und Schliffbild entsprechend gut. Ein Start des Risses wird am unteren Rand des Bleches prognostiziert. Das Hohlraumwachstum ist entsprechend dem Rissverlauf des Experiments. Im Fall des Ausstanzens des unteren Bleches (2) wird durch Rousselier im Vergleich zum Experiment eine leicht zu späte Rissvorhersage getroffen. Das Hohlraumvolumen zeigt wiederum die Rissrichtung aus dem Experiment an. Beim Ausstanzens des stempel-seitigen TRIP-Stahls in der Mischverbindung mit Aluminium (3) wird der Versagenszeitpunkt sehr gut prognostiziert. Aufgrund der Trägheit der Setzeinrichtung kann die Nietendlage nicht direkt mit dem Simulationsergebnis verglichen werden. Der Niet wurde zum Vergleich über den Restbruch in Höhe des Schneidanteils des oberen Bleches angehoben. Wie in den ersten beiden Fällen ist die Rissrichtung durch das Hohlraumwachstum gut zu erkennen. Im letzten Fall des Ausstanzens des matrizen-seitigen TRIP-Blechtes im Mischverbund, zeigt die Simulation ein leicht verfrühtes Ausstanzens. Die Rissrichtung stimmt sehr gut mit dem Experiment überein. Analog zum Ausstanzens eines einzelnen Bleches in Kapitel 5.3 wird eine Vorhersage des Rissstart- und Rissendpunktes richtig getroffen. In allen Fällen wird in der FEA des Halbhohlstanznietens ein Versagen im unteren Teil des Bleches prognostiziert. Diese Prognose deckt sich mit den experimentellen Ergebnissen aus Kapitel 4.2.2.

Zusammenfassend soll festgehalten werden, dass das Rousselier-Modell mit den für

das HSN abgestimmten Parametern eine ausreichend gute Vorhersage des Risszeitpunktes für alle Versagensfälle trifft. Die Allgemeingültigkeit innerhalb des Prozesses ist daher gewährleistet. Der Riss wird durch das errechnete Hohlraumvolumen gut wiedergegeben. Eine Initiierung erfolgt für alle Fälle in der dem Niet oder Stempel gegenüberliegenden Seite der unteren Bleche. Die Prognose stimmt mit den im Experiment nachgewiesenen Rissstartpunkten. Die Rissrichtung wird ebenfalls gut wiedergegeben. Die Übernahme der Rousselier-Parameter aus dem Zugversuch war nicht möglich. Die Werte aus dem Stanzversuch lieferten dagegen bessere Ergebnisse. Ein Grund wird hierfür in der Komplexität des Gesamtprozesses gesehen. Im Stanzversuch und HSN-Prozess kommt die Interaktion der Kontaktkörper mit allen notwendigen Annahmen hinzu. Für die abgestimmten Reibkombinationen aus dem Ringstauchversuch konnte eine Verbesserung erreicht werden, die sich jedoch ebenfalls auf Annahmen wie z. B. konstante Reibwerte über die gesamte Fläche und Zeit stützen. Offen sind weiterhin Reibwerte bzw. Reibzustände zwischen den Blechen und den Kontakten zu Matrize und Niederhalter.

Analog zum HT700T war es für die Materialien AW-5182, H320LA und HT600X nicht möglich die im Zugversuch ermittelten Rousselierparameter für den HSN-Prozess zu übernehmen. Das Rousselier-Modell zeigte wiederum bei der Vorhersage der Blech-Versagensfälle sehr gute Ergebnisse hinsichtlich Prognose von Versagensort, Zeitpunkt und Richtung. Eine Allgemeingültigkeit innerhalb des HSN-Prozesses konnte auch hier nachgewiesen werden. Zusammenfassend sind in Tabelle 5.8 alle bestimmten Rousselierparameter der verwendeten Blechwerkstoffe aufgeführt.

Material	Versuch	Anfangshohlraum-Volumen f_0 / -	Kritisches Hohlraumvolumen f_c / -	Widerstand gegen das Hohlraumwachstum σ_k / MPa
AW-5182	Zugversuch	5,0E-4	0,05	50
AW-5182	Stanzen	5,0E-4	0,05	150
AW-5182	HSN	1,0E-4	0,05	150
H320LA	Zugversuch	5,0E-4	0,05	325
H320LA	Stanzen	1,0E-6	0,05	325
H320LA	HSN	1,0E-4	0,05	325
HT600X	Zugversuch	1,0E-6	0,05	275
HT600X	Stanzen	5,0E-4	0,05	300
HT600X	HSN	2,5E-4	0,05	340
HT700T	Zugversuch	3,5E-4	0,05	275
HT700	Stanzen	1,5E-4	0,05	415
HT700T	HSN	6,0E-4	0,05	415

Tabelle 5.8: Ermittelte Rousselier-Parameter aller Versuche im Vergleich

5.5. Simulation des Rissfortschritts

Folgende Punkte müssen für die Wiedergabe einer Materialtrennung in der FEM-Simulation gelöst werden:

- Ein geeignetes Kriterium zur Festlegung des Versagenszeitpunktes,
- die Vorhersage des Versagensortes,
- eine Vorgabe der Rissrichtung
- und die Angaben über die Risslänge.

Das in Kapitel 2.2.3 beschriebene und in den vorhergehenden Kapiteln zur Anwendung kommende Materialmodell nach Rousselier gibt den Ort des Versagens durch die Berechnung des Hohlraumvolumens im Körper wieder. Der Zeitpunkt des Versagens wird über das Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens prognostiziert. Für die Wiedergabe der Rissrichtung und Risslänge gilt es ein geeignetes Verfahren zu finden.

Die Abbildung des Risses kann in der FEM prinzipiell durch verschiedene Methoden umgesetzt werden. Beim Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens ist die Deaktivierung des entsprechenden Elementes denkbar. Für den Belastungsfall reiner Zugspannung zeigt sich dieses Verfahren als praktikabel, da sich hier die Rissränder auseinander bewegen. Bei der Deaktivierung der Elemente kann eine den Elementen entsprechend gezackte Rissoberfläche entstehen. Im Falle von Scher- und Druckspannungen kann es zur erneuten Kontaktfindung zwischen den Rissoberflächen kommen. In diesem Fall zeigt sich die gezackte Rissoberfläche als problematisch. Die Elementzacken verursachen vereinzelte hohe Verzerrungen und Durchdringungen der Elemente. Eine benötigte Neuvernetzung mit Vorgabe der neuen Endkontur des rissbehafteten Körpers kann im Bereich der gezackten Rissoberfläche nur mit einer sehr hohen Netzverfeinerung erfolgen. Dieser Verfeinerung sind zum einen durch die minimal mögliche Elementkantenlänge und zum anderen durch stark verzerrte Aussenkonturen Grenzen gesetzt. Im Falle der Trennung des stempelseitigen Bleches ist eine solche Lösung daher nicht zielführend. In Bild 5.42 ist die untersuchte Elementdeaktivierung beim Trennen des stempelseitigen Bleches dargestellt. Im linken Bild erfolgt die erste Deaktivierung nach Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens. Das mittlere Bild zeigt einen weiteren Zustand bei Fortsetzung des Lastfalls. Es sind bereits weitere Elemente deaktiviert worden, die gezackte Rissoberfläche wurde bereits verfeinert neu vernetzt und im unteren Druckbereich unter dem Nietfuß kommt es bereits zur starken Verzerrung der Einzelelemente. Im rechten Bild ist der komplette Durchbruch des oberen Bleches vollführt. Die unter dem Nietfuß befindlichen Elemente

verursachten durch zu starke Verzerrung und Durchdringung einen Abbruch der Simulation. Ein weiterer Nachteil ist der über die Eliminierung entstehender Volumenverlust des Körpers und damit eine Abweichung gegenüber der Realität.

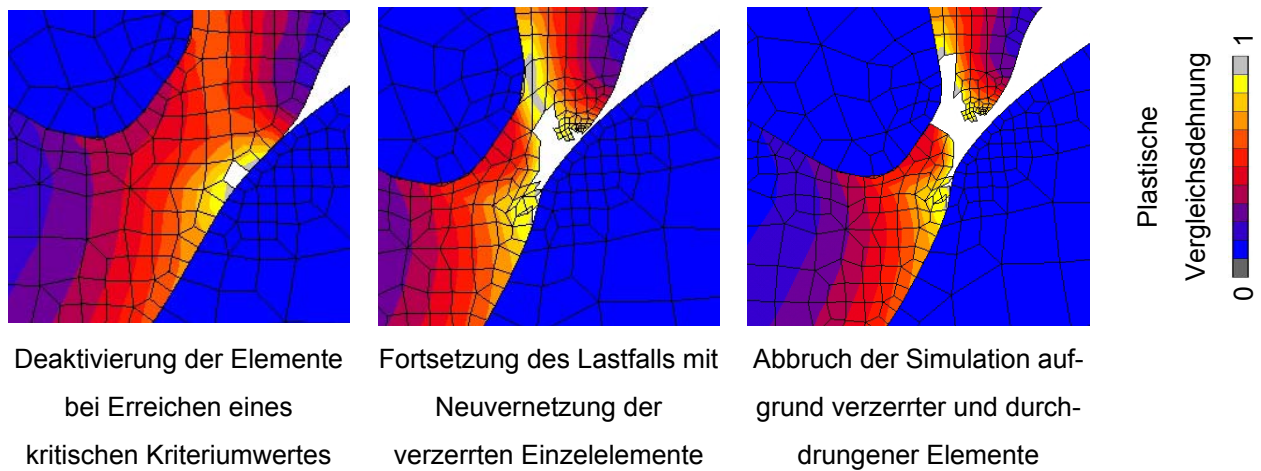


Bild 5.42: Rissfortschritt durch Deaktivierung der Elemente am Beispiel der Trennung des oberen Bleches unter dem Nietfuss

Eine andere denkbare Möglichkeit ist das Auftrennen von Elementen an ihren Elementkanten. Nachteilig ist hierbei die Vorgabe des Risses durch die Elementkantenlänge und -Richtung.

Die in dieser Arbeit Anwendung findende Methode ist die Vorgabe einer neuen Außenkontur mit Riss und anschließender Neuvernetzung. Hier entfallen die Nachteile von Volumenverlust und durch die Elementkanten zwangsweise vorgegebener Rissrichtung. Für diese Arbeit soll die Rissentwicklung nur für den axialsymmetrischen zweidimensionalen Fall untersucht werden. Die dritte Dimension zur Rissgenerierung erfordert einen ungleich größeren Aufwand bezüglich Rechnerleistung und Komplexität der Neuvernetzung.

5.5.1. Schnittstelle zur Steuerung des Vernetzers

Wie Eingangs beschrieben soll durch die Vorgabe einer neuen Kontur mit bereits vorhandenem Riss und anschließender Neuvernetzung die Materialtrennung realisiert werden. Über eine Schnittstelle wurde die Möglichkeit geschaffen, mittels einer Subroutine den Vernetzer zu steuern. Die Steuerung kann über folgende vier Anweisungen erfolgen:

1. Riss ausgehend von einem Außenknoten des Körpers und Rissende im Körper

Dem Vernetzer wird als Eingabe ein Außenknoten als Startpunkt des Risses über-

geben. Der Rissendpunkt erfolgt durch die Angaben von Punktkoordinaten. In Bild 5.43 ist links die Ausgangskontur mit Definitionen des Startpunktes (P1) und Endpunktes (P2) dargestellt. Rechts ist der generierte Riss nach einem Belastungsschritt zu sehen

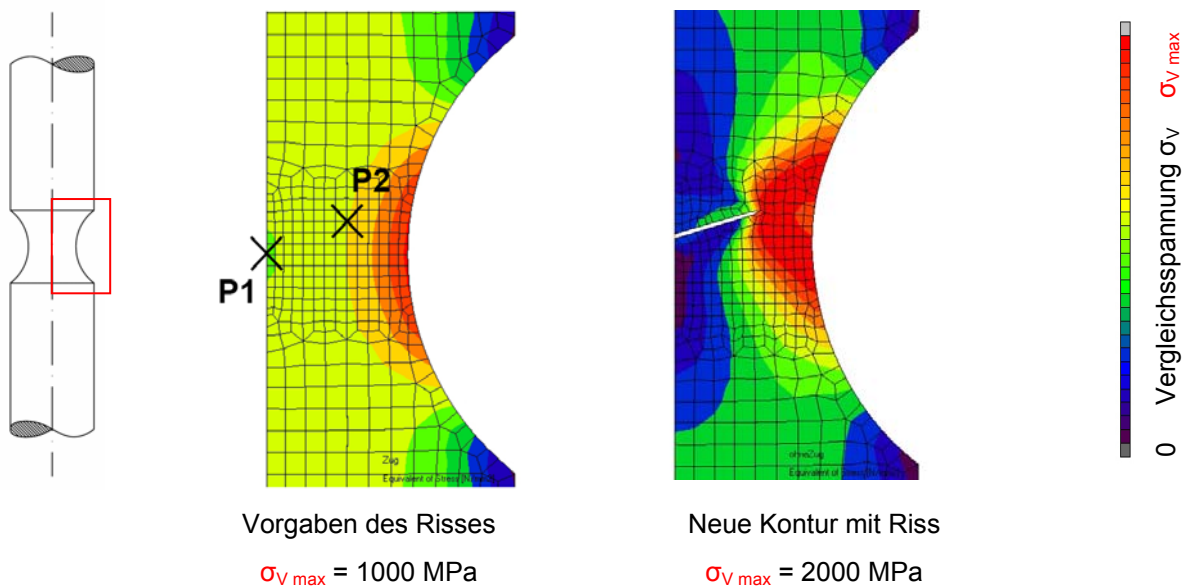


Bild 5.43: Rissgenerierung Außenriss

2. Riss ausgehend von einem Außenknoten des Körpers und Durchtrennung des gesamten Körpers

Wie im ersten Fall wird dem Vernetzer ein Außenknoten als Startpunkt des Risses vorgegeben. Der zweite Punkt dient als Richtungsvorgabe in welche der Gesamtkörper durchtrennt wird (Bild 5.44).

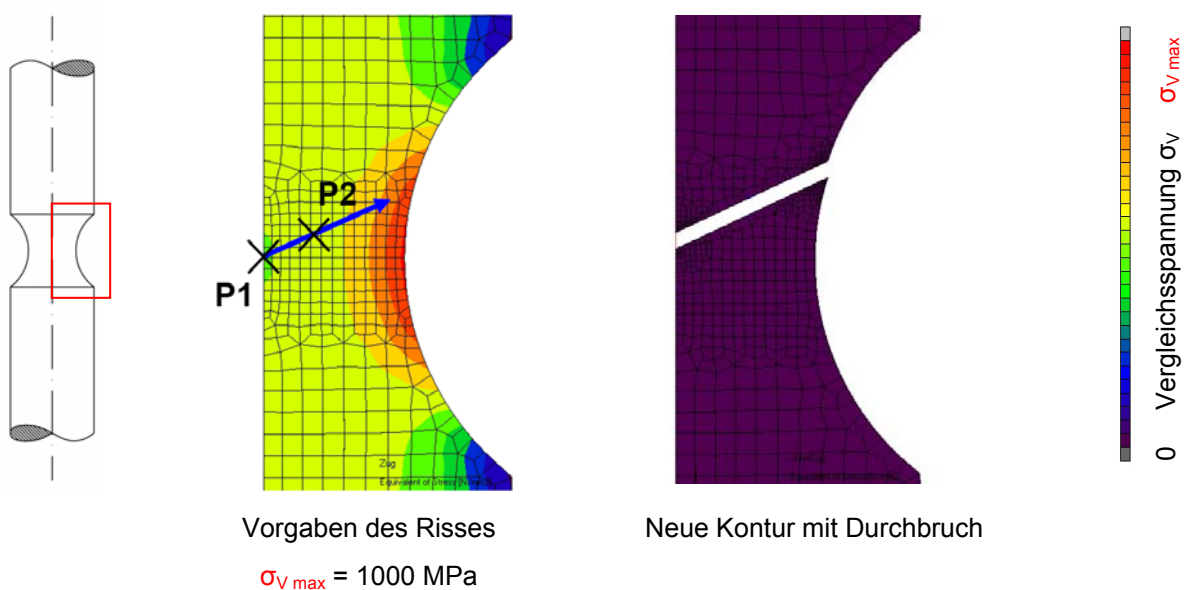


Bild 5.44: Rissgenerierung kompletter Durchbruch

3. Riss im Innern eines Körpers

Ein Innenriss wird über die Vorgabe eines Punktepfeades im Innern der Probe wie in Bild 5.45 generiert.

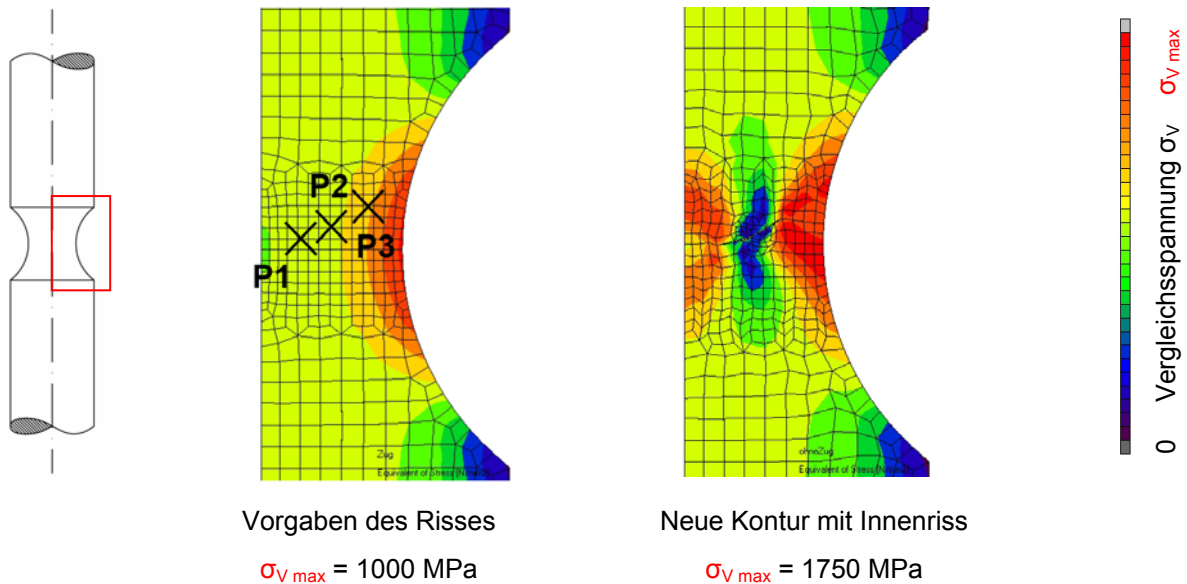


Bild 5.45: Generierung eines Innenrisses

Zusätzlich besteht die Möglichkeit bei Vorgabe des Innenrisses den Abstand des Risses von der Außenkontur zu bestimmen. Liegt er innerhalb eines definierten Toleranzbandes wird der Riss bis zum Konturrand durchgeführt und ein vollständiger Durchbruch der Probe erreicht.

Welche der drei Möglichkeiten der Risssteuerung nötig wird bzw. sich als praktikabel erweist, hängt direkt von der Anwendung ab. Eine Rissinitiierung beginnend von der Mitte oder dem Rand der Probe ergibt sich automatisch durch den berechneten Rissstartpunkt durch das Materialmodell. Der Anwendungsfall entscheidet, ob der Riss wie in Möglichkeit 2 den Körper auf einmal komplett durchtrennt oder das Wachstum schrittweise bzw. über die Angabe mehrerer Risskoordinaten erfolgen soll.

5.5.2. Konzept zur Simulation des Risses bei Neuvernetzung

Das entwickelte Risswachstums – Simulationskonzept soll im Folgenden am Beispiel einer axialsymmetrischen Zugprobe erläutert werden.

Rissstartpunkt

Die Rissinitiierung erfolgt über das Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens f_c . Da-

durch sind Zeit und Ort für den Rissstartpunkt eindeutig definiert. Wie in Bild 5.46 zu erkennen, wird das kritische Hohlraumvolumen unter Belastung erstmals mittig der Probe im Kerbbereich erreicht.

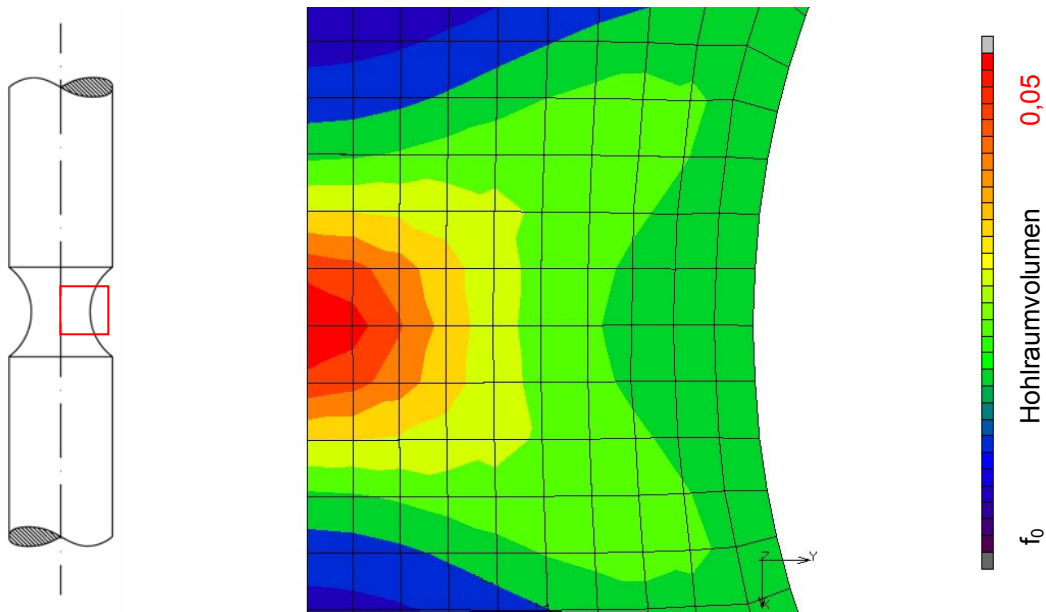


Bild 5.46: Berechnetes Hohlraumvolumen in einer gekerbten Zugprobe

Aufgrund der Vereinfachungen zum 2D-Axialsymmetrischen befindet sich die Mitte der Probe auf Außenknoten, die im Kontakt mit der Symmetrielinie liegen. Es erfolgt daher die Vorgabe des Außenrisses mit der Übergabe des zum Integrationspunkt gehörenden Außenknotens als Rissstartpunkt an den Vernetzer. Daraus ergibt sich die geometrische Abweichung zwischen errechnetem Rissstartpunkt im Integrationspunkt zu zugehörigem Knotenpunkt als Rissstartpunkt. Eine Projizierung des Startpunktes auf die Außenkontur respektive auf die Elementkante wird als zu aufwändig angesehen, zumal die Genauigkeit dieses Vorgehens ebenfalls von der Elementgröße abhängt.

Rissrichtung und Rissendpunkt

Die Rissrichtung soll entlang der größten Schubspannung erfolgen. Dazu wird am Integrationspunkt des erreichten kritischen Hohlraumvolumens der Spannungstensor ausgegeben. Der Winkel unter dem die Schubspannung verläuft berechnet sich durch:

$$\alpha_s = \frac{1}{2} \cdot \arctan\left(\frac{2 \cdot \tau_{xy}}{\sigma_x - \sigma_y}\right) \quad (5-3)$$

Bei Drehung des Koordinatensystems um diesen Winkel im Uhrzeigersinn erhält man den Hauptspannungszustand (siehe Bild 5.47). Die erweiterte Drehung um 45° ergibt den Zustand reiner Schubspannung (τ_{\max}).

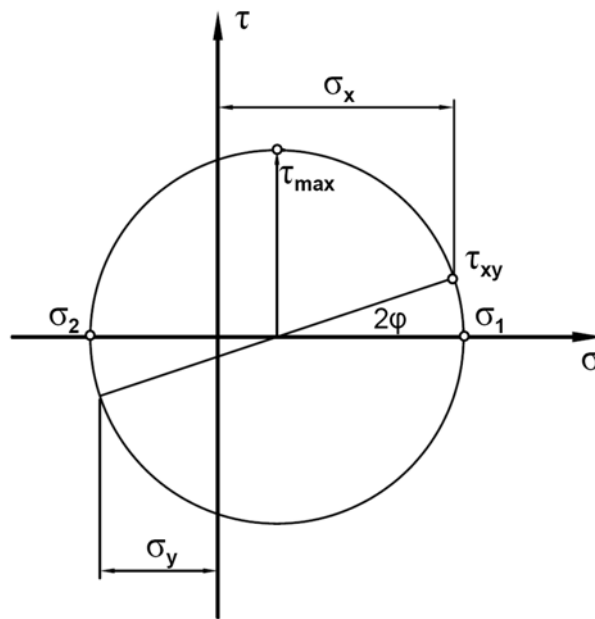


Bild 5.47: Mohrscher Spannungskreis

Zur Bestimmung der Richtung maximaler Schubspannung muss entsprechend der Winkel aus (5-3) von 45° abgezogen werden (Drehung):

$$\alpha_{S_{\max}} = 45^\circ - \alpha_S \quad (5-4)$$

Der Winkel allein beschreibt die Richtung nicht eindeutig. Betrachtet man den in Bild 5.48 dargestellten reinen Schubspannungszustand sind theoretisch vier Lösungen möglich.

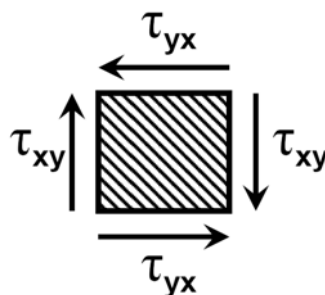


Bild 5.48: Reiner Schubspannungszustand

In Bild 5.49 links ist ein Rissstartpunkt bei Rissinitiierung und rechts bei Rissfortschritt (zu einem späteren Zeitpunkt) mit den rechnerisch sich ergebenden vier Richtungen eingezeichnet. Die Möglichkeiten zur Bestimmung der richtigen Rissrichtung werden im Folgenden erörtert.

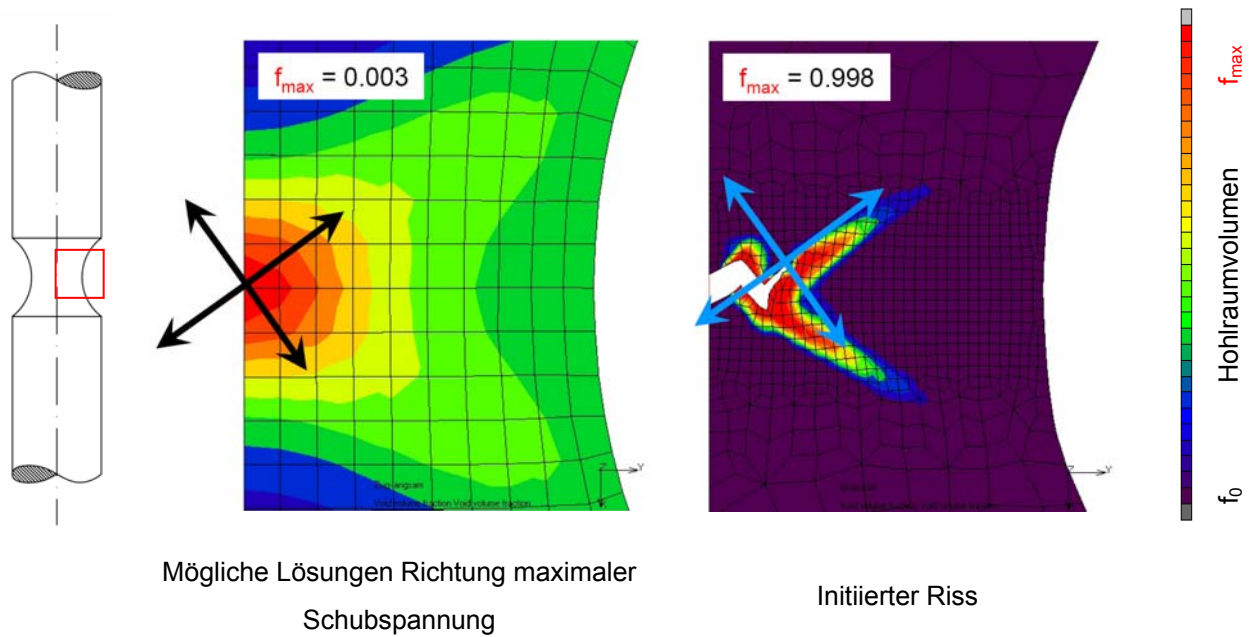


Bild 5.49: Prinzip der Richtungsfindung beim Trennen

Für die ersten Berechnungen wurde die Risslänge gleich der einfachen Elementkantenlänge des Ausgangsnetzes gesetzt. Eine genaue Bestimmung der Risslänge ist aus der Mikrostruktur des Werkstoffes möglich.

Die sich mit festgelegter Risslänge l_1 ergebenden vier möglichen Rissendpunkte (P_1 , P_2 , P_3 und P_4) sind in Bild 5.50 links dargestellt.

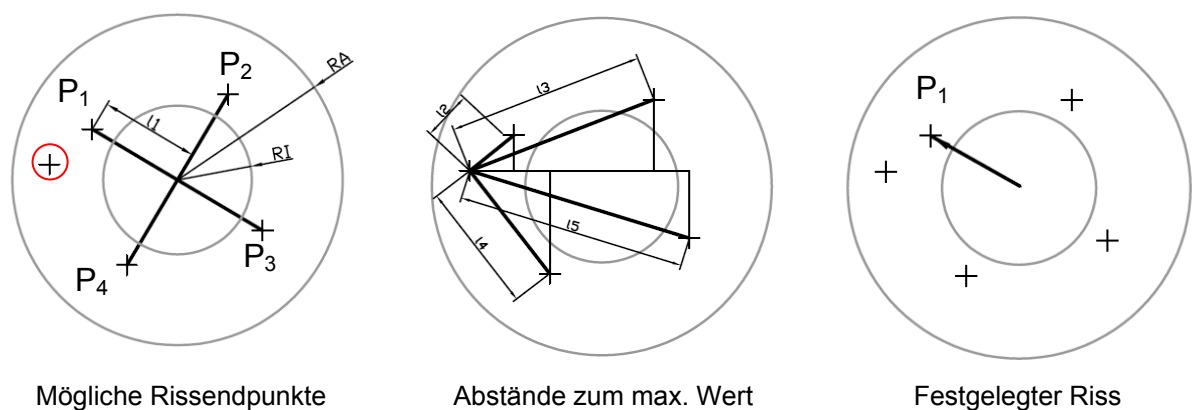


Bild 5.50: Darstellung der Vorgehensweise bei der Ermittlung der Rissrichtung

Im Umfeld des Risses werden verschiedene Zustandsgrößen für die Bildung eines möglichen Kriteriums der richtigen Rissrichtung in Betracht gezogen. Dazu wird in einem Kreisring (Innenradius R_I und Außenradius R_A) um die Risspitze das Feld auf Maximalwerte untersucht. Durch den Kreisring können stark überhöhte lokalisierte Werte an der Risspitze ausgeschlossen werden. Das Hohlräumvolumen schien für diesen Zweck nahe liegend. Eine Auswahl der Rissrichtung sollte über die Maximalwerte erfolgen. Bedingt durch das exponentielle Wachstum wird jedoch im Umfeld des

Risses schnell der Höchstwert von 0,99 erreicht. Ein größerer Wert ist numerisch nicht möglich. Wie in Bild 5.49 rechts zu sehen sind im Bereich des bereits erfolgten Risses ebenfalls diese hohen Werte vorliegend. Dadurch kann über das Hohlraumvolumen keine Entscheidung hinsichtlich der Rissrichtung getroffen werden. Bedingt durch die Reduzierung der Steifigkeit aufgrund des Hohlraumwachstums ist eine indirekte Berücksichtigung über die Betrachtung der Spannungen möglich. In Bild 5.51 links sind die durch den Riss entlasteten Bereiche und dadurch reduzierten ersten Hauptspannung zu sehen. Die Vergleichsspannung in Bild 5.51 rechts zeigt die durch das gewachsene Hohlraumvolumen reduzierten Werte im Bereich der Risspitze. Für die Bestimmung der Rissrichtung erwies sich die erste Hauptspannung als Kriterium geeignet. In Bild 5.50 links ist der Punkt mit der größten maximalen Hauptspannung rot im Kreisring eingezeichnet. Die Risspitze der vier möglichen Risse mit dem kleinsten Abstand (siehe Bild 5.50 Mitte) zur maximalen Hauptspannung ist der gesetzte Rissendpunkt P_1 (siehe Bild 5.51 rechts).

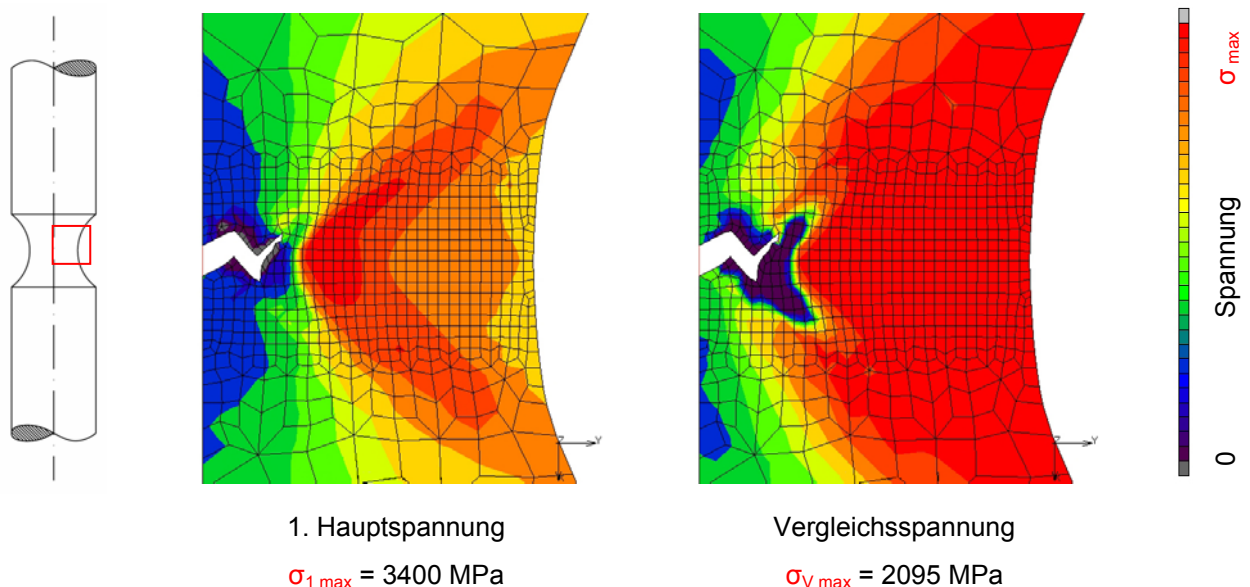


Bild 5.51: Spannungen um die bereits initiierte Risspitze

Rissfortschritt

Nachdem eine Methode für die erste Risserzeugung festgelegt wurde, muss für den Rissfortschritt ein weiteres Kriterium gefunden werden. Wie schon vorher beschrieben, kommt das Hohlraumvolumen hierfür nicht in Frage, da es im Umfeld des Risses zu schnell wächst und den maximalen Wert von 0,99 annimmt. Eine Initiierung des weiteren Risses erfolgt deshalb an der Stelle der größten plastischen Vergleichsdehnung (siehe Bild 5.52). Als Rissfortschrittsbedingung wurde festgelegt, dass eine weitere Rissinitiierung nur erfolgt, falls die maximale plastische Vergleichsdehnung einen größeren Wert annimmt als die im vorhergehenden Berechnungsschritt.

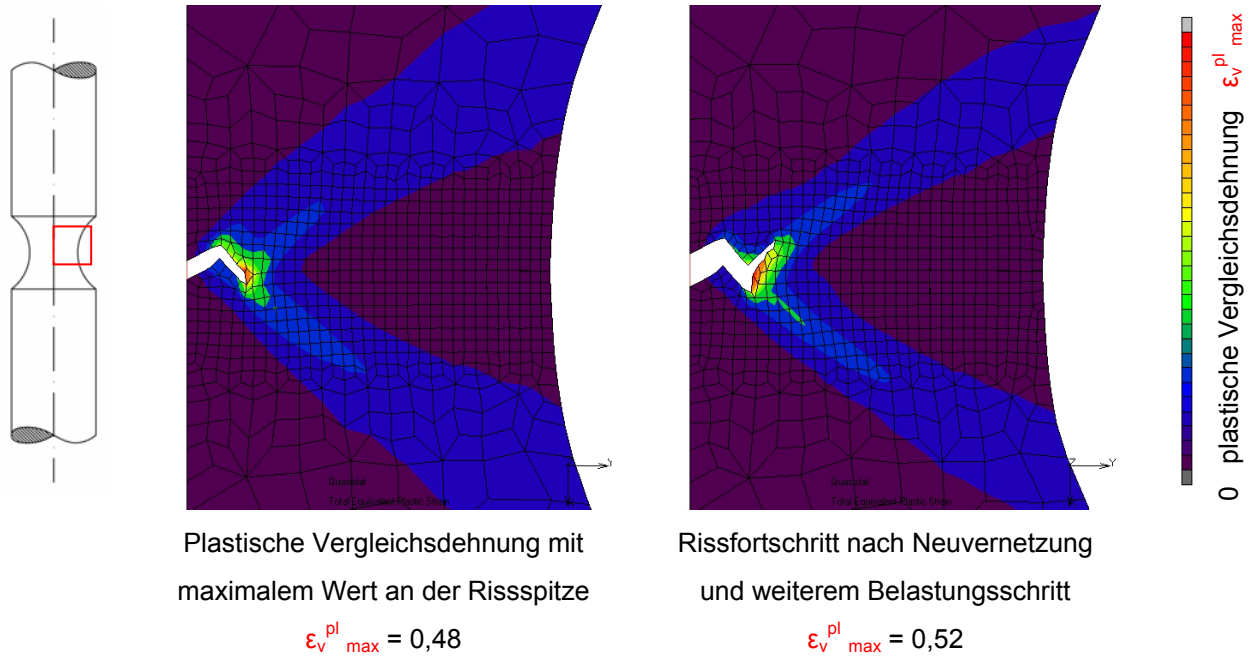


Bild 5.52: Rissfortschritt an der Stelle der größten plastischen Vergleichsdehnung

Bei dem in Bild 5.53 dargestellten Rissfortschritt wird deutlich, dass die Reduzierung der Elementsteifigkeiten der Elemente bei fortschreitender Berechnung schneller als die inkrementweise Ausbreitung des Risses abläuft. Dies führt zur Deformation der weichen Elemente und zum numerischen Abbruch aufgrund stark verzerrter und sich am Rand durchdringender Elemente.

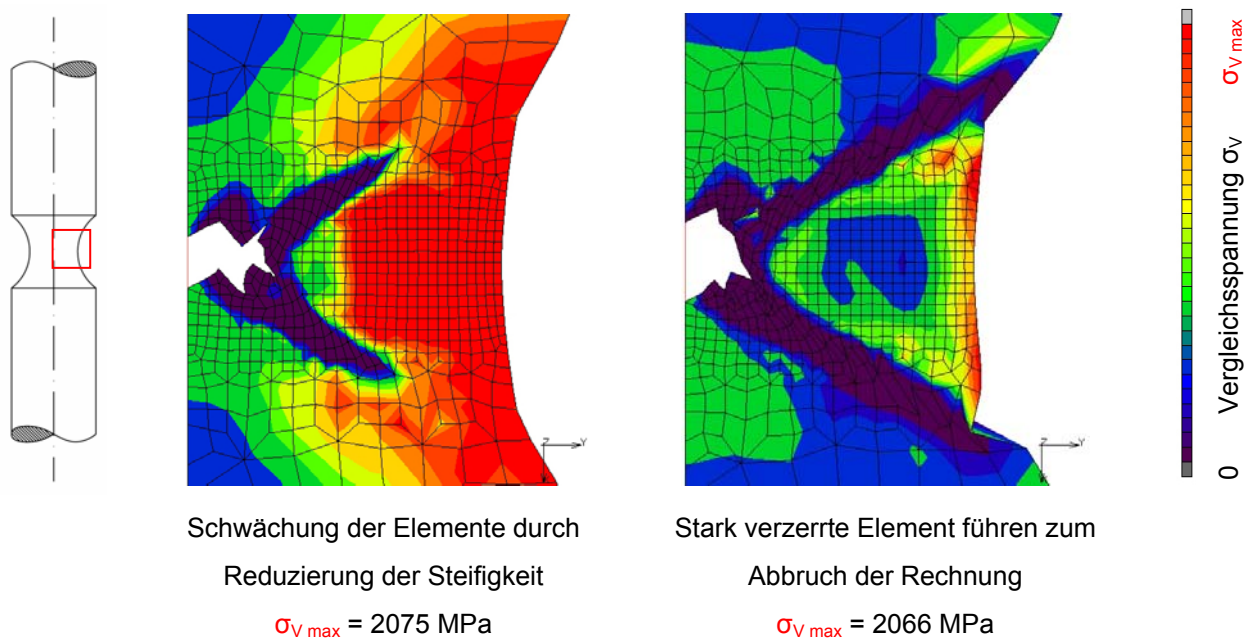


Bild 5.53: Abbruch der Rissrechnung aufgrund stark verzerrter Elemente

Der Riss kann sich nur inkrementweise nach jedem Berechnungsschritt fortsetzen. Im

Modell des Zugversuchs wird zusätzlich pro Inkrement eine vorgegebene Streckung der Probe durchgeführt. Dies führt zu einem unrealistischen langsamen Fortschreiten des Risses verbunden mit großer Aufweitung.

Abhilfe sollte ein Wechsel der Lastfälle schaffen. Wird Risswachstum initiiert, so soll die Probe solange nicht belastet werden, bis kein weiteres Risswachstum berechnet wird und sich ein numerisches Gleichgewicht einstellt (aktuelle plastische Vergleichsdehnung < plastische Vergleichsdehnung aus vorhergehendem Berechnungsschritt). Bei Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens wurde in den folgenden Berechnungen auf einen quasistatischen Lastfall ohne weitere Bewegung der Zugmaschine umgeschaltet. Der Ablauf ist in Bild 5.54 dargestellt.

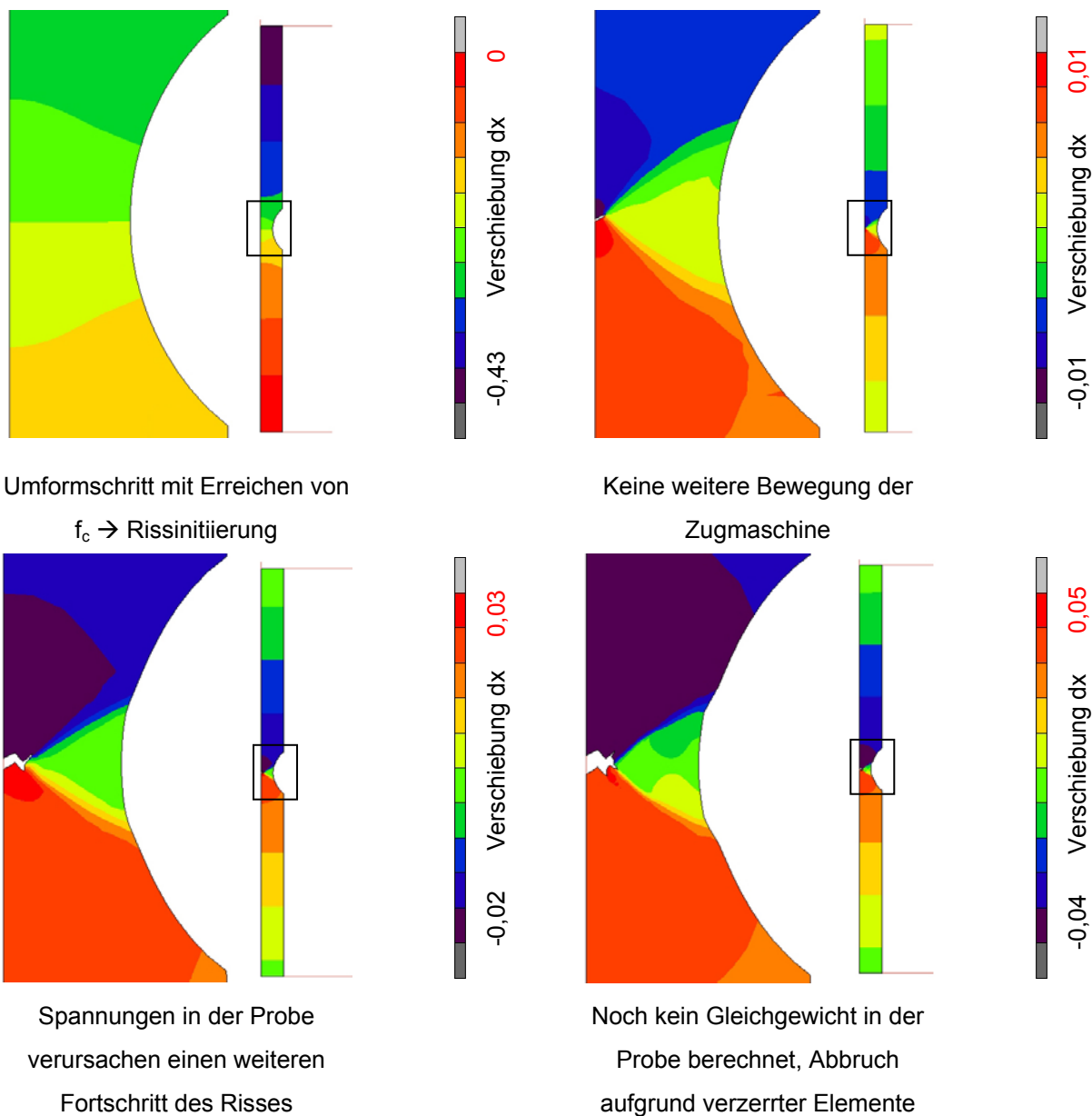


Bild 5.54: Rissausbreitung unter statischem Lastfall

Jeweils rechts neben dem Ausschnitt der Kerbe befindet sich der Überblick über die

gesamte Probe. Angezeigt wird die inkrementelle Verschiebung in Zugrichtung. Oben links im Bild ist der letzte Umformschritt kurz vor Rissinitiierung abgebildet. Die Zugprobe wurde hier noch gezogen. In diesem Berechnungsschritt wurde das kritische Hohlraumvolumen erreicht und eine neue Geometrie mit Riss an den Vernetzer für den nächsten Berechnungsschritt übergeben. Im oberen rechten Bild erfolgte die erste Rissinitiierung unter quasistatischer Last. Der Überblick zeigt keine weitere Bewegung der Zugmaschine. In dem linken und rechten unteren Bild ist die Ausbreitung des Risses nach weiteren Inkrementen zu sehen. Aufgrund der in der Probe vorhandenen Spannungen wird der Riss trotz Anhalten der Zugmaschine weiter auseinander gezogen. Der sich öffnende Riss zeigt große Ähnlichkeit mit dem Riss unter fortgesetzter Belastung. Ein Abbruch erfolgte ebenfalls durch verzerrte Elemente.

Darauf hin wurde die Anzahl der Inkremente des quasistatischen Lastfalls erhöht (kleinere Zeitschritte). Dies erbrachte die gewünschte Verbesserung im Öffnungsverhalten des Risses (siehe Bild 5.55 links). Ein Abbruch aufgrund von Konvergenzproblemen erfolgte trotzdem. Als weitere Lösung wurde unmittelbar vor dem initiierten ersten Riss auf einen Lastfall mit sehr geringer Relativbewegung umgeschaltet. Das Ergebnis in Bild 5.55 rechts zeigt eine ähnliche Aufweitung des Risses mit gleichem Abbruch wie im quasistatischen Lastfall.

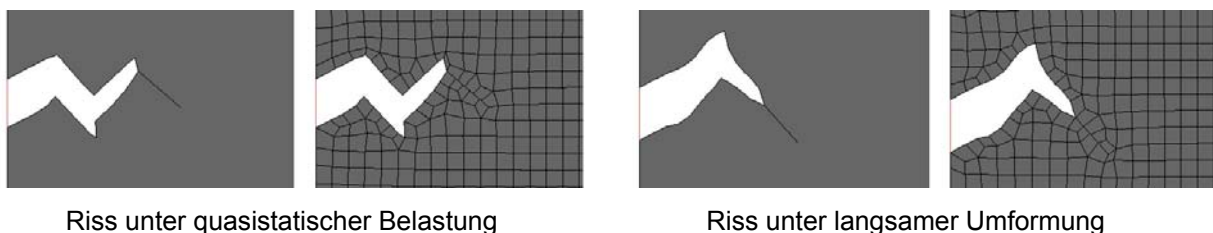


Bild 5.55: Rissfortschritt bei unterschiedlichen Lastfällen

Ein durchgängiger Rissfortschritt konnte nur durch eine elasto-plastische Rechnung ohne Rousselier und mit fortschreitender Belastung ohne Lastfallwechsel erreicht werden (siehe Bild 5.56). Die Initiierung des Risses erfolgte manuell, analog der Vorgabe der Rechnung mit Rousselier.

Zeitpunkt und Ort des Rissbeginns wurden durch das Rousselier-Modell korrekt vorgegeben. Der Riss bewegt sich dann mit jedem Inkrement weiter durch die Probe. Im Vergleich zum Experiment ist der Öffnungswinkel entsprechend des Belastungsfalls deutlich größer (vergleiche Bild 5.56 unten rechts mit Bild 5.57 links). Wird die Steifigkeitsreduzierung durch Rousselier verhindert, erfolgt die zum Abbruch führende Verzerrung der Elemente vor der Risspitze zu einem deutlich späteren Zeitpunkt. Die gezackte Rissform entspricht durchaus der Realität, wie in dem einführenden Beispiel in Kapitel 2.1.2 anhand von Bild 2.6 zu sehen ist. Auch die simulierte Rundzugprobe aus

BS3111 zeigt in Bild 5.57 eine gezackte Rissform. Der Scherbruch am Rand der Probe wird durch die FEM-Rechnung nicht wiedergegeben. Der Riss setzt sich wechselseitig fort, bis sich auch in dieser Simulation ein Abbruch im Randbereich aufgrund von stark verzerrten Elementen ergibt.

Das entwickelte Verfahren zur Wiedergabe des Risses in der Simulation wurde auf den Fall des Ausstanzens eines Bleches angewendet. Hierbei ergaben sich noch größere Probleme als beim Zugversuch. Die Anweisung der Rissgenerierung, wie in Bild 5.58 links oben dargestellt, konnte nur selten durch den Vernetzer umgesetzt werden und ein darauf folgender Berechnungsschritt statt finden. Bei gelungener Vernetzung verursachte der nächste Belastungsschritt wieder eine starke Verzerrung der Elemente mit entsprechendem Abbruch der Simulation. Ein Wechsel zu einem Lastfall mit nur sehr geringem Weg des Stempels pro Belastungsschritt erbrachte eine Verbesserung der Rissabbildung. Der Abbruch erfolgte jedoch wieder wegen Konvergenzprobleme.

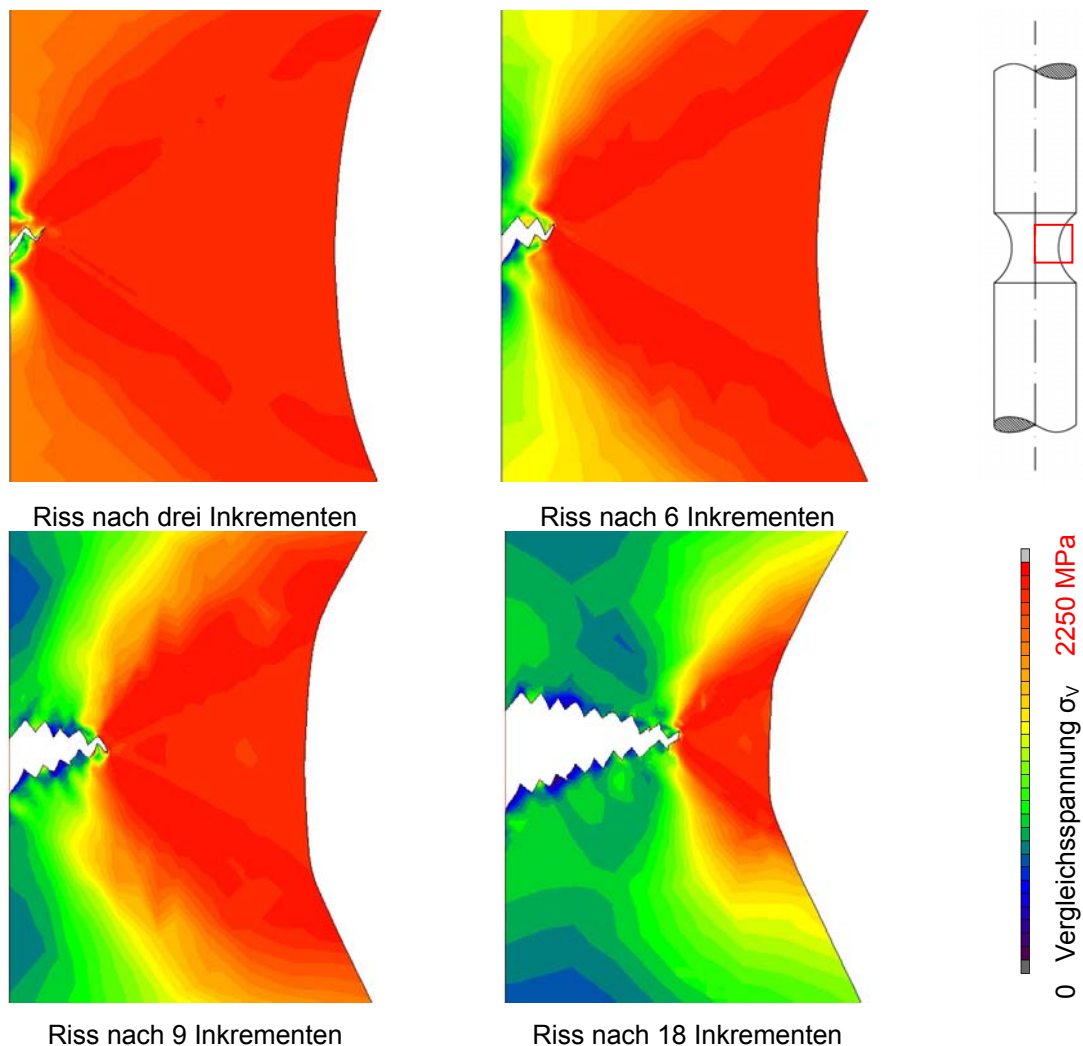


Bild 5.56: Rissfortschritt ohne die Reduzierung der Steifigkeit durch Rousselier

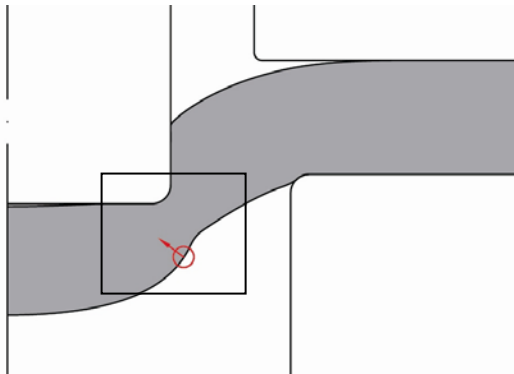


Übersicht gebrochene Probe

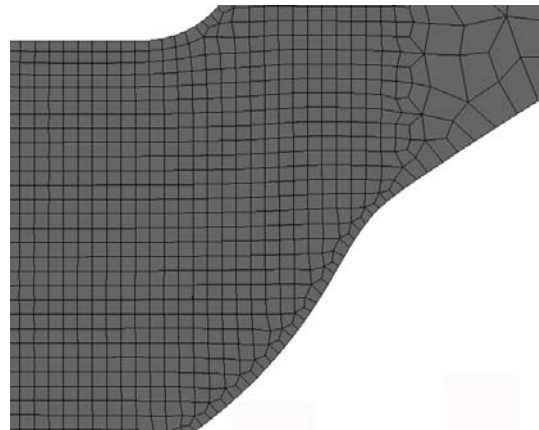


Detail gezackter Rissverlauf Zugprobe

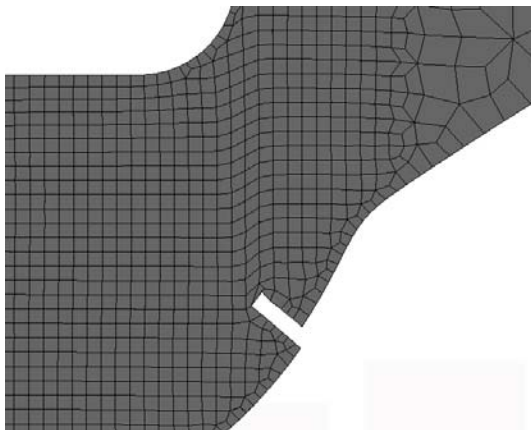
Bild 5.57: Schliff einer gerissenen Kerbrundzugprobe des Werkstoffs BS3111



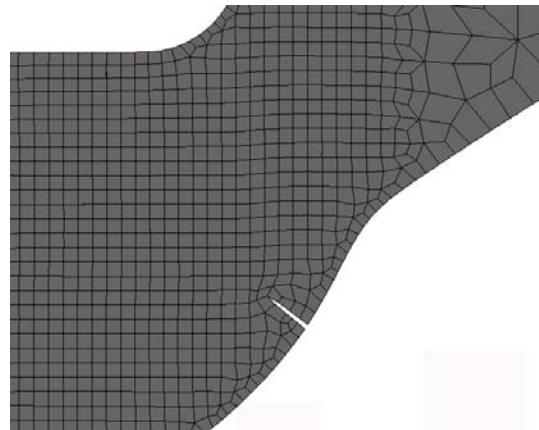
Vorgabe an den Vernetzer



Ausgangsnetz vor Vernetzung



Fortsetzung des alten Lastfalls



Fortsetzung Lastfall mit kleiner Verschiebung

Bild 5.58: Anwendung des Trennkriteriums auf die Simulation des Ausstanzens von Blechen

Zusammenfassung der Untersuchungen zur Simulation des Rissfortschritts:

Durch die in diesem Kapitel beschriebenen und im Folgenden kurz zusammengefassten Ansätze konnte ein erster Riss in einer Zugprobe erzeugt werden. Eine stabile Rechnung konnte jedoch nicht erreicht werden. Eine Abstimmung mit weiteren experimentellen Untersuchungen konnte deshalb nicht erfolgen. Dadurch bleibt eine Verifizierung der getroffenen Annahmen offen. Eine Übertragung auf komplexere Vorgänge, wie dem Ausstanzen eines Bleches, ist ebenfalls nicht gelungen. Die folgenden Erkenntnisse können zusammengefasst werden.

Rissinitiierung nach Rousselier:

Wie in den vorhergehenden Kapiteln dargestellt, eignet sich Rousselier sehr gut, um eine Vorhersage hinsichtlich Versagenszeitpunkt und Versagensort zu treffen.

Riss in Richtung der maximalen Schubspannung:

Die Annahme, dass der Riss in Richtung der größten Schubspannung läuft, erwies sich als ein praktikabler Ansatz. Mit der größten Hauptspannung als Entscheidungskriterium für eine mögliche Richtung des Risses konnten gute Ergebnisse erzielt werden.

Rissfortschritt nach der plastischen Vergleichsdehnung:

Nach der Erzeugung eines ersten Risses erfolgte eine weitere Initiierung an der Stelle der größten plastischen Vergleichsdehnung. Als Rissfortschrittsbedingung wurde festgelegt, dass eine weitere Rissinitiierung nur erfolgt, falls die maximale plastische Vergleichsdehnung einen größeren Wert annimmt als die im vorhergehenden Berechnungsschritt, das heißt, dass die Belastung weiter ansteigt. Ohne die Elementsteifigkeitsreduzierung durch Rousselier konnte mit diesem Ansatz ein fortlaufender Riss erzeugt werden.

Rissfortschritt mit Rousselier:

Die Reduzierung der Steifigkeit der Elemente erwies sich nach der ersten Rissinitiierung für den weiteren Rissverlauf als ungünstig. Es führte zu starken Verzerrungen der Elemente im Bereich vor dem Riss und dadurch zum Abbruch der Rechnung.

Rissausbreitungsgeschwindigkeit:

Nach der ersten Rissinitiierung wurde der Lastfall in einen quasistatischen Lastfall ohne weitere Belastung durch die Zugmaschine gewechselt. Dadurch sollte das unrealistische Aufweiten des Risses verhindert und ein vom Materialmodell direkt abhängiges Wachstum des Risses ermöglicht werden. Eine Verbesserung im Öffnungsverhalten konnte erreicht werden, eine stabile Rechnung ohne Abbruch gelang jedoch nicht.

5.6. Simulation der Probenpräparation

Ziel war es die Umverteilung der Spannungen im Halbhohlstanzniet beim Lösen aus dem gefügten Verbund zu berechnen. Mit Hilfe der Simulation sollten zum einen die Prozesse beim Präparieren und zum anderen die Unterschiede zwischen den Präparationsverfahren Trennschleifen und Präparation per Hand aufgedeckt werden.

Die Simulation des Nietprozesses erfolgte in üblicher Form, wie in Kapitel 5.4 beschrieben. Nach Wegnahme der Werkzeuge wurde die fertige Fügung auf 360° schrittweise aufgedreht und die Spannungen und Dehnungen entsprechend auf ein 3D-Modell übertragen. Nach der Übertragung der Spannungen auf das dreidimensionale Netz liegt ein vollwertiges Modell des Nietfügeverbundes vor (siehe Bild 5.60 links oben). Um Fehler durch eine Neuvernetzung mit Mapping zu vermeiden, wurde das feine Netz des Nietes für das 3D-Modell übernommen. Die Simulation der Probenpräparation erfolgte über die schrittweise Deaktivierung der Elemente entsprechend des Verfahrens. Beim Trennschleifen erfolgte die Elementdeaktivierung entlang der Symmetrieebene analog zu der bisher gewohnten Ebene der axialsymmetrischen Darstellung. Bei der Simulation des Trennprozesses „per Hand“ wird dem Einsägen per Hand entsprechend Elemente der Bleche bis zum Niet deaktiviert (Bild 5.60 oben Mitte und rechts). Das anschließende Lösen aus den Blechen wurde über die Wegnahme der entsprechenden Körper und das Abschleifen des Nietkopfs wieder über das schrittweise Deaktivieren der Elemente simuliert (Bild 5.60 untere Reihe). Nach jedem Deaktivierungsschritt errechnete das Programm den sich einstellenden Spannungszustand.

Die Unterschiede im sich einstellenden Spannungszustand zwischen den Präparationsverfahren sind nur geringfügig. Um ein fehlerhaftes Mappen der Spannungen und ein fehlerhaftes Übertragen der Kräfte zwischen den Kontaktkörpern bei der 3D-Modellerstellung ausschließen zu können, wurden die Toleranzen bei der Kontaktfindung zwischen den Körpern variiert. Eine Erhöhung oder Erniedrigung der Kontakttoleranzen erbrachte nicht die signifikanten Unterschiede im Eigenspannungszustand, um die Radialrissentstehung erklären zu können.

Eine Rechnung mit sofortiger Deaktivierung einer ganzen Probenhälfte zeigte nahezu gleiche Ergebnisse im resultierenden Spannungszustand wie die schrittweise Deaktivierung beim Ablauf des Trennschleifens oder der Handpräparation. Vermutlich erfolgt die Entlastung hauptsächlich im elastischen Bereich und ist deshalb unabhängig vom gewählten Weg. Gestützt wird diese Vermutung durch die in Bild 5.62 und Bild 5.63 dargestellten Spannungsverläufe einzelner Schaftinnen- und Schaftaußenknoten über den Verlauf der simulierten Trennprozesse. Für die Auswertung wurden gleichmäßig über den Innen- und Außenschaft in Umfangsrichtung verteilte Knoten maximaler

Spannungswerte gewählt (Lage der Knoten siehe Nietviertel in Bild 5.59). In den Diagrammen sind prägnante Schritte der Präparationsmethoden durch eine vertikale Markierung gekennzeichnet. Blau steht für die Simulation der Handpräparation, die senkrechte Linie markiert hierbei den Beginn des Abschleifens des Nietes. Das Trennschleifen (rot) ist durch den Beginn des Trennens des ersten Schaftes (Linie 1), Ende des Trennens des ersten Schaftes (Linie 2) und durch den Beginn (Linie 3) und das Ende (Linie 4) des Trennprozesses des zweiten Schaftes gekennzeichnet. Bei der Handpräparation ändern sich durch die Wegnahme der Bleche die Spannungen in den beobachteten Knoten nur geringfügig. Die größte Änderung vollzieht sich beim Deaktivieren der Elemente in der Nähe der Niethälfte. Beim Trennschleifen zeigt sich ein ähnlicher Effekt. Erst beim Deaktivieren der Elemente in der Nähe oder direkt neben den Elementen im Bereich des Nietschaftes, kommt es zur Spannungserhöhung (siehe Beispiel des Punktes P1 und P2). Die Differenzen der Spannungen zwischen den Präparationsverfahren sind nur geringfügig. Einzelne Spannungsspitzen sind durch die Deaktivierung von Elementen in direkter Nachbarschaft zurückzuführen.

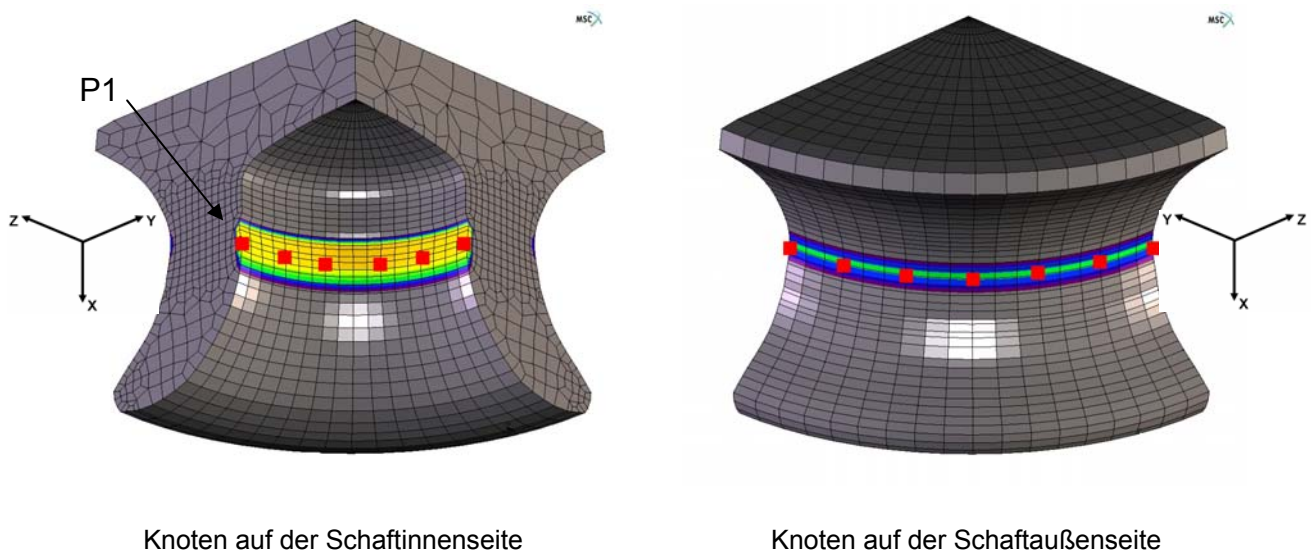


Bild 5.59: Lage der Knoten für die Auswertung der Spannungen beim Trennen

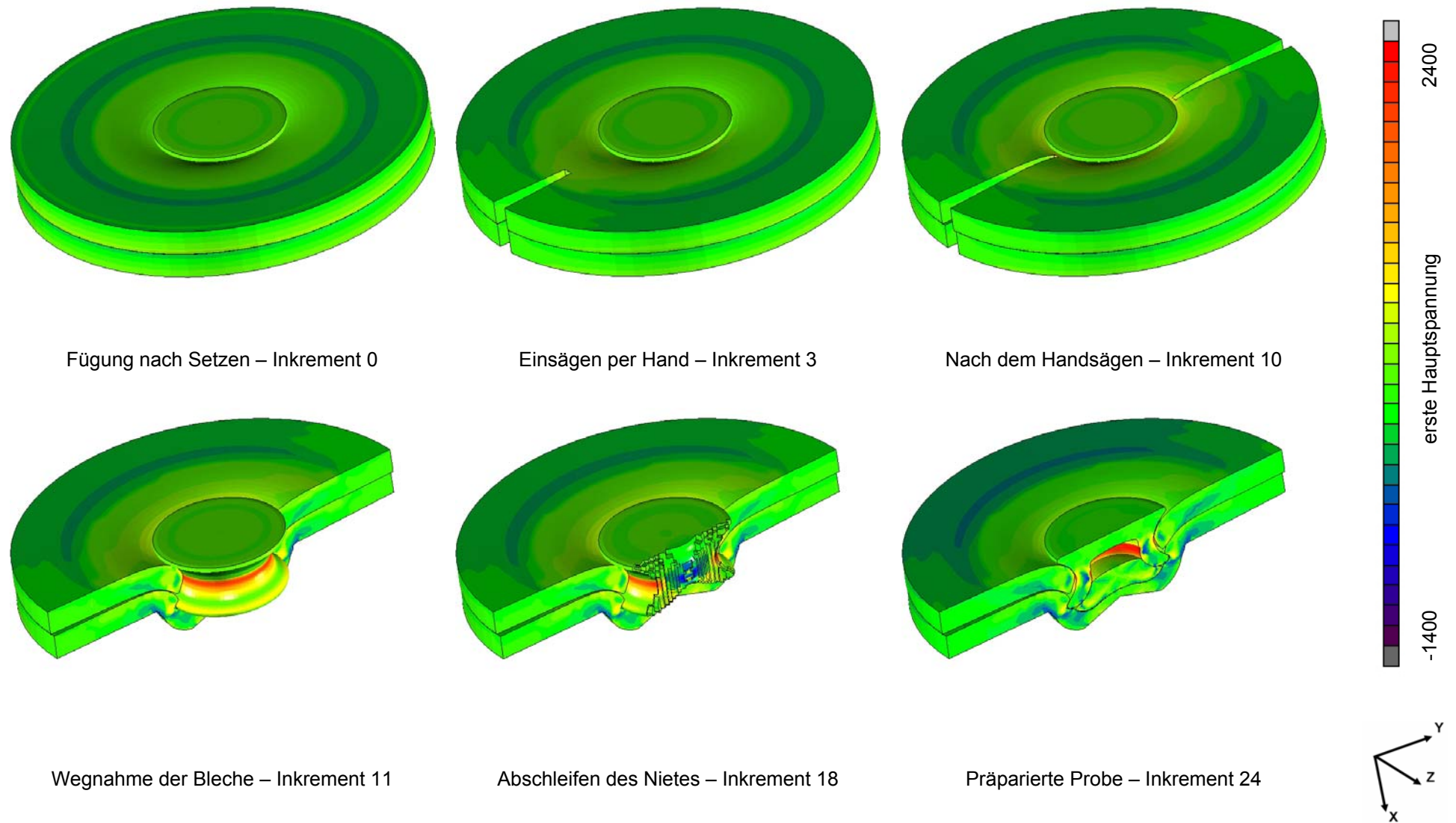


Bild 5.60: Simulation des Präparationsvorgangs „per Hand“

Zwei Nietviertel vor und nach der Präparation durch das Trennschleifen sind Bild 5.61 (mit Darstellung der ersten Hauptspannung) gegenübergestellt. Die Simulation zeigt eine deutliche Erhöhung der Hauptspannungen um ca. 300 MPa im Schaftbereich, jedoch an der Innenseite des Schaftes und nicht an der Außenseite. Die nachgewiesene Temperaturentstehung (siehe Kapitel 4.1.4) beim Trennschleifen wurde in der Simulation nicht berücksichtigt und wird vermutlich, in Kombination mit einer Spannungserhöhung, bei der Rissentstehung den größten Einfluss haben.

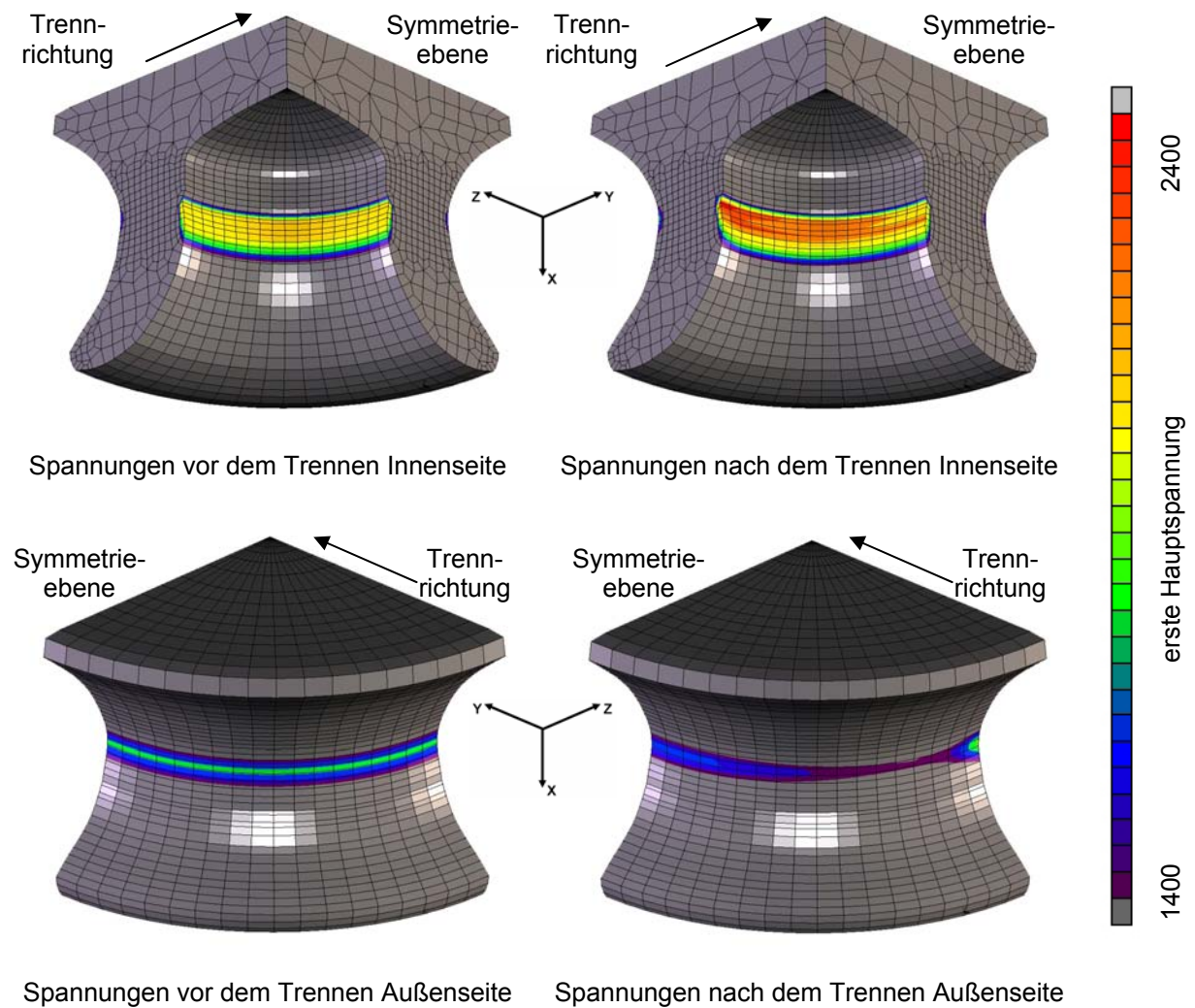


Bild 5.61: Umverteilung der Spannungen während der Präparation am Beispiel der Ergebnisse des Trennschleifprozesses

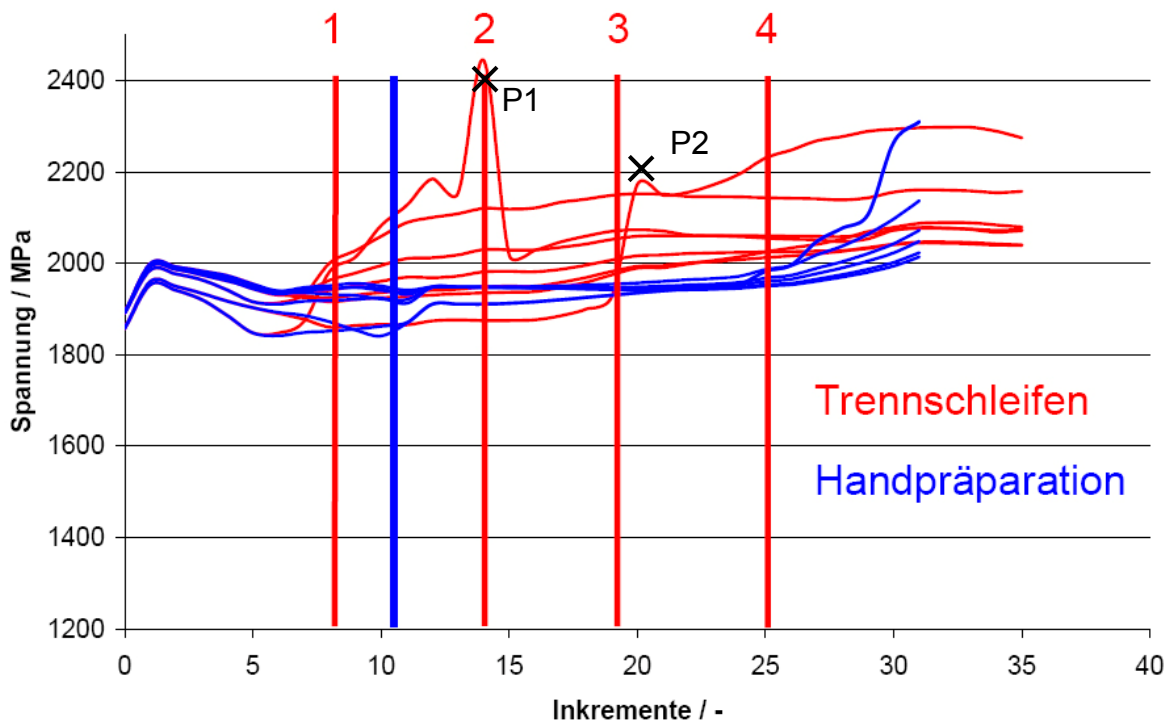


Bild 5.62: Vergleich der ersten Hauptspannung von Innenknoten bei verschiedener Präparation

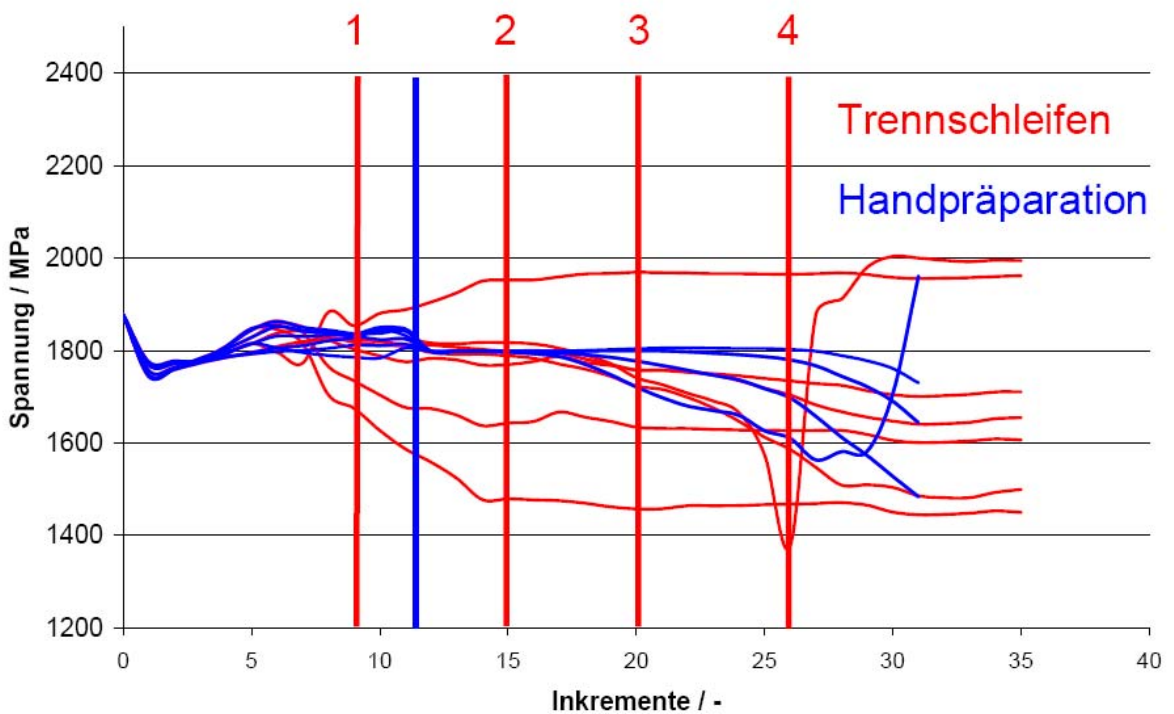


Bild 5.63: Vergleich der ersten Hauptspannung von Außenknoten bei verschiedener Präparation

6. Literatur

- /1/ Roos E.:
Leichtbau und Werkstofftechnik
Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, 2002
- /2/ DVS Merkblatt, DVS/EFB 3410: Stanznieten – Überblick. DVS-Verlag,
Düsseldorf, Januar 2005
- /3/ Groche P.:
Bruchkriterien für die Blechumformung
VDI Fortschritt-Berichte, Reihe 2, Nr. 229, 1991
- /4/ Rousselier G.:
Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture
Nuc. Eng. Design 105, S. 97-111, 1987
- /5/ DIN 8593-5: 2003-09
Fertigungsverfahren Fügen Teil 5, September 2003
- /6/ HENROB GmbH, Oststraße 72, 32051 Herford, Deutschland
- /7/ Klemens U., Hahn O.:
Dokumentation 707, Fügen durch Umformen, Nietverfahren und
Durchsetzfügen, Systeme für die Praxis
Studiengesellschaft Stahlanwendungen e. V., 2002
- /8/ Rasfeld T.:
Potential der Vollstanztechnologie für das Fügen höherfester Stähle
Universität Duisburg Essen, 2004
- /9/ Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Deutscher Verband für Materialprüfung
e.V., Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V.: Riss- und
Brucherscheinungen bei metallischen Werkstoffen, Verlag Stahleisen mbH,
Düsseldorf, 1983
- /10/ Seidenfuß, M.:
Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von
Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5
Technisch -wissenschaftlicher Bericht MPa Stuttgart, 1992
- /11/ Engel L., Klingele H.:
Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden
Gerling-Inst. Für Schadensforschung u. Schadensverhütung GmbH,
2. Auflage, München, Wien, 1982

- /12/ Lemaitre J., Chaboche J.-L.:
Mechanics of solid materials
Cambridge University Press, 1990
- /13/ Lange, G.:
Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle
DGM, 1983
- /14/ Gross D., Seelig T.:
Bruchmechanik mit einer Einführung in die Mikromechanik
Springer Verlag, 3. Auflage, 2001
- /15/ Roll K:
Einfluss der Werkstoffkennwerte auf die Genauigkeit bei der
Blechumformsimulation
DVM-Tag 2006 in Berlin, Mai 2006
- /16/ Femutec Engineering GmbH, Tempowerkring 3, 21079 Hamburg,
Deutschland
- /17/ MSC.Superform GmbH, Am Moosfeld 13, 81829 München, Deutschland
- /18/ Dölle, N.:
Numerische Simulation des Fügeprozesses beim Stanznieten mit
Halbhohlniet von duktilen Blechwerkstoffen
Dissertation Universität Paderborn, Shaker Verlag, 2001
- /19/ Freudenthal, A.M.:
Inelastisches Verhalten von Werkstoffen
VEB Verlag Technik Berlin, 1955
- /20/ Parisch H.:
Festkörper-Kontinuumsmechanik
B. G. Teubner Verlag, Stuttgart, Leipzig, Wiesbaden, 1. Auflage, 2003
- /21/ Wierzbicki, T., Bao Y., Lee Y.-W., Bai Y.:
Calibration and evaluation of seven fracture models
International Journal of Mechanical Sciences 47, S. 719 – 743, 2005
- /22/ Cockroft, M. G., Latham, D. J.:
A Simple Criterion of Fracture for Ductile Metals
Ministry of Technology, NEL Report No. 240, S 1 – 25, 1966
- /23/ Landgrebe, D.:
Bestimmung der Formänderungsgrenzen durch duktilen Werkstoffversagen bei
Kaltumformverfahren mit Hilfe der FEM
Dissertation, Universität der Bundeswehr Hamburg, Hamburg, 1999

- /24/ Ayada, M., Higashino, T., Mori, K.:
Central Bursting in Extrusion of Inhomogeneous Materials
Advanced Technology of Plasticity, Vol. 1, S. 553 – 558, 1987
- /25/ Rice, J. R., Tracey D.M.:
On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields
J. Mech. Phys. Solids, Vol. 17, S. 201 – 217, 1969
- /26/ 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, S. 2 – 15, 1977
- /27/ Needleman, A., Tvergaard, V.:
An analysis of ductile rupture in notched bars
J. Mech. Phys. Solids 32, S. 461 – 490, 1984
- /28/ Seidenfuß M., Steglich D., Heerens J.:
Beschreibung des Verhaltens von Al₃Ti-partikelverstärktem Aluminium durch
zwei verschiedene Schädigungsmodell
Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V.,
Berichtsverband DVM-Bericht 230, S. 59 – 72, 1998
- /29/ Schafstall, H.:
Verbesserung der Simulationsgenauigkeit ausgewählter Massivumformver-
fahren durch eine adaptive Reibwertvorgabe
Dissertation Universität der Bundeswehr Hamburg, Shaker Verlag, 1998
- /30/ Zum Gahr, K.-H.:
Microstructure and Wear of Materials
Tribology Series 10, Elsevier Science Publisher, Amsterdam, New York, 1987
- /31/ Lange K., Hrsg.:
Umformtechnik, Handbuch für Industrie und Wirtschaft
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2. Auflage 2002
- /32/ EN 10002-1:
Metallische Werkstoffe, Zugversuch Teil 1, 2001
- /33/ DIN 50106:
Prüfung metallischer Werkstoffe – Druckversuch, 1978
- /34/ DIN EN 10263-4:
Walzdraht, Stäbe und Draht aus Kaltstauch- und Kaltfließpresstählen-
Teil 4: Technische Lieferbedingungen für Vergütungsstähle, 2002

- /35/ DIN 50125:
Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben, 2004
- /36/ Neumaier, T.:
Zur Optimierung der Verfahrenswahl von Kalt-, Halbwarm- und Warmmassivumformverfahren
Fortschritt-Bereichte VDI, Reihe 2 Fertigungstechnik, Nr. 637, 2003
- /37/ Herbertz, R., Cho M.-L.:
Reibungsmechanismen in der Grenzfläche Werkstück/Werkzeug bei Umformverfahren und daraus resultierende Probleme für theoretische Berechnungen
Archiv Eisenhüttenwesen, 54, N.12, S. 499 - 522, 1983
- /38/ Aluminium-Taschenhandbuch
Band 2: Umformen von Aluminium Werkstoffen, Gießen von Aluminium-Teilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und Ökologie
Aluminium-Zentrale e.V., Düsseldorf, 15. Auflage, 1996
- /39/ DIN EN 573-3:
Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug – Teil 1: Numerisches Bezeichnungssystem, 2005
- /40/ DIN EN 10268:
Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus Stahl mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen Technische Lieferbedingungen, 2006
- /41/ Thoms, V., Süße D.:
Methoden zur Kennwertermittlung für Blechwerkstoffe
EFB-Forschungsbericht Nr.187, 2002
- /42/ Müller, W.:
Beitrag zur Charakterisierung von Blechwerkstoffen unter mehrachsiger Beanspruchung
Institut für Umformtechnik Universität Stuttgart, Bericht 8 Girardet Nr. 123, 1996
- /43/ Gese H., Dell H.:
Modelle für die Plastizität und das Versagen vom Aluminiumblech AC300 (3,0 mm) in den FEM-Programmen LS-DYNA und AUTOFORM
Technischer Bericht, München, 2004
- /44/ Eckstein J.:
Potential der Finite-Elemente-Methode zum Stanznieten höherfester Stähle
Diplomarbeit, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart, Juli 2004

- /45/ Petzow, G.:
Metallographisches Keramographisches Plastographisches Ätzen
Gebrüder Bornträger Verlag, Berlin, Stuttgart, 6. Auflage, 1994
- /46/ Eckstein J., Roos E., Roll K., Ruther M., Seidenfuß M.:
Analyse der Versagensformen beim Halbhohlstanznieten
Schweißen und Schneiden 58, Heft 11, 2006
- /47/ Philipskötter, A.:
Entwicklung eines Halbhohlstanznietes für das Fügen von Mischbauweisen
aus Aluminium und höherfesten Stählen
Dissertation Universität Paderborn, Shaker Verlag, 2006
- /48/ Seidenfuß M.:
Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von
Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5
Dissertation an der Fakultät Energietechnik der Universität Stuttgart, 1992
- /49/ Male, A.T. und Cockroft, M.G.:
A Method of Determination of the Coefficient of Friction of Metals under
conditions of Bulk Plastic Deformation
Journal of the Institute of Metals, Vol. 93, 1964
- /50/ Burgdorf, M., Hrsg.: Lange, K.:
Über die Ermittlung des Reibwertes für Verfahren der Massivumformung
durch den Ringstauchversuch
Verlag W. Girardet, Essen, 1967
- /51/ MSC.Marc Volume A:
Theory and User Information, Chapter 8 Contact, 2001
- /52/ Förster K.:
Numerische Behandlung von Differentialgleichungen
Rechenzentrum Universität Stuttgart, RUS – 26, 1995
- /53/ Eckstein J., Roos E., Roll K.:
Applicability of damage criterions for simulation of the self-pierce riveting
process, proceedings of the FLC Zurich, IVP, ETH Zurich, Switzerland, 2006

7. Anhang



Bild 7.1: Versagte Ringprobe hergestellt aus einem Niet

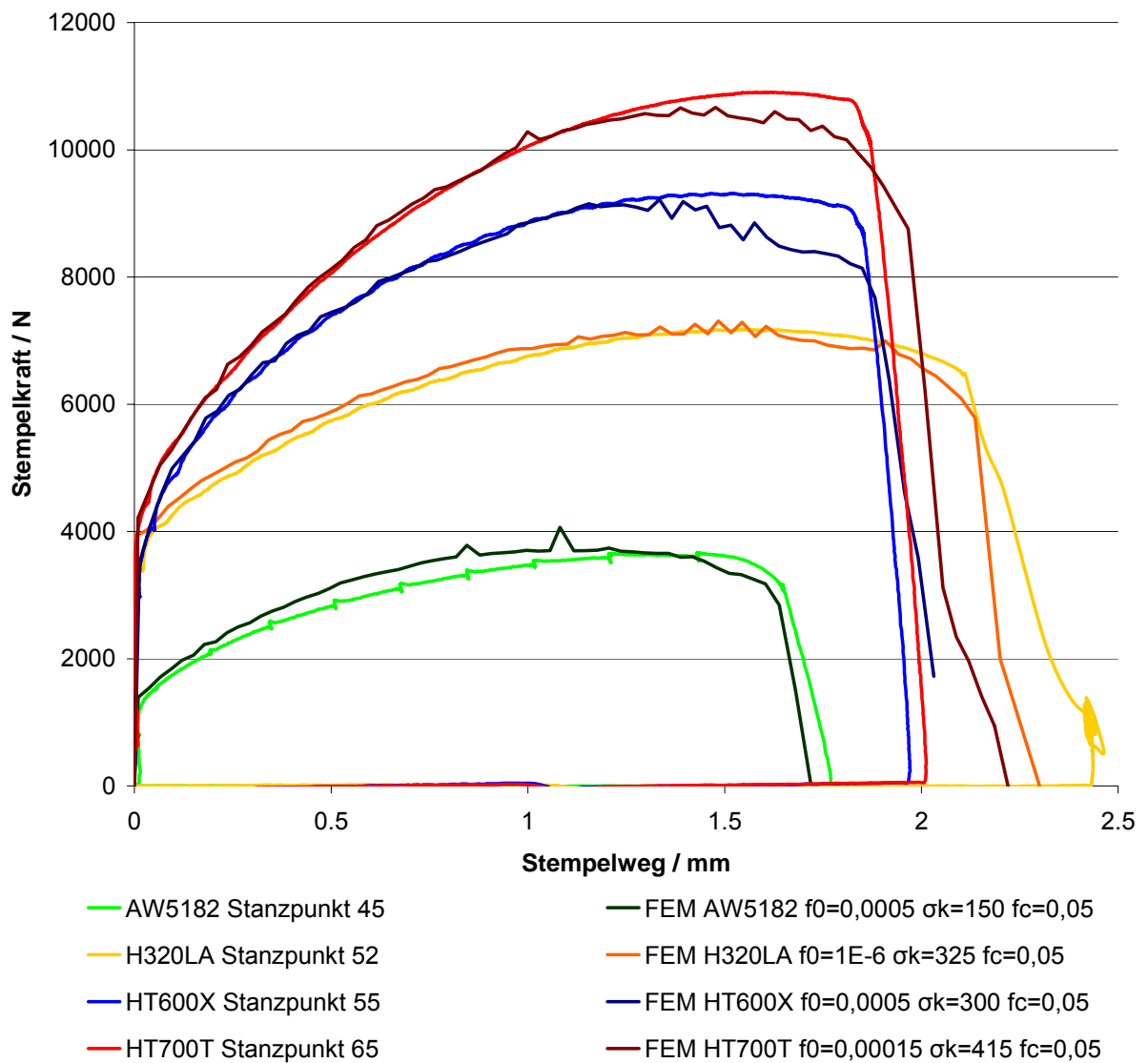


Bild 7.2: Vergleich Experiment Stanzen mit FEM-Simulation

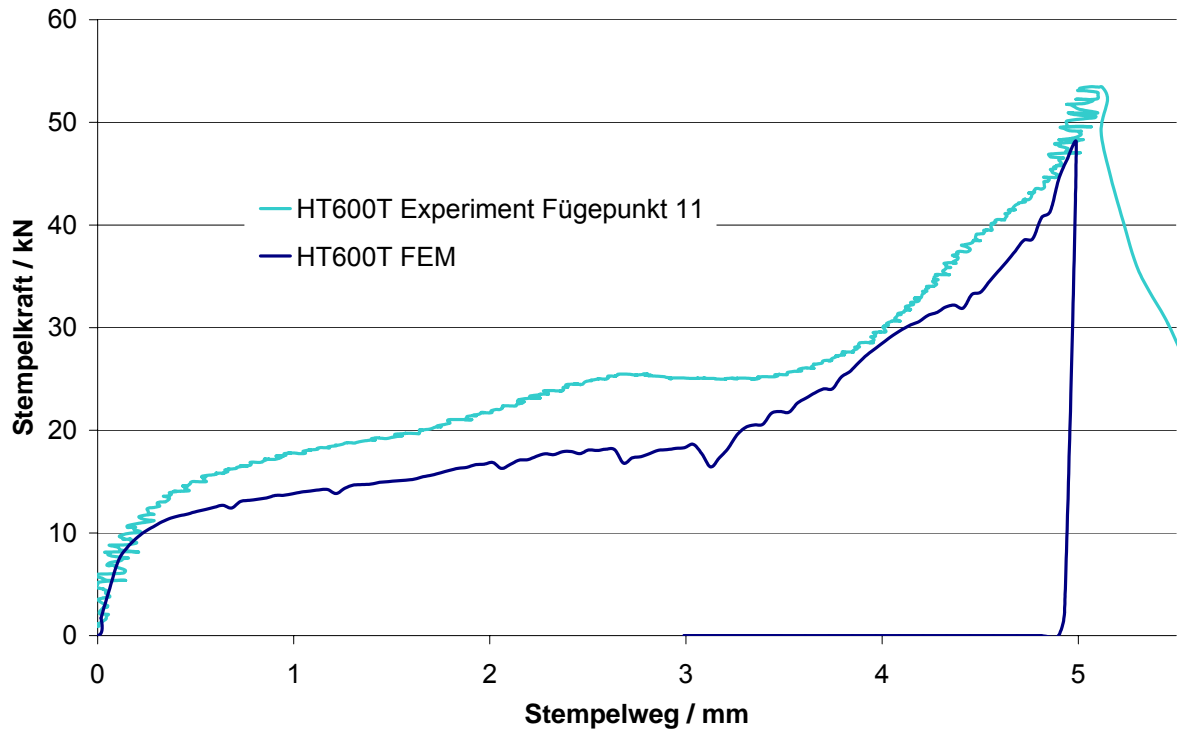


Bild 7.3: Kraft-Weg-Verlauf HSN, HT600T artgleich gefügt

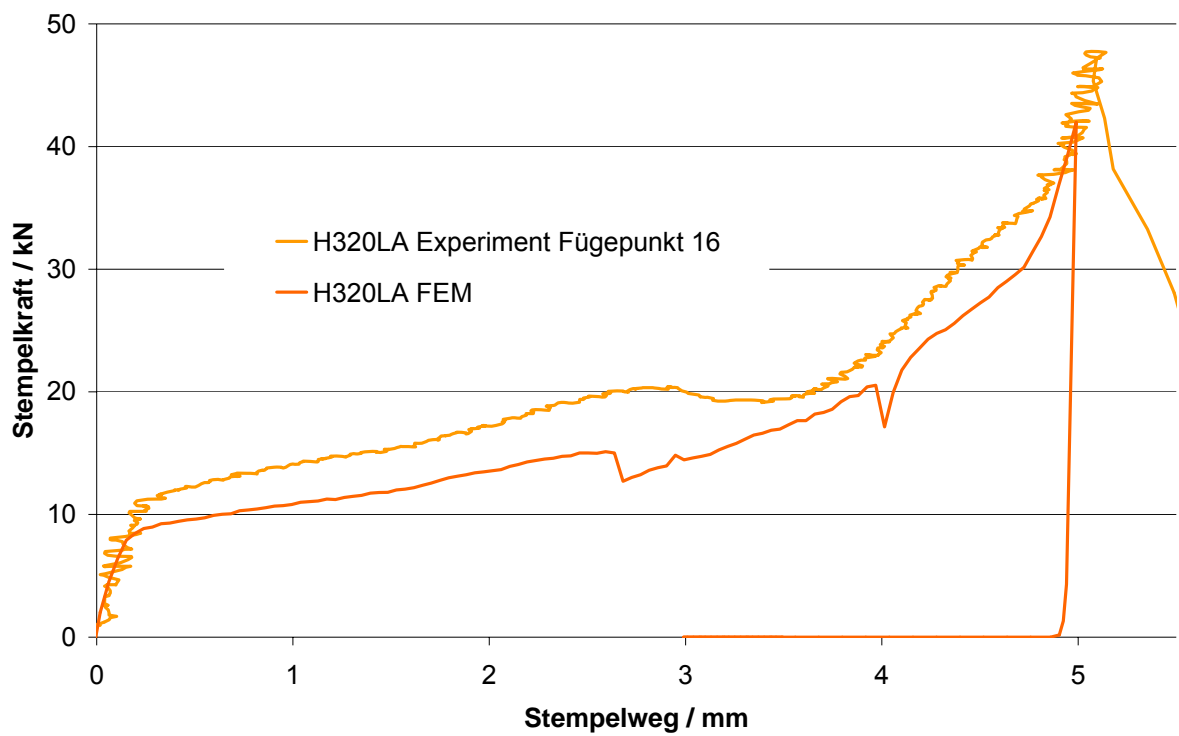


Bild 7.4: Kraft-Weg-Verlauf HSN, H320LA artgleich gefügt

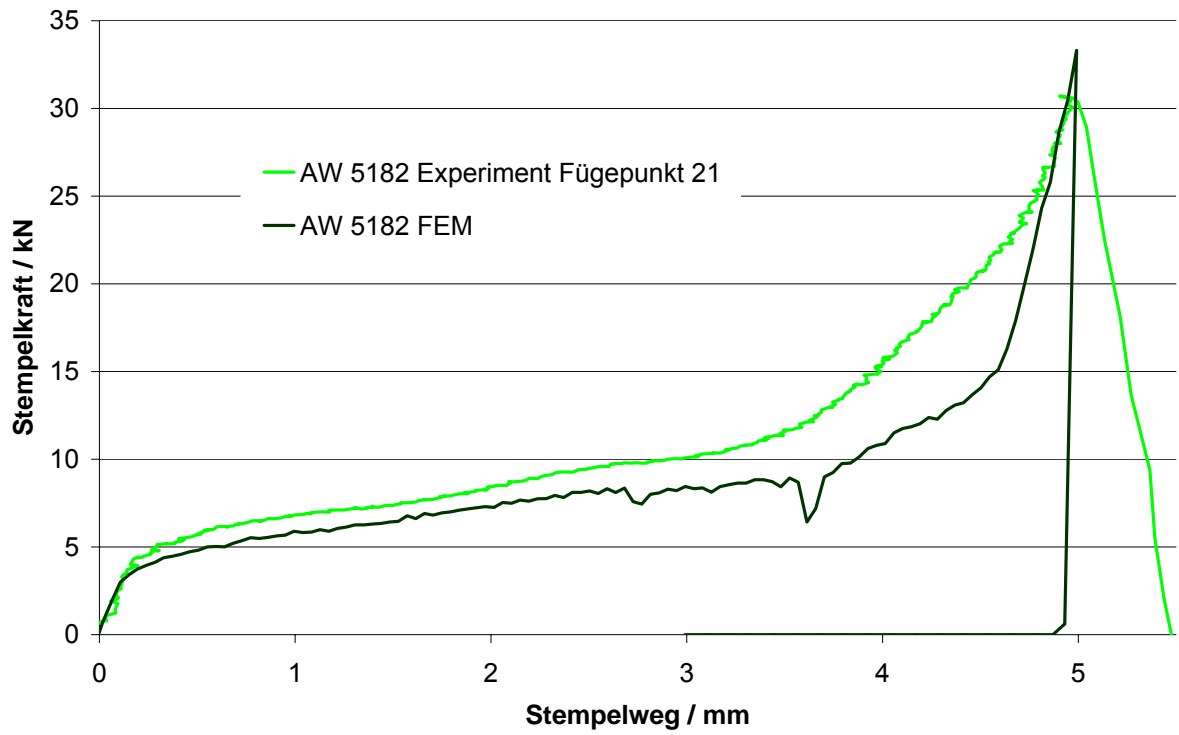


Bild 7.5: Kraft-Weg-Verlauf HSN, AW 5182 artgleich gefügt

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Johannes Eckstein
Geburtsdatum: 23. Februar 1977
Geburtsort: Ellwangen
Familienstand: ledig

Schulbildung:

1983 – 1988 Grundschule Königsknoll Sindelfingen
1988 – 1994 Realschule Eschenried Sindelfingen
1994 – 1997 Technisches Gymnasium
Gottlieb-Daimler-Schule Sindelfingen

Zivildienst:

1997 – 1998 Altenpflegehelfer
Evang. Diakonieverein Sindelfingen

Studium:

1998 – 2004 Luft- und Raumfahrttechnik
Universität Stuttgart

Berufstätigkeit:

2004 – 2007 Daimler AG; Produktions- und Werkstofftechnik;
Abteilung Werkstoff- und Fertigungstechnik; Sindelfingen

Seit 2007 Daimler AG; Planung Presswerk, Karosseriebau und
Lackierung; Abteilung Planung Presswerk; Sindelfingen

Sindelfingen, Januar 2009

Johannes Eckstein