



Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen  
der Technischen Universität München

# **Presswerkorientierte Analyse der Umform- und Scherschneideigenschaften von Mehrphasenstählen**

**Andreas Mackensen**

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der  
Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

**Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)**

genehmigten Dissertation.

**Vorsitzender:** Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

**Prüfer der Dissertation:**

1. Univ.-Prof. i. R. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Udo Lindemann

Die Dissertation wurde am 18.11.2013 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 20.10.2014 angenommen.

## **Geleitwort**

Die Kombination der ersten und der zweiten Verarbeitungsstufe stellt eine seltene Ausgangsposition für eine fachübergreifende Forschung in der deutschen Hochschullandschaft dar. Für die gestiegenen Anforderungen an Produkte und den verstärkten Kostendruck ist dieses Ineinandergreifen von Fertigungsverfahren ein idealer Nährboden für Forschungsaktivitäten, denn erst die gemeinsame Betrachtungsweise dieser beiden Verfahrensgebiete erlaubt Innovationen in vielen nachgeschalteten Bereichen der Industrie.

Vor allem Neuentwicklungen, aber auch die Weiterentwicklung bestehender Fertigungsverfahren, sollen im Umfeld eines härter werdenden Wettbewerbs dazu beitragen, die Position des Standortes Deutschland zu kräftigen. Das gegenseitige Befruchten von Theorie und Praxis durch die Zusammenarbeit von Hochschule und Industrie kann als Beitrag dafür angesehen werden.

Eine enge Anlehnung der Themen an die in der betrieblichen Praxis auftretenden Probleme als ein Bindeglied zwischen Grundlagenforschung und anwendungsorientierter Forschung liegt daher im Interesse dieser Berichte. Die einzelnen Arbeiten sind folglich als Bausteine zu betrachten, die einen entscheidenden Einfluss auf die Verbesserung bisheriger Technologien besitzen.

Neben den beiden großen fertigungstechnischen Schwerpunkten Urformtechnik und Umformtechnik, bei denen der isolierte Prozess im Mittelpunkt steht, gehört die gesamtheitliche Betrachtung der Verfahren mit naturwissenschaftlichen und planerischen Themen zum Inhalt der Arbeiten des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen.

Ergebnisse und Inhalte der Forschungsberichte sollen nicht als Einbahnstraße dem Wissenstransfer von Forschungsergebnissen in der Praxis dienen, sondern sie sollen neben der Basis für weiterführende Arbeiten auch als Diskussionsgrundlage für den Dialog zwischen Hochschule und Industrie angesehen werden.

Hartmut Hoffmann



## **Vorwort**

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München.

Meinem Doktorvater Herrn Univ.-Prof. i. R. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann danke ich für das entgegengebrachte Vertrauen und die zugestandenen Freiheiten bei der Bearbeitung, die stets freundliche persönliche und fachliche Unterstützung sowie die kritische Durchsicht der Arbeit. Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Udo Lindemann, Ordinarius des Lehrstuhls für Produktentwicklung der Technischen Universität München, danke ich für die Übernahme des Koreferats. Gleichmaßen gilt mein Dank Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk, Ordinarius des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen, für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Mein Dank gilt auch den Mitarbeitern des Lehrstuhls, ohne deren Hilfe eine zielorientierte Bearbeitung nicht möglich gewesen wäre. Insbesondere seien hier Dr.-Ing. Roland Golle, Dipl.-Ing. (FH) Josef Mair, M.Sc. Hynwoo So, M.Sc. JaeKun Kim sowie die Mitarbeiter der Werkstatt, IT, Labor und der Verwaltung genannt. Meinen Mitstreitern Dr.-Ing. Peter Demmel und Dr.-Ing. Alexander Prexl danke ich ganz herzlich für die hilfreichen Diskussionen und die fachliche Unterstützung.

Mein ganz besonderer und spezieller Dank gebührt denjenigen, die durch ihr außerordentliches Engagement und ihrem unermüdlichen Einsatz mitgeholfen haben, das Fundament zum Gelingen dieser Arbeit zu gestalten: Frau Carolin Blatner, Herr Daniel Donath, Herr Fabian Gottwald, Herr Kaikubad Hasan, Herr Thomas Kopp, Frau Susanne Rübsamen, Herr Ramses Sala und Herr Franz Wirth.

Der Bayerischen Forschungsstiftung sei an dieser Stelle für die umfassende Förderung der Forschung zu Mehrphasenstählen im Rahmen des „NovoStahl“ Projekts gedankt, die die Grundlage für diese Arbeit bildete. Den beteiligten Firmen Audi AG, Karl Binder GmbH, BMW AG und Otto Spanner GmbH sowie Herrn Karl Hirmer danke ich für ihre Unterstützung und die angenehme Zusammenarbeit.

## Kurzzusammenfassung

Die Verarbeitung von höchstfesten Mehrphasen-Stählen stellt auf Grund der komplexen Gefügestruktur, den spezifischen Verformungsmechanismen sowie den vergleichsweise hohen Prozesskräften eine Herausforderung dar. Die Entwicklung einer Methodik, anhand derer die umformtechnische Verarbeitbarkeit der Mehrphasenstähle zur Herstellung von Strukturbauteilen charakterisiert werden kann stellt den Kernaspekt dieser Arbeit dar. Die Methodik soll dabei presswerkrelevante Umform- und Schneidoperationen abbilden und gleichzeitig in Anlehnung an konventionelle Prüfverfahren sowohl werkstoff-, als auch verfahrensspezifische Kenngrößen ermitteln. Hierfür bildet die Konzeptionierung zweier kombinierbarer Versuchswerkzeuge den Ausgangspunkt der Arbeit. Gegenstand der Untersuchungen sind lineare und nicht-lineare Grenzformänderungsdiagramme, Präge- und Lochaufweitungsversuche, sowie Scherschneid- und Abkantversuche.

Die Ergebnisse des Formänderungsvermögens bei nicht-linearen Dehnungspfaden zeigen Abweichungen gegenüber der konventionellen Grenzformänderungskurve (GFK). Kritische Formänderungen können sowohl oberhalb, als auch unterhalb der GFK liegen, weshalb eine Anwendung bei mehrstufigen Umformoperationen bedingt zielführend ist. Der Vergleich gemessener und berechneter Formänderungen in Bereichen lokaler Dehnungsmaxima zeigt demgegenüber auf, dass mit Hilfe von werkstoff-spezifischen Modellierungsansätzen der grundsätzliche Verlauf der Formänderungen innerhalb einer Prägegeometrie vorherbestimmt werden kann.

Das Umformvermögen von kaltverfestigten Schnittflächen kann durch den Einsatz von scharfkantigen Schneidaktivelementen verbessert werden. Zudem stellt Laserschneiden für Mehrphasenstähle eine alternative Fertigungsmethode zur Erzeugung von Schnittflächen mit hohem Verformungspotential dar.

Die beim Scherschneiden resultierende Querkraft erreicht gegenüber bestehenden empirischen Modellen ein deutlich höheres Niveau und muss entsprechend in der Werkzeugauslegung berücksichtigt werden. Eine kreuzend-ziehende Schneidoperation ermöglicht eine signifikante Reduzierung der Schneidkräfte.

## **Abstract**

The processing of high strength multi-phase steels represents a challenge due to the complex microstructure, the specific deformation mechanisms and the comparably high processing forces. This doctoral thesis focuses on the development of a method for forming workability characterization of multi-phase steels. The method is developed according to typical press shop operations such as forming and shear cutting. In addition it provides relevant process parameters as well as material parameters referring to standard material testing techniques. For this, the conceptual design of two combinable tools represents the point of origin for this thesis. Within the scope are investigations of linear and non-linear forming limit diagrams, stamping and hole expansion tests as well as shear cutting and bending experiments.

For non-linear strain paths it has revealed that the achieved critical forming limits deviate from the determined standard material specific forming limit curve (FLC). Depending on the steel grade and the applied pre-deformation level, the formability is either below or above the standard FLC. Generally, it can be concluded that the application of the standard FLC for characterizing multi-stage forming processes is insufficient. By use of material specific modeling approaches, a numerical prediction of the strain distribution along a stamping geometry is basically possible.

The forming limits of sheared cutting edges are enhanced using sharp-edged punches and therefore a preferable tool setup for industrial applications. Laser cutting represents a promising alternative processing technique for multi-phase steels, resulting in cutting edges with high forming potential.

For shear cutting the maximum force level of the shear force is significantly higher for multi-phase steels compared to standard estimation approaches given in literature. The application of a shear angle leads to a considerable force reduction.

*“Der höchste Lohn für unsere Bemühungen ist nicht das,  
was wir dafür bekommen,  
sondern das, was wir dadurch werden.”*

*John Ruskin (1819-1900)*

*Für meine Eltern*

---

## Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand von Wissenschaft und Technik .....</b>	<b>5</b>
2.1	Fertigung von Karosseriebauteilen .....	5
2.2	Verfestigungsmechanismen von Stählen .....	7
2.3	Eigenschaften von Mehrphasenstählen .....	11
2.4	Versagensmöglichkeiten von Mehrphasenstählen .....	16
2.5	Werkstoffgebundene sowie verfahrensgebundene Blechqualifizierung .....	18
2.5.1	Grenzformänderungsdiagramme .....	20
2.5.2	Abkanten von Flanschen .....	26
2.6	Scherschneiden .....	30
2.7	Umformvermögen von Schnittkanten und Lochaufweitungsversuch .....	33
2.8	Prägen von Sickenstrukturen .....	41
<b>3</b>	<b>Ausgangssituation und Zielsetzung .....</b>	<b>46</b>
<b>4</b>	<b>Methodik der Werkstoffcharakterisierung und der eingesetzten Messmittel .....</b>	<b>49</b>
<b>5</b>	<b>Versuchsanlagen und Messeinrichtungen .....</b>	<b>55</b>
5.1	Umformmaschinen .....	55
5.2	Kombiniertes Stanz- und Nibbel-Laserzentrum .....	56
5.3	3D-Laserbearbeitungszentrum .....	56
5.4	Universalprüfmaschine .....	57
5.5	Photogrammetrische Messsysteme .....	57
5.5.1	Optische Verformungsanalyse .....	58
5.5.2	Photogrammetrische Oberflächendigitalisierung .....	61
5.6	Konturmessgerät .....	62
5.7	Mikro-Härtemessung .....	63
5.8	Lichtmikroskopie .....	63
5.9	Funkenemissionsspektrometer .....	64

---

<b>6</b>	<b>Versuchswerkstoffe</b>	<b>65</b>
<b>7</b>	<b>Versuchsplan</b>	<b>72</b>
<b>8</b>	<b>Versuchswerkzeuge</b>	<b>73</b>
8.1	Umform- und Nachformwerkzeug	73
8.1.1	Prägemodul	75
8.1.2	Messaufbau zur optischen Verformungsanalyse	76
8.2	Beschneide- und Abkantwerkzeug	78
8.2.1	Sensorik und Messaufbau	80
8.2.2	Austauschbare Aktivelemente	82
<b>9</b>	<b>Versuchsbeschreibung und experimentelle Durchführung</b>	<b>84</b>
9.1	Charakterisierung der Grenzformänderung	84
9.2	Grenzformänderung bei nicht-linearen Belastungspfaden	88
9.3	Prägeversuche	92
9.4	Lochauftest	96
9.5	Abkantversuche	106
9.6	Durchführung der Schneidversuche	113
9.7	Numerische Umformsimulation	117
<b>10</b>	<b>Versuchsergebnisse und Diskussion</b>	<b>121</b>
10.1	Grenzformänderung bei proportionalen Formänderungspfaden	121
10.2	Grenzformänderung bei nicht-proportionalen Formänderungspfaden	132
10.3	Prägeversuche	142
10.4	Kantenrissempfindlichkeit von Schnittflächen	151
10.5	Abkantversuche	164
10.5.1	Abkanten ebener Versuchsproben	164
10.5.2	Abkanten vorverformter Versuchsproben	169
10.6	Untersuchung der Scherschneidbarkeit im offenen Schnitt	174

---

<b>11 Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>194</b>
<b>12 Verzeichnisse .....</b>	<b>198</b>
12.1 Abbildungsverzeichnis .....	198
12.2 Tabellenverzeichnis .....	206
12.3 Literaturverzeichnis .....	207
12.4 Normverzeichnis .....	219
12.5 Studienarbeiten .....	222
<b>13 Anhang .....</b>	<b>223</b>

## Kurzzeichen

<b>Zeichen</b>	<b>Einheit</b>	<b>Beschreibung</b>
$a_0$	mm	Gesenkweite, Sickenbreite
$A_{Bruch}$	%	Bruchdehnung
$A_g$	%	Gleichmaßdehnung
$b$	mm	Breite
$c$	mm	Abstand
CCD	-	Charge-coupled Device
CP	-	Complexphasen-Stahl
$d$	mm	Abstand
$d_{initial}$	mm	Initialer Durchmesser der Lochaufweitungsproben
$d_{Riss}$	mm	Durchmesser der Lochaufweitungsproben bei Riss
$d_{St}$	mm	Stempeldurchmesser
DP	-	Dualphasen-Stahl
$E$	MPa	E-Modul
$f$	-	Scherfaktor
$F$	kN	Kraft
$F_N$	kN	Niederhalterkraft
$F_{s,max}$	kN	Maximale Schneidkraft
$F_{St}$	kN	Stempelkraft
$F_X$	kN	Kraft in Richtung der Raumkoordinate X
$F_Y$	kN	Kraft in Richtung der Raumkoordinate Y
$F_Z$	kN	Kraft in Richtung der Raumkoordinate Z
$G$	-	Oberflächengrauwert
GFD	-	Grenzformänderungsdiagramm
GFK	-	Grenzformänderungskurve
GSK	-	Grenzspannungskurve
$h_v$	mm	Vorverformungszieltiefe der Nakajima-Proben
$HV_0$	-	Grundhärte
$HV_1$	-	Härte nach dem Schneiden
$k_s$	-	Schneidwiderstand
$K$	-	Rückfederungsverhältnis beim Abkanten
$l_s$	mm	Schnittlinienlänge beim Scherschneiden
$m$	-	Parameteranzahl für Materialmodellierung
$M_b$	Nm	Biegemoment
$M_b^*$	Nm	Rückfederungsmoment
MS	-	Martensitphasen-Stahl
$n$	-	Verfestigungsexponent
$r$	-	Senkrechte Anisotropie
$r_b$	mm	Biegeradius

$r_m$	-	Mittlere senkrechte Anisotropie
$r_M$	mm	Matrizenkantenradius
$r_n$	mm	Distanz zwischen Biegeachse und neutraler Faser
$r_{PM}$	mm	Kantenverrundung der Prägematrize
$r_{PSt}$	mm	Kantenverrundung des Prägestempels
$r_{St}$	mm	Stempelkantenradius
$r_T$	mm	Taillierungsradius der Nakajima-Proben
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze bei nichtproportionaler Dehnung 0,2%
$s_0$	mm	Blechdicke
$s_B$	mm	Stegbreite der Nakajima-Proben
TRIP	-	Transformation-Induced-Plasticity-Stahl
TWIP	-	Twinning-Induced-Plasticity-Stahl
$u$	%	Relativer Schneidspalt
$v_s$	mm/s	Stößelgeschwindigkeit
$\bar{x}_i$	-	Arithmetischer Mittelwert
$x_s$	mm	Abgewickelte Schnittlinienlänge
$y_f$	mm	Grenze elastischer/plastischer Bereich
$\alpha_b$	°	Biegewinkel
$\alpha_F$	-	Formänderungsverhältnis
$\alpha_r$	°	Biegewinkel nach Rückfederung
$\gamma$	°	Blechlagewinkel der Proben beim Scherschneiden
$\Gamma$	mJ/m <sup>2</sup>	Stapelfehlerenergie
$\delta$	°	Scherwinkel des Schneidmessers
$\varepsilon$	%	Technische Dehnung
$\varepsilon_R$	%	Resultierende Dehnung
$\lambda$	%	Lochauftweitungsrate
$\varphi$	-	Umformgrad bzw. logarithmische Formänderung
$\varphi_1$	-	Hauptumformgrad in der Blechebene
$\varphi_2$	-	Nebenumformgrad in der Blechebene
$\varphi_3$	-	Umformgrad senkrecht zur Blechebene
$\varphi_V$	MPa	Vergleichsformänderung
$\sigma$	MPa	Technische Spannung
$\sigma_l$	-	Axialer Umformgrad
$\sigma_r$	-	Radialer Umformgrad
$\sigma_t$	-	Tangentialer Umformgrad
$\sigma_R$	MPa	Resultierende Spannung
$\tau$	MPa	Schubspannung
$ f _{max}$	-	Normierter Kraftbetrag



## 1 Einleitung

Die Voraussetzung für eine wirtschaftlich orientierte Herstellung funktionsoptimierter metallischer Bauteile basiert auf einer effizienten Fertigungstechnologie verbunden mit der Möglichkeit einer wiederholbaren Einflussnahme auf die Werkstoffstruktur während der Verarbeitung. Dabei sind die resultierenden Bauteileigenschaften das Ergebnis einer mehr oder minder aufwendig gestalteten Herstellungsgeschichte, für die typischerweise neben urformtechnischen Fertigungsverfahren auch Umform- und Fügeoperationen sowie Verfahren zur Werkstofftrennung herangezogen werden. Um eine hohe Produktqualität zu gewährleisten, werden für die einzelnen Produktionsschritte charakteristische Prozessparameter erfasst und im Rahmen einer entsprechend ausgelegten Leittechnik verwendet. Die Realisierung einer gleichbleibenden Beschaffenheit der Bauteile in einer Serienproduktion erfordert eine Prozessführung unter stabilen, quasi-stationären Bedingungen. Hierzu ist eine Erfassung, Beurteilung und Verknüpfung sowohl von verfahrensspezifischen, als auch werkstoffspezifischen Kenngrößen bzw. Eigenschaften Voraussetzung für eine robuste Fertigung. Die Kenntnis dieser technischen Zustandsgrößen bzw. deren Abschätzung ist größtenteils auch während des Produktentwicklungsprozesses von hoher Bedeutung, um die Gestaltung eines technisch und wirtschaftlich optimierten Fertigungsprozesses zu ermöglichen.

Im Rahmen der Herstellung und Verarbeitung metallischer Werkstoffe stehen unterschiedliche Fertigungstechnologien zur Verfügung. Umformende Fertigungsverfahren nehmen dabei aufgrund ihrer vergleichsweise hohen Werkstoffausnutzung einen hohen Stellenwert im Kontext der industriellen Fertigung ein. Ein Teilbereich der umformenden Fertigungsverfahren umfasst die Verarbeitung von Blechen. Bei der Blechumformung bestimmen sowohl der Umformweg, als auch die werkstoffspezifischen Kenngrößen, wie beispielsweise Festigkeits- und Duktilitätsverhalten, und die prozessspezifischen Parameter, wie zum Beispiel Werkzeuggestaltung und Umformgeschwindigkeit, die resultierenden Bauteileigenschaften [HASE78a].

Den Produktionsbereich mit dem größten Bedarf an Feinblechwerkstoffen mit Dicken unterhalb von 3 mm stellt die Automobilindustrie dar, was insbesondere auf den

Verbrauch im Zuge der Serienfertigung von Karosseriebauteilen zurückzuführen ist. In diesem Zusammenhang stellt die Karosserie eines Fahrzeugs die größte Gewichtskomponente dar. Hieraus resultiert ein hohes Potential zur Realisierung von gewichtsreduzierenden Maßnahmen mit dem Ziel, den Kraftstoffverbrauch zu senken und damit den politischen und gesellschaftlichen Anforderungen nach geringen CO<sub>2</sub>-Emissionen zu genügen. Von den verschiedenen existierenden Ansätzen zur Umsetzung von Leichtbau bietet der Stoffleichtbau ein großes Potential. Eine Gewichtsreduzierung ergibt sich demnach aus dem verwendeten Werkstoff sowie einer Blechdickenreduzierung einzelner verwendeter Karosseriekomponenten. Eine geringere Blechdicke führt zu einem Verlust an Bauteilsteifigkeit, die durch eine entsprechend höhere Festigkeit des eingesetzten Blechwerkstoffes ausgeglichen werden muss. Dies ist insbesondere bei sicherheitsrelevanten Bauteilen von Bedeutung, um die Beibehaltung eines ausreichenden Crash-Verhaltens zu gewährleisten [KLEI03].

Im Allgemeinen zeigt die Korrelation zwischen der Festigkeit und der Plastizität eines Werkstoffes ein gegensätzliches Verhalten, da mit einer Erhöhung der Festigkeit typischerweise eine Reduzierung der Umformbarkeit einhergeht. Die Entwicklung moderner Karosseriebaustähle zielt aus diesem Grund neben dem Erreichen hoher Festigkeitsniveaus auch auf eine gegenüber konventionellen Stahllegierungen vergleichbare Umformbarkeit ab, um der zunehmenden geometrischen Komplexität moderner Designs zu genügen. Die Kombination von Festigkeit und Duktilität, als elementare Werkstoffeigenschaften, wird zum Teil von den sogenannten Mehrphasenstählen erreicht. Die Mehrphasenstähle nutzen die Eigenschaft des Eisen-Kohlenstoff-Systems, unter Zulegen bestimmter Legierungselemente und in Abhängigkeit der Temperaturführung, beim Abkühlen unterschiedliche Phasen innerhalb der Gefügestruktur auszubilden. Die Phasen weisen verschiedene Festigkeiten auf, wodurch letztlich das spezifische Eigenschaftsprofil der Mehrphasenstähle im Vergleich zu den konventionellen, einphasigen Stahllegierungen entsteht. Durch die Möglichkeit, Hochtemperaturphasen bei Raumtemperatur mit Hilfe von Legierungselementen zu stabilisieren, wird die Anzahl nebeneinander

---

existierender Phasen zusätzlich erhöht, was bei der Legierungsentwicklung gezielt als Konzept eingesetzt wird.

Um Aussagen über die umformtechnische Verarbeitbarkeit sowie die grundsätzlichen Eigenschaften eines Blechwerkstoffes zu treffen, wird der Werkstoff einer mechanisch-technologischen Prüfung unterzogen. Hierzu stehen methodisch eine Vielzahl an Verfahren zur Verfügung, wobei zwischen werkstoffgebundenen und verfahrensgebundenen Prüfverfahren unterschieden wird. Eine klassische werkstoffgebundene Prüfung von Blechwerkstoffen stellt beispielsweise der Zugversuch dar, aus dem sich direkt Kenntnisse über die Festigkeit und die Plastizität ableiten lassen. Insgesamt lässt sich bezüglich der mechanisch-technologischen Prüfung feststellen, dass eine umfassende Charakterisierung des Umformverhaltens mit einem hohen Untersuchungsaufwand verbunden ist.

Aus dem besonderen mikrostrukturellen Gefügebau der Mehrphasenstähle resultieren im Vergleich zu konventionellen Legierungsansätzen abweichende und wesentlich komplexere Verfestigungs- und Versagensmechanismen während einer plastischen Umformung. Hieraus folgt ein erhöhter technologischer Aufwand zur Beschreibung des Umformverhaltens. Dies wirkt sich auch auf die werkstoffgerechte Bauteilkonstruktion und die Auslegung von Umformprozessen im Rahmen der Methodenplanung aus, da beispielsweise höhere Zieh- und Schneidkräfte erreicht werden und entsprechend dimensionierte Pressenanalgen benötigt werden. Bisherige Erfahrungen hinsichtlich Gestaltungs- und Konstruktionsrichtlinien auf Basis konventioneller Stahlgüten lassen sich nur bedingt auf hoch- und höchstfeste Mehrphasenstähle übertragen. Umfangreiche Kenntnisse über die Verarbeitung von Mehrphasenstählen fehlen bisher. Zudem ist davon auszugehen, dass Mehrphasenstähle auch zukünftig zunehmend im Karosseriebereich eingesetzt werden. Verschärfend wirken sich in diesem Zusammenhang auch die hohen Innovationsgeschwindigkeiten und die reduzierten Markteinführungszeiten (Time-to-Market) aus, die anstelle einer sequentiellen Produktentstehung zu einer zunehmenden Parallelisierung der Prozessschritte führen. Dies bedingt für die einzelnen Prozessschritte kürzere Zeitintervalle, was entsprechend auch für die Methodenplanung gilt [HALL04] [ROLL07].

Eine Verbesserung der Zuverlässigkeit umformtechnischer Fertigungsabläufe konnte in der Vergangenheit durch den verstärkten Einsatz der Modellbildung und Simulation erzielt werden. Bei geometrisch komplexen Karosseriebauteilen kann die Auslegung des Umformprozesses teuer und zeitaufwendig sein. Der Einsatz der numerischen Simulation als virtuelle Methode beschleunigt insbesondere die Prozessauslegung und reduziert die auf Erfahrung basierende „Trial-and-Error“ Methode deutlich. Die Applikation der Finite-Elemente-Simulation ist dann zielführend, wenn das eingesetzte Simulationstool zuverlässige und realitätsabbildende Ergebnisse liefert. Nach [HWAN05] wird die Simulationsgenauigkeit unter anderem von der Diskretisierung und Modellierung der Randbedingungen sowie von den verwendeten Werkstoffmodellen beeinflusst. Die derzeitigen verfügbaren konventionellen Ansätze zur Werkstoffmodellierung auf Basis konstitutiver Zusammenhänge zeigen sich bei Mehrphasenstählen bezüglich ihrer Realitätsnähe verbesserungswürdig, da zentrale phänomenologische Mechanismen, wie beispielsweise eine dehnungsinduzierte Phasentransformation im Zuge einer plastischen Verformung, bisher in der Werkstoffmodellierung unberücksichtigt blieben. Daher gilt es, zum einen die Methode zur Ermittlung der Werkstoffeigenschaften zu verbessern und zum anderen die Ansätze zur Abbildung des plastischen Verhaltens sowie des Verfestigungsverhaltens zu optimieren.

Diese Arbeit hat das Ziel, einen methodischen Ansatz zu entwickeln, mit dessen Hilfe die umformtechnische Verarbeitbarkeit von Mehrphasenstählen zur Herstellung von Strukturbauteilen qualifiziert werden kann. Die Methode soll presswerkrelevante Umform- und Schneidoperationen abbilden und gleichzeitig in Anlehnung an konventionelle Prüfverfahren werkstoff- und verfahrensspezifische Kenngrößen ermitteln. Hierdurch wird ein Beitrag zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens von hochfesten Mehrphasenstählen bzw. hochfesten und gleichzeitig hochduktilen Stählen geleistet. Ein weiterer Aspekt betrifft die Ableitung von Richtlinien zur umformtechnischen Verarbeitung von Mehrphasenstählen.

## 2 Stand von Wissenschaft und Technik

Ausgehend von dem industriellen presswerkbezogenen Herstellungsprozess von Karosseriebauteilen werden nachstehend die Eigenschaften hoch- und höchstfester Karosserieblechwerkstoffe behandelt. Es folgt eine Beschreibung der in dieser Arbeit zur mechanisch-technologischen Werkstoffprüfung eingesetzten Verfahren. Der Kenntnisstand zum Scherschneiden von Blechen sowie das Verhalten von Schnittflächen im Zuge einer plastischen Beanspruchung werden anschließend erörtert. Zudem wird das Prägen von Nebenformelementen als Umformoperation dargelegt.

### 2.1 Fertigung von Karosseriebauteilen

In der heutigen Großserienproduktion von Kraftfahrzeugen werden die Karosseriekomponenten üblicherweise aus Feinblechen gefertigt. Werkstoffseitig stehen dabei insbesondere Stahl- und Aluminiumlegierungen im Fokus der fertigungstechnischen Verarbeitung. Zunehmend werden auch kohlenstoff- bzw. glasfaserverstärkte Kunststoffe als Verbundwerkstoffe für Bauteile eingesetzt. Grundsätzlich lassen sich Karosseriekomponenten in Außenhautteile und Struktur- bzw. Verstärkungsteile unterteilen. Für die Massenfertigung dieser Komponenten kommt dem Tiefziehen als Umformverfahren mit starren Werkzeugen elementare Bedeutung zu. Das Tiefziehen ist gemäß den normativen Vorgaben von [DIN8584-3] als Zugdruckumformen definiert. Allerdings kann bei komplexen Topologieeigenschaften der Bauteile nicht von einer reinen Tiefziehbeanspruchung bei der Umformung ausgegangen werden. Vielmehr wird die Ziehoperation durch eine Superposition verschiedener Tiefzieh-, Streckzieh- und Biegeanteile bestimmt. In diesem Zusammenhang erfolgt bei einer reinen Streckziehbeanspruchung die Zuordnung des Streckziehens zu den Zugumformverfahren [DIN8585-4].

Die fertigungstechnische Umsetzung eines geometrisch komplexen Umformbauteils erfordert im Presswerk oftmals eine mehrstufige Prozesskette, die aus mehreren Arbeitsfolgen bestehen kann (Abbildung 2.1). Diejenigen Arbeitsfolgen, die die wesentlichen fertigungsrelevanten Kernprozesse darstellen, werden dabei in der

Regel in Großteil-Transferpressen oder auf Basis einer Fertigungsfolge mit verknüpften Einzelpressen realisiert [SCHU96].

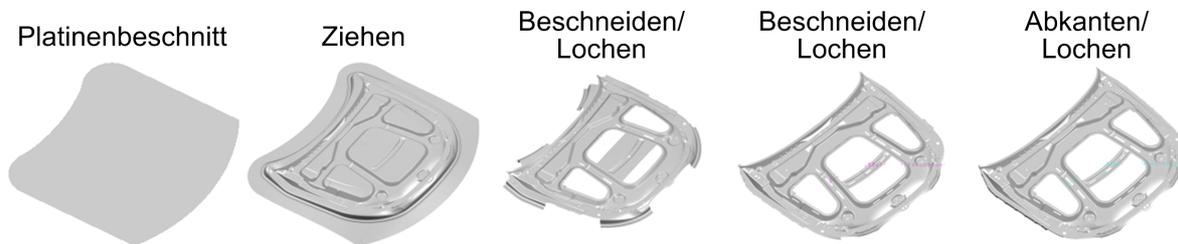


Abbildung 2.1: Exemplarische Presswerk-Arbeitsfolgen zur Herstellung eines Innenblechs einer Frontklappe (Quelle: BMW Group; nach [SCHW08])

In Abbildung 2.1 sind beispielhaft anhand eines Innenbleches einer Frontklappe die unterschiedlichen Fertigungsschritte verdeutlicht. Dabei werden die einzelnen Platinenzuschnitte zunächst einer Reinigungs- oder Beölungsanlage zugeführt, bevor sie in der Ziehstufe umgeformt werden. In den nachfolgenden Beschneideoperationen erfolgt die Abtrennung des Ziehstands vom Bauteil und es werden Ausschnitte bzw. Lochungen appliziert. Weitere Operationen können unter anderem das Abstellen von Flanschen sowie das Ausformen von Nebenformelementgeometrien oder das Nachformen von Bauteilkanten mit Hinterschnitt umfassen.

Bei der Blechumformung wird die resultierende Qualität des Bauteils von den im Prozess prävalenten tribologischen Verhältnissen, der eingesetzten Umformmaschine, der Werkzeuggestaltung und den werkstoffspezifischen Eigenschaften des eingesetzten Halbzeugs beeinflusst [DOEG98]. Im Fall komplexer Bauteilgeometrien erfordert insbesondere die Auslegung der Umformwerkzeuge Erfahrungswissen, das zwar für konventionelle Stahllegierungen hinreichend zielführend verwendet werden kann, das jedoch auf die Werkzeuggestaltung von Bauteilen aus hoch- und höchstfesten Stahllegierungen nur bedingt übertragen werden kann. Grund hierfür ist beispielsweise das ausgeprägte Aufsprungverhalten bei zunehmender Festigkeit des Werkstoffes. Dabei wird gerade in [ROLL07] auf die Beherrschung der Rückfederungseigenschaften im Rahmen einer zukünftigen Qualitätsverbesserung von Umformteilen auf Basis einer Reduzierung der Formabweichung hingewiesen.

## 2.2 Verfestigungsmechanismen von Stählen

Die plastische Formänderung eines metallischen Vielkristalls ist auf die inhärente Erzeugung und Bewegung von linienförmigen Störungen innerhalb der kristallographischen Struktur zurückzuführen. Diese eindimensionalen Defekte des kristallographischen Strukturaufbaus werden als Versetzungen bezeichnet und ermöglichen unter Wirkung einer ausreichenden äußeren Kraftbeanspruchung durch ihre Gleit- und Kletterbewegungen eine bleibende Verformung des Gitters. Diesbezüglich lassen sich Schrauben- und Stufenversetzungen unterscheiden. Steht der Bewegung der Versetzungen ein aus dem Kristallaufbau resultierendes Hindernis entgegen und ist zu dessen Überwindung ein erhöhter Lastaufwand erforderlich, so kommt es zu einer Festigkeitssteigerung des Werkstoffes. Dabei ist die gezielte Implementierung von Hindernissen im industriellen Kontext als maßgebliches Designelement zur Erzeugung von technischen Werkstoffen mit unterschiedlichen Festigkeitsniveaus anzusehen. Die zentralen Verfestigungsmechanismen, die zu einer Erhöhung der kritischen Schubspannung und somit der Streckgrenze führen, sind in der nachfolgenden Abbildung 2.2 verdeutlicht [ASKE03] [BARG94].

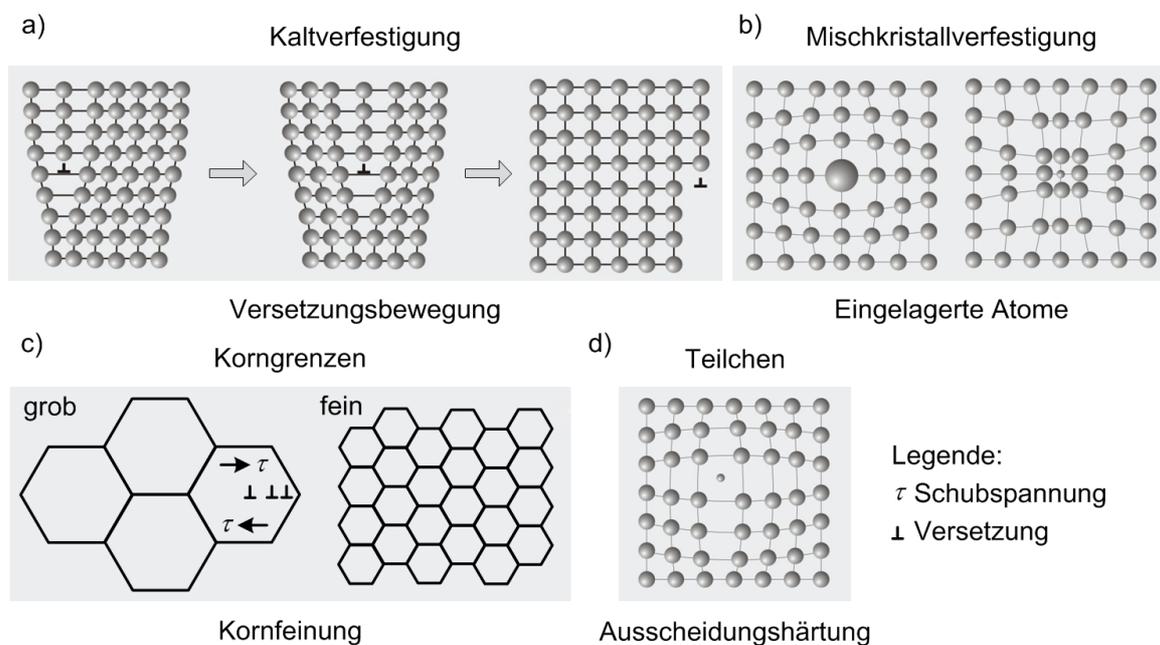


Abbildung 2.2: Kristallographische Einflussfaktoren auf die Festigkeit von Stählen (nach [ASKE03]).

Die Streckgrenze bzw. die kritische Schubspannung definiert bei einem Polykristall den Übergang vom elastischen zum plastischen Bereich einer Verformung, bei dem die Atome auf den gleitfähigen Gitterebenen in den Wirkungsbereich des jeweils nächsten Atoms der angrenzenden Gitterebene gelangen und sich sprunghaft auf den nächsten Gitterplatz bewegen [ASKE03] [BARG94].

Einhergehend mit der plastischen Verformung nimmt die Neubildung von Versetzungen zu. Der hierbei zugrunde liegende Generierungsmechanismus wird als Frank-Read-Quelle bezeichnet. Aus der Erzeugung von weiteren Versetzungen resultiert eine erhöhte Wahrscheinlichkeit einer gegenseitigen Behinderung in ihrer Bewegung. Verbunden mit dieser höheren Versetzungsdichte ist bei einer fortschreitenden plastischen Verformung eine größere Spannungsbeanspruchung erforderlich, um den Werkstoff weiter zu verformen. Dieser Zusammenhang korreliert mit einer entsprechenden Festigkeitszunahme des Werkstoffes, die im Allgemeinen als Kaltverfestigung bezeichnet wird (Abbildung 2.2a). Hohe Versetzungsdichten lassen sich insbesondere durch Umformverfahren mit Druckbeanspruchung, wie zum Beispiel das Kaltwalzen, realisieren. Im Fall einer Zugbeanspruchung liegen die erreichbaren Versetzungsdichten auf einem niedrigeren Niveau, da aufgrund der Beanspruchungsrichtung versagenseinleitende Mechanismen (z.B. Einschnürung) begünstigt werden, die sich reduzierend auf das Formänderungsvermögen auswirken. Hieraus folgt für die Applikation auf einen Blechwerkstoff, dass eine auf Versetzungen basierende Festigkeitserhöhung mit einer Reduktion der Plastizität verbunden ist. Des Weiteren zeigt sich, dass eine Erhöhung der Fließgrenze und der Festigkeit nur dann auftritt, wenn die Orientierungen der äußeren Lastbeanspruchung mit der Richtung der Verformung konform sind. Im hiervon abweichenden Fall kann es zu einer Reduzierung der Fließgrenze kommen, was insbesondere bei mehrphasigen Legierungssystemen wie den Mehrphasenstählen zu beobachten ist. Die Ursache hierfür sind induzierte Eigenspannungen, die auf einer spezifischen Versetzungsanordnung beruhen und bei Lastumkehr eine frühere Initiierung der Versetzungsbewegung ermöglichen. Dieser phänomenologische Zusammenhang wird in Anlehnung an seinen Entdecker als Bauschinger-Effekt bezeichnet. Bedingt durch den Bauschinger-Effekt ergibt sich in kaltumgeformten Blechwerkstoffen ein

anisotropes Verhalten, so dass die richtungsabhängige Größe der Streckgrenze bei der Auslegung des Umformprozesses und in der Werkstoffmodellierung zu berücksichtigen ist [BARG94] [DIET88] [GERL07] [LEMO08] [MANN08] [RIEH00].

Die in Abbildung 2.2b dargestellte Mischkristallverfestigung beschreibt die Hinderniswirkung von in der Gitterstruktur gelösten Fremdatomen auf die Gleitbewegung der Versetzungen. Entsprechend der Verteilung der Fremdatome in ihrem Wirtsgitter lassen sich Substitutions- oder Einlagerungsmischkristalle unterscheiden. Ein Substitutionsgitteratom hat eine Verzerrung der Gitterstruktur zur Folge, wodurch die Versetzungsbewegung erschwert wird. Eine im Vergleich hierzu höhere Hinderniswirkung zeigen eingelagerte Zwischengitteratome. Jedoch kann die Besetzung eines interstitiellen Gitterplatzes nur erfolgen, wenn ein bestimmtes Verhältnis zwischen Atomdurchmesser und Atomgröße des Wirtsgitters herrscht. In diesem Zusammenhang nehmen Atome mit vergleichbarem Atomradius zum Wirtsatom einen Substitutionsplatz ein, während deutlich kleinere Atome einen Zwischengitterplatz einnehmen. Diesbezüglich sind in technischen Stahl-Legierungen vor allem die Elemente Kohlenstoff und Stickstoff von Bedeutung. Bei Temperaturen im Bereich um 180 °C erfolgt eine bevorzugte Anlagerung der gelösten Atome in der Nähe von Versetzungen, wodurch die Festigkeit gesteigert wird. Dieser Effekt wird in der Kraftfahrzeugherstellung gezielt während des Lackeinbrennprozesses eingesetzt und ist unter dem Begriff des sogenannten Bake-Hardening-Effekts bekannt. Weiterhin zählen unter anderem Mangan, Silizium und Phosphor als Substitutionsatome zu den effizientesten Mischkristallhärtern [BARG94] [RIEH00] [VDEH92].

Da die Bewegung von Versetzungen durch Korn- und Phasengrenzen behindert wird, besteht die Möglichkeit, die Festigkeit eines Werkstoffes über die Einstellung eines feinkörnigen Gefüges zu erhöhen (Abbildung 2.2c). Analog resultiert aus der feinkörnigen Gefügestruktur eine Verbesserung der Duktilitätseigenschaften, was auf die erhöhte mögliche Anzahl von aktivierbaren Gleitebenen und somit auch von Gleitvorgängen zurückgeführt werden kann. Die Umsetzung einer Kornfeinung kann durch Zulegieren bestimmter Mikrolegierungselemente erfolgen. Durch die kornfeinende Wirkung von Niob, Titan oder Vanadium kann beispielsweise die

Festigkeit einer Stahllegierung erhöht werden. Da diese Elemente zudem Karbid- und Nitridbildner sind, kann es zur Ausscheidung von feinen und harten Mischkarbiden bzw. Karbonitriden kommen. Diese ausgeschiedenen Teilchen tragen zusätzlich zur Behinderung der Versetzungsbewegung bei und führen zu einer Festigkeitserhöhung des Werkstoffes (Abbildung 2.2d). Da das Einbringen von Teilchen in eine Matrix auf unterschiedliche Weise erfolgen kann, umfasst die Umschreibung einer Verfestigung durch Teilchen sowohl die Ausscheidungs- und Dispersionshärtung, als auch die charakteristische Gefügehärtung von Mehrphasenstählen. Ihnen gemein ist das Merkmal einer Phasengrenze, die die einzelnen Phasenbestandteile von der Matrix trennt und die von den Versetzungen entweder geschnitten oder umgangen wird. Da der Gefügehärtung als Verfestigungsmechanismus bei den Mehrphasenstählen wesentliche Bedeutung zukommt, wird hierauf im nachfolgenden Abschnitt 2.3 näher eingegangen.

Neben der Gleitbewegung von Versetzungen kann es bei einer plastischen Verformung zum Phänomen der mechanischen Zwillingsbildung kommen. Hierbei werden Gitterbereiche durch eine Scherbeanspruchung in eine zur ursprünglichen Lage spiegelbildliche Anordnung überführt (Abbildung 2.3). Die Spiegelebene ist sowohl dem Zwilling als auch der Matrix zuzuordnen und wird als kohärente Zwillingslebene bezeichnet.

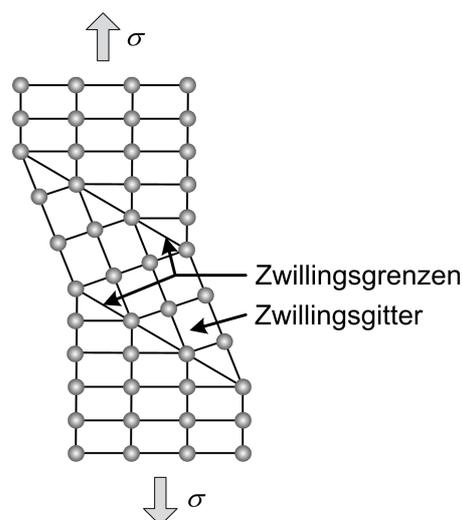


Abbildung 2.3: Prinzip der spannungsinduzierten Zwillingsbildung (nach [BRÜX07] und [FROM08])

### 2.3 Eigenschaften von Mehrphasenstählen

Die im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Möglichkeiten zur Steigerung der Härte und Festigkeit eines Stahlwerkstoffes, wie beispielsweise die Mischkristallverfestigung und die Kornfeinung, beruhen im Wesentlichen auf der Zunahme der Versetzungsdichte bzw. der Steigerung der ablaufenden Wechselwirkungsmechanismen zwischen der metallischen Grundstruktur und den Versetzungen. Dabei ist unter der Wirkung sämtlicher aufgeführter herkömmlicher Verfestigungsmechanismen eine charakteristische Festigkeitssteigerung realisierbar. Diese geht jedoch im Allgemeinen mit einer mehr oder minder ausgeprägten Reduzierung der Duktilität einher. Ausgehend vom konventionellen Fall zeigt sich bei metallischen Werkstoffen typischerweise ein umgekehrt proportionales Verhalten der Festigkeit gegenüber der Dehnbarkeit. Dieses an sich gegensätzliche Werkstoffverhalten kann mit der Entwicklung und Einführung der Stahlgruppe der hoch- und höchstfesten Mehrphasenstähle weitestgehend negiert werden. Demnach kann die Festigkeit weiter gesteigert werden, ohne dass daraus eine Verschlechterung der Umformbarkeit resultiert. Entsprechend dem gewählten Werkstoffkonzept und der Legierungszusammensetzung ist eine Festigkeitssteigerung zum Teil auch mit einer deutlichen Verbesserung der Umformbarkeit möglich. Hieraus begründet sich das vorhandene Leichtbaupotential der Mehrphasenstähle, da ein gleiches oder gar höheres Festigkeitsniveau bei reduzierter Blechdicke erreicht werden kann.

Den zentralen Verfestigungsmechanismus der Mehrphasenstähle stellt in diesem Zusammenhang die Gefügehärtung dar. Die spezifischen Eigenschaften der Mehrphasenstähle resultieren dabei aus der Koexistenz verschiedener Gefügebestandteile. So sind in eine vergleichsweise duktile Grundmatrix harte Phasen dispergiert, die zur Festigkeitssteigerung beitragen. In Abhängigkeit von der zyklischen Temperatursteuerung und der chemischen Legierungszusammensetzung lassen sich unterschiedliche Phasen erzeugen, die das diversifizierende Eigenschaftsprofil der Mehrphasenstähle ermöglichen. Zu den charakteristischen Gefügebestandteilen zählen Ferrit, Perlit, Bainit, Restaustenit und Martensit [WAS09].

Ist eine nicht dem thermodynamischen Gleichgewicht entsprechende Phase innerhalb der Matrix vorhanden, die unter einer äußeren Lastbeanspruchung eine Phasentransformation durchführt, kann die Festigkeit zusätzlich erhöht werden. Diese Möglichkeit wird beispielsweise bei den sogenannten TRIP-Stählen angewendet, bei denen eine dehnungsinduzierte Umwandlung der metastabilen Restaustenit-Bestandteile in Martensit erfolgt. Die Bezeichnung TRIP spezifiziert hierbei die Phasenumwandlung als zentralen Verfestigungsmechanismus dieser Stähle und steht für die englische Abkürzung „Transformation Induced Plasticity“. Neben der Martensitbildung ist eine ausgeprägte Zwillingsbildung (vgl. Abbildung 2.3) ein weiterer phänomenologischer Mechanismus, der eine Festigkeitssteigerung bewirkt. Beispiel hierfür ist die Stahlsorte der hoch-manganhaltigen, austenitischen TWIP-Stähle, für die eine dehnungsinduzierte Zwillingsbildung charakteristisch ist. Aufgrund der Legierungszusammensetzung bleibt die austenitische Matrix auch während der Verformung im stabilen Zustand. Das Akronym TWIP steht dabei für die englische Bezeichnung „Twinning Induced Plasticity“. Bei dieser Stahlsorte sind neben hohen Festigkeiten auch vergleichsweise hohe Dehnungen realisierbar [GRÄß00].

Abbildung 2.4 zeigt den schematischen Aufbau der Gefügestruktur der wichtigsten Vertreter der Gruppe der Mehrphasenstähle. Trotz der unterschiedlichen Gefügestruktur und des damit korrelierenden Umformverhaltens weisen die Mehrphasenstähle im Vergleich zu den konventionellen einphasigen Ferrit-Stählen hinsichtlich ihrer Herstellung ähnliche Prozessrouten auf, was sowohl für warmgewalzte, als auch kaltgewalzte und wärmebehandelte Varianten der Blechwerkstoffe gültig ist.

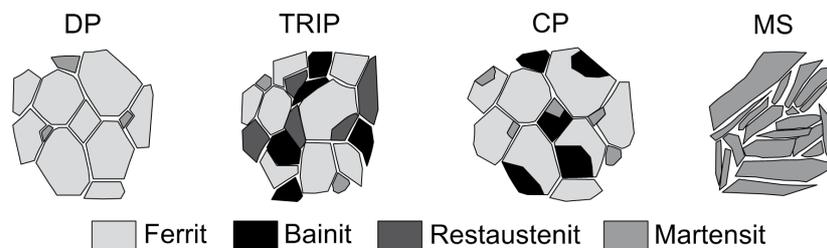


Abbildung 2.4: Gefügestruktur von Mehrphasenstählen (nach [OHLE03] und [LIET00])

Die Complexphasen-Stähle (CP-Stähle) zeichnen sich durch eine feinkörnige bainitische Matrix mit eingelagerten Ferrit- und Martensitinseln aus. Das Bainit tritt dabei in unterschiedlichen Modifikationen auf. Hinzu kommen fein verteilte Ausscheidungen von Karbid und Nitrid, die für eine Ausscheidungshärtung verantwortlich sind. Die Martensitphasen-Stähle (MS-Stähle) weisen das höchste Festigkeitsniveau sämtlicher Mehrphasenstähle auf und sind durch eine dominierende martensitische Gefügestruktur gekennzeichnet. Zu ihnen zählen auch die Mangan-Bor-Stähle, die für das Presshärten im Rahmen einer Warmumformoperation zur Herstellung sicherheitsrelevanter Fahrzeugkomponenten eingesetzt werden. Durch entsprechende Temperaturführung im Bereich von 950 °C erfolgt eine Austenitisierung der umzuformenden Halbzeuge. Die hierdurch reduzierte Streckgrenze ermöglicht niedrigere Umformkräfte und das Ausformen komplexerer Formelementgeometrien. Verbunden mit einem gezielten Abschreckvorgang, bei dem ein rein martensitisches Gefüge eingestellt wird, sind so außerordentlich hohe Festigkeiten von bis zu 1600 MPa realisierbar [NEUG06] [PAPA05] [WAS09].

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit sind insbesondere die Dualphasen-Stähle, TRIP-Stähle und TWIP-Stähle von Bedeutung, weshalb im Nachfolgenden detaillierter auf ihre spezifischen gefügetechnischen Besonderheiten eingegangen wird.

### ***Dualphasen-Stahl***

Das technologische Werkstoffkonzept des Dualphasen-Stahls (DP-Stahl) basiert auf einer ferritischen Grundmatrix, in die entlang der Korngrenzen vornehmlich Martensit als Zweitphase in diskreten Inseln eingelagert ist. Dabei tragen die martensitischen Phasenbestandteile wesentlich zur Festigkeitssteigerung bei, während die Ferrit-Matrix eine ausreichende Verformbarkeit ermöglicht. Entsprechend des Martensitanteils kann das Festigkeitsniveau beeinflusst werden. Eine Erhöhung des Martensitanteils ist dabei mit einer Steigerung der Werkstofffestigkeit verbunden. Konträr hierzu nimmt das Dehnungsvermögen ab, so dass in der industriellen Praxis der Volumenanteil des Martensits im Allgemeinen zwischen 10 und 40 % liegt. Die Korngröße der Martensitinseln liegt im Bereich von 1 - 4 µm [KALU03].

Die diffusionslos ablaufende Phasenumwandlung aus der kubisch-flächenzentrierten Gitterstruktur des Austenits in die raumzentrierte tetragonale Martensitstruktur ist mit einer Volumenexpansion (ca. 3 Vol.-%) verbunden, die aufgrund der wirkenden Druckeigenstressungen zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte in der angrenzenden Ferrit-Phase im Bereich der eingelagerten Martensitinseln führt. Diese Versetzungen können sich zunächst bei einer plastischen Verformung ungehindert durch die Ferritkörner bewegen, weshalb Dualphasen-Stähle keine ausgeprägte Streckgrenze aufweisen [BORM04] [GOTT07].

### ***TRIP-Stahl***

Das Konzept beim kaltgewalzten TRIP-Stahl basiert auf der Konservierung der austenitischen Hochtemperaturphase bei Raumtemperatur und deren dehnungsinduzierter Phasenumwandlung in Martensit im Zuge einer plastischen Verformung. Die Phasenumwandlung bedingt eine additive harte Phase innerhalb des Gefüges. Gegenüber den Dualphasen-Stählen lassen sich durch den Mechanismus der Restaustenitumwandlung höhere Dehnungsniveaus erreichen [PAPA99].

Analog zum Herstellungsprozess der Dualphasen-Stähle erfolgt bei den TRIP-Stählen die Einstellung der charakteristischen Gefügebestandteile durch eine interkritische Glühoperation mit nachfolgender Abkühlung. Bei der Phasenumwandlung bleiben die Restaustenitanteile erhalten. Der Anteil von Restaustenit am gesamten Gefüge beträgt etwa 10 Vol.-%. Ein weiteres gemeinsames Merkmal mit den Dualphasen-Stählen ist die erhöhte Versetzungsdichte an den Korngrenzen, was auf die mit der Phasenumwandlung von Austenit in Martensit einhergehende Volumenvergrößerung und deren Kompensation durch Versetzungsbildung im angrenzenden ferritischen Gefüge zurückgeführt werden kann. Wie bei den Dualphasen-Stählen resultiert hieraus ein kontinuierlicher Übergang der Fließgrenze [OHLE03] [PAPA99].

Die Kohlenstoff- und Manganbestandteile der Legierung tragen insbesondere zur Austenit-Stabilisierung bei, die zusätzlich auch von der Austenit-Korngröße, der Festigkeit der umgebenden Ferritmatrix, der Temperatur und vom Spannungszustand während der Umformung beeinflusst wird. Beispielsweise kann durch

Ausscheidungshärtung die Festigkeit des Ferrits gesteigert werden, so dass ein höherer Widerstand gegenüber der Phasenumwandlung entsteht. Für eine Mischkristallbildung und Ausscheidungshärtung innerhalb der ferritischen Matrix eignen sich die Legierungselemente Niob, Titan und Vanadium [OHLE03] [REIS97] [SAME06] [TRAI02].

### ***TWIP-Stahl***

Das Legierungskonzept des TWIP-Stahls basiert auf der Einstellung eines einphasigen austenitischen Gefüges. Zentraler Verformungsmechanismus bei TWIP-Stählen ist eine charakteristische mechanische Zwillingsbildung während einer plastischen Verformung. Voraussetzung für die mechanische Zwillingsbildung ist eine ausreichende Stabilisierung des Austenits bei Raumtemperatur. Dies erfordert eine spezifische Legierungszusammensetzung mit einem hohen Anteil an Kohlenstoff (ca. 0,6 Gewichts-%) und Mangan (20 - 30 Gewichts-%), die aufgrund ihrer austenitbildenden Eigenschaften zur Stabilisierung herangezogen werden. Darüber hinaus bestimmen Mangan sowie Aluminium und Silizium aufgrund ihres Einflusses auf die sogenannte Stapelfehlerenergie  $\Gamma$ , ob als Verfestigungsmechanismus eine Phasenumwandlung des Austenits in Martensit erfolgt oder ob die mechanische Zwillingsbildung dominiert. Die Stapelfehlerenergie ist in diesem Zusammenhang die bestimmende Kenngröße und steht in Abhängigkeit von den vorherrschenden Temperaturbedingungen und der chemischen Legierungszusammensetzung des Werkstoffes. So führen beispielsweise Zusätze von Chrom und Stickstoff bei TWIP-Stählen neben einer Reduzierung der Stapelfehlerenergie zu einer Erhöhung des Umformvermögens [BRAC07] [GRÄß00] [KRÜG05] [KUNT07].

In [GRÄß00] ist eine umfassende Untersuchung zur Entwicklung von unterschiedlichen TRIP/TWIP-Stählen auf Basis eines quaternären Systems aus Fe-Mn-Al-Si als zentrales Legierungskonzept dargestellt. Neben der Untersuchung der legierungsspezifischen mechanischen Eigenschaften wird in der Arbeit unter anderem die Zwillingsbildung anhand der Stapelfehlerenergie charakterisiert. Demnach findet die Zwillingsbildung für eine Stapelfehlerenergie zwischen 20 und 40 mJ/m<sup>2</sup> statt. Ergeben sich Stapelfehlerenergien im Bereich von 15 - 20 mJ/m<sup>2</sup>, so erfolgt eine martensitische Phasenumwandlung.

## 2.4 Versagensmöglichkeiten von Mehrphasenstählen

Bei dem mikrostrukturellen Schädigungsprozess, der während einer monotonen Verformung eines Blechwerkstoffes abläuft und letztlich zu dessen Versagen führt, lassen sich grundsätzlich zwei verschiedene Versagensarten differenzieren (Abbildung 2.5). Hierbei kann ein Versagen durch den duktilen Trennbruch (Zähbruch) und den duktilen Scherbruch auftreten. Die phänomenologische Beschreibung des duktilen Trennbruchs kann in diesem Zusammenhang physikalisch durch die Entstehung, dem Wachstum sowie der Vereinigung (Koaleszenz) von Mikroporen erfolgen. Die Porenbildung wird dabei an Einschlüssen, Ausscheidungen oder an Mikroporen bzw. -lunkern innerhalb der Matrixstruktur initiiert. Unter der Wirkung einer äußeren Beanspruchung kommt es zu einer zunehmenden Ablösung der Phasen von der Matrix, wodurch sich in Lastrichtung ellipsoidartige Hohlräume im Gefüge ausbilden. Eine zunehmende plastische Verformung begünstigt die zusätzliche Entstehung sowie das Wachstum dieser Hohlräume. Im weiteren Wachstumsfortschritt kann es aufgrund des vorherrschenden mehrachsigen Spannungszustands zu einem Abscheren der Matrixbrücken (Scherlippe) und somit zu einer Vereinigung einzelner Hohlräume kommen (Koaleszenz). Die Wachstumsrate der Poren ist dabei abhängig vom wirkenden Spannungszustand bzw. vom hydrostatischen Zugspannungszustand. Beim Überschreiten einer kritischen Koaleszenzausprägung der Poren erfolgt der Bruch des Werkstoffes. Die resultierende Bruchfläche zeichnet sich durch eine charakteristische wabenförmige Topologie aus. Im Allgemeinen zeigen duktile Werkstoffe hierbei eine vergleichsweise tiefe Wabenform, während festere Werkstoffe tendenziell durch eine flache Wabenstruktur gekennzeichnet sind. Im Gegensatz hierzu resultiert der Versagensmechanismus beim Scherbruch aus einer ausgeprägten Scherbandlokalisierung, die zur Schwächung oder Fragmentierung der belasteten Matrix führt. Neben dem Trenn- und Scherbruch kann beim Umformen von Blechen ein Werkstoffversagen auch durch Instabilität auftreten, die durch eine lokale Einschnürung (Zuginstabilität) des Werkstoffes charakterisiert ist und der ein Bruchversagen unmittelbar vorausgeht. Der Verwendung eines Instabilitätskriteriums kommt insbesondere bei der Beschreibung des Umformvermögens von konventionellen Blechwerkstoffen

anhand sogenannter Grenzformänderungsdiagramme (vgl. Abschnitt 2.5.1) eine wesentliche Bedeutung zu [ASKE10] [GESE05] [GURL63] [LANG90] [RICE69] [ROBE76].

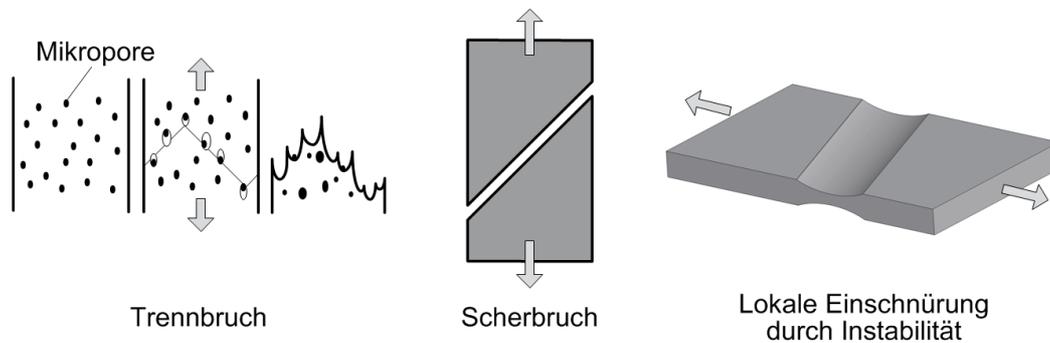


Abbildung 2.5: Bruchmechanismen von Blechwerkstoffen (nach [DELL08])

Im Rahmen einer konstitutiven Modellierung des mechanischen Verhaltens eines Blechwerkstoffes muss der mikrostrukturelle Schädigungsprozess bzw. der Versagensmechanismus bei einer plastischen Verformung für die auftretenden Dehnungen und Spannungen durch die formellen Zusammenhänge der Kontinuumsmechanik beschrieben werden. Diesbezüglich gibt [BROC09] eine umfassende Übersicht über die derzeitigen verschiedenen Ansätze zur Modellierung des Formänderungs-, Schädigungs- und Versagensverhaltens von duktilen Werkstoffen. Einen klassischen Ansatz zur Beschreibung des duktilen Trennbruchs, der das Wachstum bzw. die Entwicklung von Mikroporen unter Lastbeanspruchung berücksichtigt, stellt in diesem Zusammenhang das Modell von Gurson dar [GURS77]. Hierbei wird von einer sphärischen Form der Mikroporen ausgegangen und die Koaleszenzinitiierung erfolgt bei Überschreitung einer bestimmten Porendichte. Hiervon ausgehend beschreibt [UTHA08] die Anwendung eines solchen Ansatzes zur Modellierung des Lochaufweitungs- und Nakajima-Versuchs. Letzterer Versuch dient auch zur Validierung eines Versagensmodells auf Basis der Entwicklung von Mikroporen, was in [FALK10] dargestellt wird. Als Versuchswerkstoff wird in diesem Fall ein Dualphasen-Stahl betrachtet.

## 2.5 Werkstoffgebundene sowie verfahrensgebundene Blechqualifizierung

Die Prüfung eines Blechwerkstoffes hinsichtlich seiner Verwendbarkeit unter bestimmten umformtechnischen Bedingungen sowie die Beschreibung der Verarbeitungseigenschaften erfolgt in der Regel auf Basis einer sogenannten mechanisch-technologischen Prüfung, die als Oberbegriff verschiedene Prüfverfahren zusammenfasst [VDEH10]. In diesem Kontext lassen sich die unterschiedlichen Verfahren nach werkstoffgebundenen sowie verfahrensgebundenen Prüfmethode**n** bzw. Kennwerten unterscheiden, die idealerweise unter reproduzierbaren und spezifizierten mechanischen Bedingungen ablaufen. Dies bedingt jedoch im Allgemeinen eine vereinfachte, abstrahierte Betrachtungsweise innerhalb der Prüfung, wodurch ein zum Teil modellhaftes bzw. ideelles werkstoffspezifisches Eigenschaftsprofil des Umformverhaltens entsteht. Dessen Vergleichbarkeit mit anderen Werkstoffen ist zwar gegeben, eine verallgemeinerte Übertragung auf komplexe Karosseriebauteile bzw. eine Generalisierung des Umformverhaltens ist jedoch nur begrenzt möglich.

Eines der wichtigsten Prüfverfahren zur Bestimmung werkstoffgebundener, mechanischer Kenngrößen von Blechwerkstoffen ist der einachsige Flachzugversuch, dessen normative Vorgaben in [DIN10002-1] spezifiziert sind (Abbildung 2.6a). Anhand der im Zugversuch ermittelten Korrelation des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens lassen sich Aussagen über die festigkeitsbeschreibenden Größen, wie Streckgrenze  $R_{p0,2}$  und Zugfestigkeit  $R_m$ , sowie über die dehnungsspezifischen Kenngrößen, wie Gleichmaßdehnung  $A_g$  und Bruchdehnung  $A_{Bruch}$ , ableiten. Eine wesentliche Bedeutung kommt dem Verfahren zudem durch die Ableitung von Fließkurven zu, die als wichtiges Instrument zur Beschreibung des plastischen Umformverhaltens gelten. Des Weiteren sind Anisotropiewerte ( $r$ -Wert) als Maß für die Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften gewalzter Halbzeuge ableitbar sowie der Verfestigungsexponent ( $n$ -Wert) bestimmbar. Mit dem  $n$ -Wert kann die inhärente Neigung eines Werkstoffes, lokale Spannungsspitzen zu kompensieren und in angrenzende Werkstoffbereiche abzuleiten, charakterisiert werden. Durch die Kompensation von Spannungsspitzen kann eine ausgeprägte Spannungs- und Dehnungslokalisierung verhindert werden.

Für hohe Umformgrade ohne örtliche Querschnittsabnahme ist deshalb ein Werkstoff mit hohem  $n$ -Wert anzustreben.

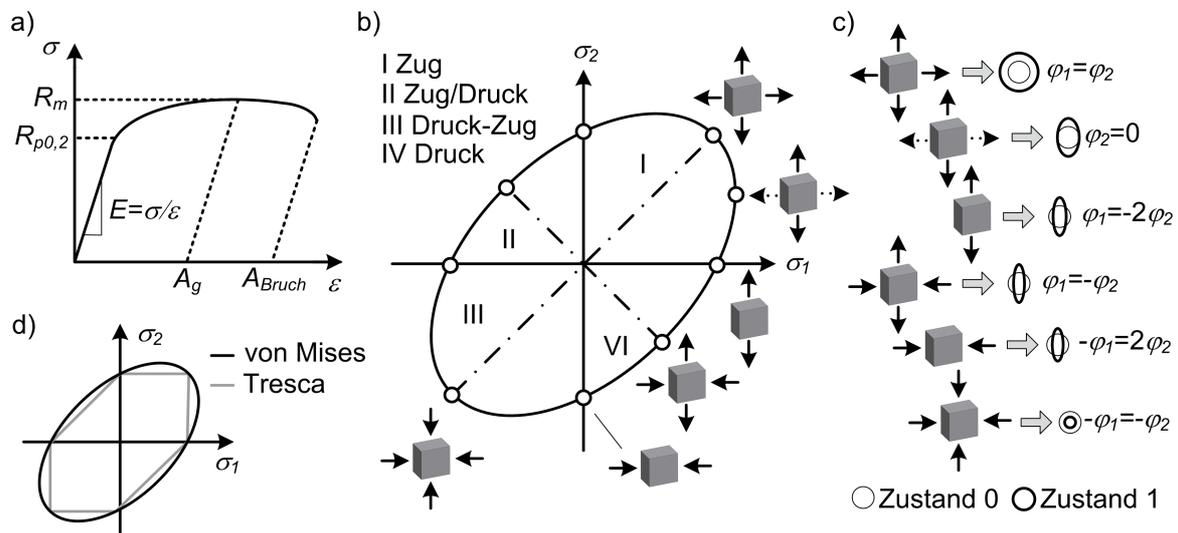


Abbildung 2.6: a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm; b) Korrelation zwischen Spannungs- und Formänderungszuständen im ebenen Spannungszustand (nach [REDE09]); c) durch b initiierte Formänderungen eines Messkreises auf einer isotropen Blechprobe (nach [REDE09]); d) isotrope Fließortkurven nach von Mises und Tresca (nach [LANG90])

Da die Fließgrenze im Zugversuch unter uniaxialer Beanspruchung ermittelt wird, jedoch bei Realbauteilen in der Regel mehrachsige Beanspruchungszustände vorherrschen, erfolgt für die numerische FE-Simulation die Modellierung der Fließgrenze mit Hilfe des Fließorts (Abbildung 2.6b). Der Fließort stellt die Abhängigkeit der Fließgrenze vom Spannungszustand dar. Dabei wird im Allgemeinen anstelle einer dreidimensionalen Betrachtung der Spannungszustände von einem vereinfachten zweidimensionalen, ebenen Spannungszustand ausgegangen, wobei die Beanspruchung in Dickenrichtung vernachlässigt wird (Abbildung 2.6c). Der Modellierung des Fließorts werden verschiedene Fließkriterien zugrunde gelegt. Abbildung 2.6d verdeutlicht die Standard-Fließkriterien nach von Mises und Tresca, die auf der Annahme eines isotropen Werkstoffverhaltens beruhen. Weiterentwickelte Fließkriterien ermöglichen auch die Abbildung eines anisotropen Werkstoffverhaltens [LANG90].

Bei den verfahrensgebundenen Prüfverfahren steht die modellhafte Abbildung eines Blechumformprozesses im Vordergrund der Werkstoffbeschreibung, aus der

Rückschlüsse über die Verarbeitbarkeit abgeleitet werden können. Diese Erkenntnisse liefern zum Teil einen wesentlichen Beitrag zur prozesstechnischen Gestaltung einer Umformoperation sowie zur Werkzeugauslegung. Bei dem Prüfverfahren sind in diesem Zusammenhang jedoch Einflüsse, die aus dem Versuchswerkzeug oder dem vorherrschenden Reibungszustand, etc. resultieren, zu berücksichtigen. Beispiele für verfahrensgebundene Prüfmethode sind der Tiefungsversuch nach Erichsen [DIN20482], der Informationen über das Streckziehverhalten eines Werkstoffes liefert, oder der Näpfchenziehversuch, anhand dessen sich die Tiefziehfähigkeit auf Basis einer rundenförmigen Probengeometrie beschreiben lässt. Aus dem Näpfchenziehversuch ergibt sich durch Variation der Blechhalterkraft und des Ziehverhältnisses ein spezifischer Arbeitsbereich, der sich von Bereichen mit charakteristischer Falten- und Bodenreißerbildung abgrenzt. Eine Übertragung des Arbeitsbereichs auf komplexere Geometrien ist nicht möglich, weshalb zur Abschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit im Allgemeinen das Grenzformänderungsdiagramm (GFD) verwendet wird. Dessen Ermittlung erfolgt mit Hilfe eines Streckziehwerkzeugs. Ausgeprägte lokale Formänderungen, wie sie typischerweise bei Abkant- und Falzoperationen auftreten, können mit entsprechenden Biegeversuchen untersucht werden [DIN7438] [DIN20482] [LANG90] [REDE09].

Da sowohl das Konzept des Grenzformänderungsdiagramms, als auch das Abkanten als Biegeverfahren im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrachtet werden, erfolgt eine detailliertere Beschreibung in den beiden nachfolgenden Abschnitten.

### **2.5.1 Grenzformänderungsdiagramme**

Der Ablauf eines Umformvorgangs wird nach [HASE78] im Wesentlichen von der Umformgeschwindigkeit und dem Umformweg bestimmt. Der Umformweg ist dabei durch eine Abfolge bzw. Superposition unterschiedlicher Spannungszustände charakterisiert und wird sowohl von werkstoffspezifischen Kenngrößen, wie beispielsweise Anisotropieeigenschaften und Verfestigungsverhalten, als auch von prozesseitigen Einflussparametern, wie z.B. Niederhalterkraft, Geometrie des

Niederhalters, Stempelform, Matrizenradius, Blechgröße und -dicke sowie Umformgeschwindigkeit, beeinflusst [HASE78a]. Die Beschreibung des Umformvermögens eines Werkstoffes erfolgt im Allgemeinen anhand der Grenzformänderungskurve (GFK) (Abbildung 2.7). In der GFK korrelieren die innerhalb der Blechebene in Abhängigkeit differenter Belastungszustände auftretenden Umformgrade  $\varphi_1$  (Hauptformänderung) und  $\varphi_2$  (Nebenformänderung) mit dem Zeitpunkt des werkstoffseitigen Beginns der Einschnürung und dem hierdurch definierten Versagen [ISO12004-1]. Die Verwendung von Grenzformänderungsdiagrammen stellt derzeit die im industriellen Kontext übliche Methode zur Bewertung der fertigungstechnischen Machbarkeit eines Umformbauteils auf Basis einer numerischen FE-Simulation dar. Zudem ist die Methode der GFK als einziges standardisiertes Versagenskriterium für die numerische FE-Umformanalyse, die gemäß der Norm [ISO12004-2] spezifiziert ist, anzusehen. Die Ermittlung linearer Formänderungspfade, die durch stetige Formänderungsverhältnisse  $\varphi_1/\varphi_2$  gekennzeichnet sind, stellt eine wesentliche Eigenschaft der GFK dar. Die GFK fungiert demnach als dehnungsbasiertes Versagenskriterium unter der Voraussetzung von proportionalen Belastungspfaden. Die wesentlichen den Stand der Technik repräsentierenden Einflussparameter auf die Ermittlung der Grenzformänderungskurve bzw. auf ihre Lage im Grenzformänderungsdiagramm sind umfassend in [LANG90] beschrieben.

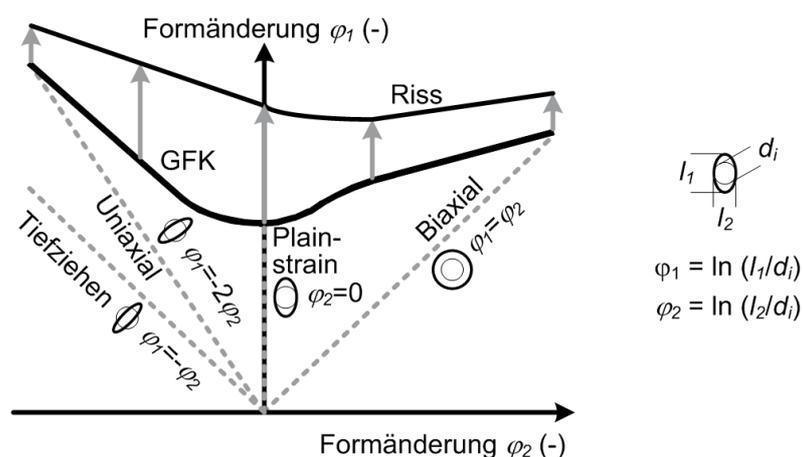


Abbildung 2.7: Prinzip des Grenzformänderungsdiagramms

Die Einführung des Grenzformänderungsdiagramms in der heutigen Form ist auf die Arbeiten von [GOOD68] und [KEEL64] zurückzuführen. Dabei besteht der Leitgedanke zur Beschreibung der Formänderungsgrenze darin, dass mit Hilfe von Liniennetzen das Versagen eines Blechwerkstoffes allein durch den ebenen Spannungszustand bestimmbar ist. Für die Ermittlung der kritischen Formänderungen stehen verschiedene experimentelle Ansätze zur Verfügung [HASE78]. In diesem Zusammenhang repräsentieren die Verfahren von [MARC67] und [NAKA68] sowie der in [GEIG03] beschriebene Auswerteansatz die zum jetzigen Zeitpunkt grundlegenden Beiträge zur Vorgehensweise bei der Bestimmung der Grenzformänderungskurve bzw. bei der Identifizierung des Beginns der Instabilität durch lokale Einschnürung. Der wesentliche Unterschied der Versuchsaufbauten von Marciniak und Nakajima besteht in der konstruktiven Gestaltung des Umformstempels (Abbildung 2.8). Während beim Nakajima-Versuch ein halbkugelförmiger Stempel verwendet wird, ist der Ziehstempel beim Marciniak-Versuch zylinderförmig. Dies hat den Vorteil, dass die Probe in ebener Lage umgeformt wird und dass die Umformung aufgrund der reduzierten Kraftkomponente normal zum Blech nahezu reibungsfrei abläuft [GRON80]. Zudem tritt bei der ebenen Probenlage im Gegensatz zum kugelförmigen Stempel keine Überlagerung von Biegeanteilen auf [THOM04]. Diese Biegeanteile können die Lage der GFK im Grenzformänderungsdiagramm wesentlich beeinflussen, wie die Untersuchung unterschiedlicher Stempeldurchmesser in der Arbeit von [ATZE10] aufzeigt. Beim halbkugelförmigen Umformstempel ist in der Regel ein vergleichsweise aufwendiges tribologisches System, bestehend aus mehreren Schichten unterschiedlicher Schmierstoffe, einzusetzen, um eine inhomogene plastische Verformung mit exzentrischer Rissentstehung zu vermeiden.

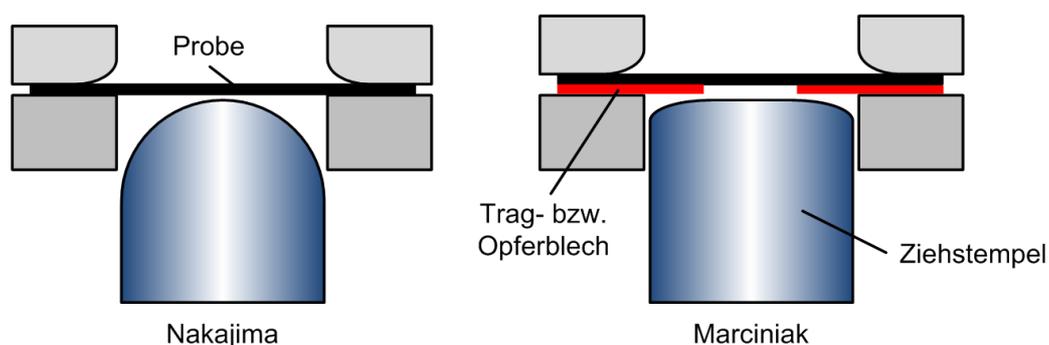


Abbildung 2.8: Versuchsaufbauten zur Bestimmung von Grenzformänderungsdiagrammen

Gemäß den normativen Vorgaben von [ISO12004-1] beschränkt sich die Anwendung auf Blechdicken im Bereich von 0,3 - 4 mm. Zudem wird die Stempelgeschwindigkeit mit 1,5 mm/s vorgegeben. In [THOM04] wird daher der Einfluss größerer Blechdicken auf die Ermittlung von Grenzformänderungskurven untersucht. Im Fall der vorgegebenen Umformgeschwindigkeit zeigt sich eine deutliche Divergenz zu den im industriellen Kontext gängigen Umformgeschwindigkeiten, die im Bereich von 1 - 6 m/s liegen können. Die phänomenologische Abhängigkeit des Umformverhaltens bestimmter Werkstoffe von der Umformgeschwindigkeit (Dehnratenabhängigkeit) kann somit nicht durch die konventionelle Grenzformänderungskurve abgebildet werden.

Um bei der Verwendung von Grenzformänderungskurven werkstoffseitige und prozesstechnische Schwankungen zu kompensieren, wird in [BANA07] die Methode des sogenannten „Forming Limit Band“ vorgeschlagen. Mit Hilfe dieser Methode kann die Variabilität bestimmter Eingangsgrößen im Zuge einer robusten Simulationsgestaltung anhand des Streubereichs der Grenzformänderungskurve auf Basis einer Sensitivitätsanalyse signifikanter mechanischer Kennwerte modelliert werden.

Die Bestimmung einer Grenzformänderungskurve ist im Allgemeinen mit einem vergleichsweise hohen experimentellen Aufwand verbunden. Aus diesem Grund wird in der Arbeit von [GERL07] ein analytischer Ansatz vorgestellt, mit dem der Verlauf der GFK vorhergesagt werden kann. Ausgehend von den mechanischen Kennwerten des Werkstoffes und der Blechdicke werden mit Hilfe der Regressionsanalyse drei charakteristische Punkte der GFK bestimmt. Aus diesen drei Punkten wird der Verlauf der GFK anhand einer kombinierten linearen und exponentiellen Funktion abgeleitet. Aus den Ergebnissen der durchgeführten Regressionsanalyse geht hervor, dass im Rahmen der statistischen Auswertung insbesondere die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung und die Blechdicke für die Berechnung der Grenzformänderungskurve von Bedeutung sind.

Da die Ermittlung der GFK auf Basis linearer Formänderungspfade erfolgt, ist eine Applikation auf komplexe mehrstufige Umformoperationen, die durch eine

Überlagerung nicht-linearer Belastungszustände gekennzeichnet sind, nur bedingt möglich. Für die Berücksichtigung des Einflusses nicht-proportionaler Formänderungsverläufe sind in der Literatur verschiedene Ansätze angegeben. Hierzu gehört beispielsweise die Methode der sogenannten Grenzspannungskurven (GSK) [DERO08] [STOU00] [YOON08]. Für diesen Ansatz wird der Wert der erreichbaren Grenzspannung aus dem extrapolierten Fließverhalten der Fließkurve und dem Fließort abgeleitet. Im Fall von Mehrphasenstählen erfolgt die Extrapolation der Fließkurve typischerweise anhand einer exponentiellen Funktion. Dabei kann die Definition der Grenzspannung Schwierigkeiten bereiten, da der Kurvenverlauf bei höheren Dehnungen durch eine geringere Steigung gekennzeichnet ist. Somit können geringe Abweichungen von der Grenzspannung zu deutlichen Unterschieden bei den Dehnungswerten führen.

In [MÜSC75] ist eine umfangreiche Untersuchung zum Einfluss nicht-linearer Dehnungspfade auf das Formänderungsvermögen dargelegt. Als Versuchswerkstoffe wurden zwei verschiedene Tiefziehstähle berücksichtigt. Aus den dargelegten Ergebnissen geht hervor, dass sich bei der Variation des Formänderungspfad, einhergehend mit der Überlagerung unterschiedlicher Spannungszustände, die maximal erreichten Umformgrade zum Teil deutlich von der konventionellen Grenzformänderungskurve unterscheiden. Zudem resultieren aus dem jeweils eingestellten Vorverformungsniveau wiederum Grenzformänderungskurven, die hinsichtlich ihres Verlaufs Ähnlichkeit mit der ursprünglichen Kurve haben. Dabei ist das erreichte Niveau der Formänderung von der Art der Beanspruchung während der Vorverformung abhängig. Dies kann zu einer Verschiebung der Formänderung  $\varphi_1$  sowohl zu höheren, als auch zu niedrigeren Werten führen. Diesbezüglich konnte in den Untersuchungen nachgewiesen werden, dass höhere kritische Umformgrade erreicht werden, wenn die Vorverformung mit einer geringen Dickenformänderung verbunden ist. Entsprechend werden bei einer Vorverformungsbeanspruchung im Bereich des Tiefziehens und des einachsigen Zugs höhere Formänderungen  $\varphi_1$  erreicht. Erfolgt dagegen während der Vorverformung eine ausgeprägte Blechdickenreduzierung durch eine Streckziehbeanspruchung, so verläuft die Grenzformänderungskurve im Vergleich zur ursprünglichen Lage auf einem geringeren Niveau. Ein

weiterer wesentlicher Inhaltsaspekt der Arbeit betrifft den beschriebenen Modellierungsansatz für einen beliebigen nicht-linearen Dehnungspfad, dessen vereinfachte Abbildung anhand von zwei linearen Formänderungspfaden erfolgt.

Ein Verfahren für die numerische Grenzdehnungsanalyse zur Bewertung mehrstufiger Umformprozesse ist in der Patenschrift [KUBL08] dargelegt. Demnach wird zunächst von einem numerisch mittels FE-Simulation definierten Zielzustand ausgegangen, dem eine nicht-lineare Beanspruchungsgeschichte zu Grunde liegt. Diesem Zielzustand wird im Spannungsraum ein kongruenter Spannungszustand mit proportionalem Spannungsverlauf zugeordnet. Aus diesem linearen Spannungsverlauf wird der korrelierende proportionale Dehnungspfad bestimmt. Der aus dem linearen Dehnungsverlauf resultierende Dehnungszustand wird anschließend als äquivalenter Dehnungszustand betrachtet und mit der konventionellen Grenzformänderungskurve verglichen. Ein weiterer Ansatz zur analytischen Bestimmung der Grenzformänderung bei nicht-proportionalen Dehnungspfaden ist in [GRAF93] dargestellt. Die vorgestellte Methode basiert auf dem grundlegenden Ansatz von [MARC67] und verfolgt das Ziel, die Vorhersage des Verlaufs der Grenzformänderung insbesondere im Zug/Zug-Bereich zu verbessern. Diese kann nach der Methode von Marciniak und Kuczynski nur unzureichend modelliert werden. Aus den Ergebnissen der Berechnungen kann der generelle Verlauf der Grenzformänderung bei nicht-linearen Formänderungswegen tendenziell wiedergegeben werden.

Die Untersuchung des Umformverhaltens eines Blechbauteils unter Crash-Bedingungen ist Gegenstand der Arbeit von [DELL01]. Dabei werden die Blechbauteilfertigung und die Crash-Situation als zweistufiger nicht-linearer Umformprozess betrachtet. Zum Abgleich mit dem vorgestellten numerischen Simulationsmodell werden zweistufige Umformoperationen durchgeführt, wobei die Umformgeschwindigkeit bei der zweiten Umformstufe variiert wird. Für die quasistatische Vorverformung werden zunächst unterschiedliche Belastungsbereiche (equibiaxial, plain strain, uniaxialer Zug und Druck) berücksichtigt und entsprechende Sekundärproben herausgearbeitet. Diese werden in einer Folgeoperation einem weiteren Umformprozess zugeführt, in dem unterschiedliche Umformgeschwindigkeiten (quasistatisch und dynamisch) verwendet werden. Im Fall des untersuchten Tiefziehstahls DC04

zeigt sich, dass im Vergleich zu einer quasistatischen Umformung der Sekundärproben eine Erhöhung der Umformgeschwindigkeit zu einer Zunahme der erreichbaren Formänderung führt. Anzumerken ist, dass die phänomenologische Erklärung für dieses Verhalten auf das dehnratenabhängige Verfestigungsverhalten des Tiefziehstahls zurückzuführen ist. Somit sind die Ergebnisse zunächst auf ein werkstoffspezifisches Eigenschaftsprofil zu reduzieren. Dennoch wird der Dehnrateneinfluss auf das Umformvermögen deutlich und somit wird der Bedarf einer weiterführenden Werkstoffmodellierung ersichtlich.

[RAGA08] beschreibt eine analytische Methode zur Bruchvorhersage, aus der das Formänderungsvermögen eines Blechwerkstoffes charakterisiert werden kann. Wesentlicher Bestandteil der Modellierung ist die Berücksichtigung von Hohlräumen in der Werkstoffmatrix und deren Koalenzenzverhalten während der Umformung. Der Abgleich zwischen den berechneten und den experimentell ermittelten Grenzformänderungen von unterschiedlichen Belastungspfaden zeigt eine positive Ergebnisqualität, jedoch mit Optimierungspotential hinsichtlich des Modells.

### **2.5.2 Abkanten von Flanschen**

Das Abkanten von Flanschen findet im Bereich der Automobilindustrie bei der Verarbeitung von Blechbauteilen vielfache Anwendung, beispielsweise bei der Realisierung von formschlüssigen Verbindungen im Montageprozess durch Falzoperationen [DIN8593-5]. Weitere Anwendungsmöglichkeiten dienen zu Designzwecken oder zur Versteifung. Gemäß [DIN8586] ist das Abkanten von Flanschen unter fertigungstechnischen Gesichtspunkten dem Biegeumformen zuzuordnen. Das Biegen stellt in diesem Zusammenhang eines der elementarsten Umformverfahren dar. Die weitere Unterteilung erfolgt in Verfahren mit geradliniger sowie mit drehender Werkzeugbewegung.

Eine mögliche Differenzierung der Abkantoperation kann gemäß der schematischen Darstellung von Abbildung 2.9 anhand des charakteristischen geometrischen Verlaufs der Biegeachse erfolgen. Die Biegeachse ist in [DIN9870-3] definiert.



Der wesentliche Beitrag zur analytischen Betrachtung von Biegevorgängen ist auf die Arbeit von Ludwig zurückzuführen und wird durch die Einführung seiner elementaren Biegetheorie begründet [LUDW03]. Gemäß dem in Abbildung 2.11 dargestellten geometrischen Zusammenhang eines Biegeprozesses und unter Berücksichtigung der theoretischen Annahmen zur Gültigkeit der elementaren Biegetheorie lässt sich das Biegemoment bestimmen [LANG90]. Dabei setzt sich das Biegemoment im Fall einer teilplastischen Biegung aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen. Unter der Annahme einer ortsfesten neutralen Faser und der Hooke'schen Beziehungen ergibt sich die Grenze  $y_f$  zwischen dem elastischen und dem plastischen Bereich zu [LANG90]:

$$y_f = \frac{\sigma_f \cdot r_n}{E} \quad (2.1)$$

Aus der Gleichung 2.1 folgt, dass der Bereich der plastischen Verformung die neutrale Faser erreichen kann, sofern die Distanz des Radius  $r_n$  hin zur neutralen Faser größer Null ist (vgl. Abbildung 2.11). Da die Größe  $r_n$  geometrisch bedingt jedoch nie kleiner als die Hälfte der Blechdicke  $s_0$  werden kann, wird das Erreichen eines vollplastischen Querschnitts des Biegestreifens unmöglich. Hieraus resultiert, dass bei einer reinen Biegung aufgrund des reversiblen Spannungsanteils immer eine Rückfederung zu beobachten ist (Abbildung 2.12).

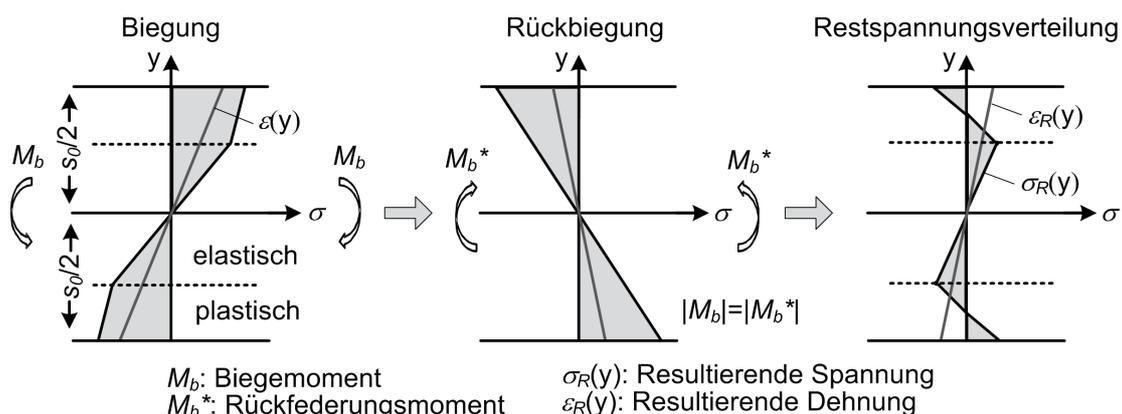


Abbildung 2.12: Prinzipdarstellung zur Entstehung von Restspannungen beim Biegen (nach [LANG90])

Der Grad der Rückfederung ist abhängig von dem Anteil der elastischen Restspannung, die vor der Entlastung im Bauteil herrscht, und letztlich auf die werkstoffspezi-

fische Fließgrenze des umgeformten Halbzeugs zurückzuführen. Daneben besteht eine grundlegende Abhängigkeit von der Biegeart (freies, form- oder kraftschlüssiges Biegen). Tendenziell wird die Rückbiegung größer, je größer das Verhältnis zwischen Biegeradius und Blechdicke ist. Hieraus folgt, dass mit kleinerem Biegeradius auch die Rückfederung geringer ausgeprägt ist [OEHL66].

Zur Verbesserung der Werkzeuggestaltung und der Prozessauslegung beim Abkanten von Blechen wird in [WANG95] ein analytischer Ansatz zur Beschreibung des Versagensverhaltens dargelegt. Anhand von zwei unterschiedlichen Verläufen der Biegelinie (konkav und konvex) werden Versagenskriterien abgeleitet, die das Versagen durch Bruchentstehung sowie durch Faltenbildung im Flanschbereich beinhalten.

Ausgehend von einer Falzoperation mit konvexer Biegelinie wird in den Arbeiten von [LIVA04] und [LIVA04a] der Einfluss unterschiedlicher Biegelinienverläufe auf die resultierende Falzqualität untersucht. Daneben wird auch die Flanschlänge sowie die Umformkraft innerhalb der Versuche variiert. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass die Rückfederung beim Abstellen des Flansches mit zunehmender Flanschlänge und mit zunehmendem Ausprägungsgrad des konvexen Konturverlaufs abnimmt. Die beim Falzen auftretende Umformkraft wird in diesem Zusammenhang zu jeder Prozessstufe (Abstellen, etc.) maßgeblich von der Flanschkhöhe beeinflusst [MUDE96].

Das mechanische Werkstoffverhalten von Mehrphasenstählen unter Zugbeanspruchung sowie unter Biegebeanspruchung wird in [DELA09] anhand des elastisch-plastischen Ansprechverhaltens einzelner Gefügephasen formuliert. Hierzu wird die Methode der sogenannten Molekularfeldtheorie (engl. mean field theory) verwendet, mit deren Hilfe sich Systeme von miteinander wechselwirkenden Teilchen - in diesem Fall die einzelnen Phasen der Stähle - näherungsweise beschreiben lassen. Insbesondere für die Modellierung des Biegeverhaltens zeigt der vorgestellte Ansatz eine gültige Verifizierung der Ergebnisse der durchgeführten experimentellen Biegeversuche.

## 2.6 Scherschneiden

Gemäß der normativen Einteilung ist das Zerteilen den trennenden Fertigungsverfahren zuzuordnen [DIN8580]. Das in der Blechverarbeitung am häufigsten zum Trennen eingesetzte Verfahren ist das Normalschneiden, das auch als Scherschneiden bezeichnet wird. Das Scherschneiden wird per Definition als das spanlose mechanische Zerteilen von Werkstücken zwischen zwei in einem definierten Abstand aneinander vorbeibewegenden Scheiden klassifiziert [DIN8588]. Grundsätzlich ist nach [DIN8588] eine weitere Verfahrensunterteilung gegeben, die vorliegende Arbeit fokussiert sich jedoch auf das einhubige Scherschneiden, bei dem der Schnitt entlang der gesamten Schnittlinie in einer Schneidbewegung erfolgt. [DIN9870-2] unterscheidet beim Scherschneiden zwischen einem offenen und einem geschlossenen Schnitt. Befindet sich die gesamte Schnittlinie innerhalb des Blechstreifens, ohne dass die Ränder geschnitten werden, so handelt es sich um einen geschlossenen Schnitt, während im anderen Fall ein offener Schnitt vorliegt. In Anlehnung an den Schnittlinienverlauf lassen sich das sogenannte Ausschneiden, das Lochen sowie das Abschneiden klassifizieren [DIN9870-2].

Abbildung 2.13 verdeutlicht den Werkzeugaufbau für eine einhubige Scherschneidoperation unter Angabe der zentralen Aktivelemente. In diesem Zusammenhang werden unter dem Begriff Aktivelement die direkt an der Schneidoperation beteiligten Werkzeugkomponenten bzw. die die Schnittflächenqualität beeinflussenden Werkzeugteile zusammengefasst. Anstelle des Begriffs Schneidplatte wird an dieser Stelle im Nachfolgenden vorzugsweise die Bezeichnung Matrize verwendet.

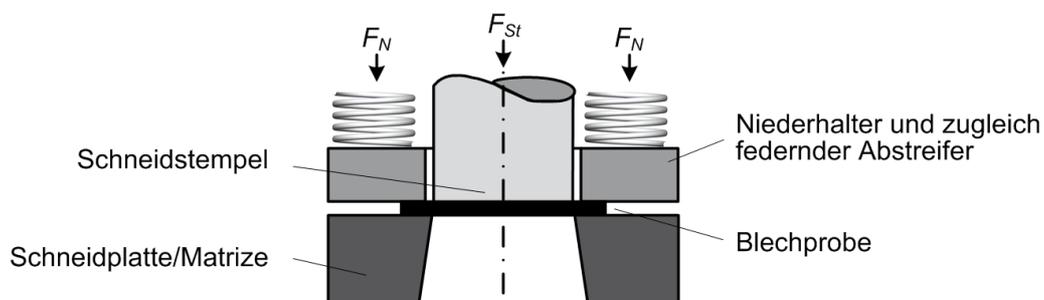


Abbildung 2.13: Prinzipdarstellung eines Scherschneidwerkzeugs mit Niederhalter (nach [DIN9869-2])

Um das Aufbiegen des Blechwerkstoffes während des Schneidvorgangs zu minimieren, wird ein Niederhalter eingesetzt, der die Blechprobe gegen die Matrize drückt. Darüber hinaus kann der Niederhalter zu Stempelführungszwecken eingesetzt werden oder er fungiert als Abstreifer zur Trennung des Abfalls vom Stempel.

Der Scherschneidvorgang im Fall einer geschlossenen Schnittlinie und unter Verwendung eines Niederhalters lässt sich in sechs unterschiedliche Phasen differenzieren [ERDM04] [HOOG99] [SPUR85]. Eine detaillierte Beschreibung der einzelnen Prozessphasen gibt [HÖRM08].

Die nach dem Kontakt des Stempels mit dem Blechwerkstoff in der Scherzone wirkenden Kräfte sind umfassend in [DOEG99] beschrieben. Die in Richtung der Stempelbewegung induzierte Stempelkraft  $F_{St}$  und die daraus resultierenden Schneidkräfte greifen nicht unmittelbar an den Schneidkanten des Stempels bzw. der Matrize an, sondern werden in Folge einer inhomogenen Druckspannungsverteilung in einem schmalen Bereich entlang der Schneidkanten in den Blechwerkstoff eingeleitet. Als resultierende Kraftkomponenten ergeben sich aus der vorherrschenden Spannungsverteilung Vertikal- und Horizontalkräfte, die sowohl am Stempel als auch an der Matrize wirken.

Für die Werkzeugkonstruktion und die Pressenauswahl ist die Abschätzung der zu erwartenden maximalen Schneidkraft von Bedeutung. Neben Berechnungsansätzen aus der Gleitlinien- oder der Plastizitätstheorie wird im industriellen Kontext im Allgemeinen der nachfolgende formelle Zusammenhang verwendet [DOEG99]. Dabei gilt:

$$F_{s,max} = l_s \cdot s_0 \cdot R_m \cdot f \quad (2.2)$$

Mit:	$F_{s,max}$	maximale Schneidkraft (kN)
	$l_s$	Schnittlinienlänge (mm)
	$s_0$	Blechdicke (mm)
	$R_m$	Zugfestigkeit (MPa)
	$f$	Scherfaktor (-)

Das Produkt aus der Zugfestigkeit und dem Scherfaktor wird in der Literatur als Schneidwiderstand  $k_s$  bezeichnet und stellt eine empirische Größe dar. Aufgrund der Abhängigkeit des Schneidwiderstands von werkzeugtechnischen (z.B. Schneidspalt) und geometrischen Parametern (Schnittlinienverlauf des Werkstücks) sowie von prozesstechnischen Einstellungen, wie zum Beispiel der Schneidgeschwindigkeit, liegt der Wertebereich basierend auf Literaturangaben im Bereich von 0,6 - 1,2 [HÖRM08].

Die aus der Scherschneidoperation resultierende Schnittfläche des Werkstücks lässt sich gemäß [VDI2906-2] beschreiben (Abbildung 2.14).

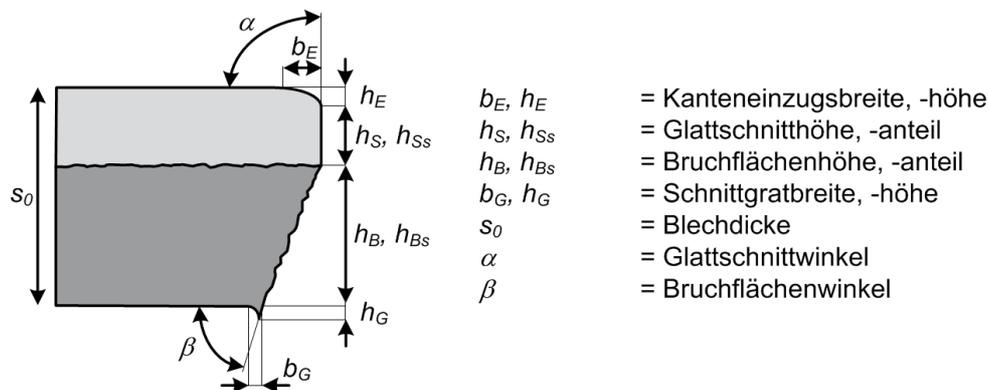


Abbildung 2.14: Kenngrößen schergeschnittener Schnittflächen [VDI2906-2]

Zu den Parametern, die Einfluss auf die Schnittflächenqualität haben, gehören beispielsweise:

- Schneidspalt  $u$
- Stempelradius  $r_{St}$  und Matrizenradius  $r_M$
- Verschleißzustand der Aktivelemente
- Blechdicke  $s_0$
- Festigkeitswerte des Blechwerkstoffes

Bei größeren Blechdicken und kleinerem Schneidspalt tritt an der Schnittfläche eine einfache oder mehrfache Gratbildung auf. Bei hohen Werkstofffestigkeitswerten erhöht sich der Bruchflächenanteil und die Gratbildung sinkt bzw. verschwindet bei kleinen Schneidspaltweiten [LANG90].

## 2.7 Umformvermögen von Schnittkanten und Lochaufweitungsversuch

Im Rahmen der umformtechnischen Herstellung von Blechbauteilen kommt es zur Erzeugung von Schnittkanten, die gegebenenfalls in einem nachfolgenden Fertigungsschritt einer Zug- und/oder Druckbeanspruchung unterliegen können. Verfahrensseitige Beispiele hierfür sind das Durchstellen von Löchern als fertigungstechnische Vorbereitung für eine anschließende Bauteilmontage auf Basis eines formschlüssigen Fügeverfahrens oder das Abkanten von Flanschen, was ebenfalls aus fügetechnischen Gesichtspunkten von Relevanz ist und der grundsätzlichen Steifigkeitserhöhung des Bauteils dienen kann [KALP06]. Das Maximum der Beanspruchung konzentriert sich in diesem Zusammenhang jeweils auf die Schnittfläche. Ob entlang der Schnittfläche eine vorherrschende Druck- oder Zugbeanspruchung vorliegt, ist dabei von dem Verlauf der Biegeachse abhängig [MUDE96]. Im Fall einer konkav gekrümmten Biegeachse dominieren beim Abkanten eines Flansches tangentielle Zugspannungen. Eine analoge Beanspruchungsform herrscht beim Lochaufweiten. Diesbezüglich zeigen insbesondere Mehrphasenstähle eine ausgeprägte Sensitivität gegenüber Kantenrissen, was häufig zu einem vorzeitigen Bauteilversagen während des Umformprozesses führt [DECO08]. Das Versagen der Schnittfläche kann durch standardisierte Verfahren zur Beschreibung des Umformverhaltens eines Werkstoffes, z.B. durch ein Grenzformänderungsdiagramm oder einen Zugversuch, nur bedingt charakterisiert werden, da durch diese Methoden die Eigenschaften der kaltverfestigten Schnittfläche nicht berücksichtigt werden.

Eine Möglichkeit zur experimentellen Untersuchung des Formänderungsvermögens von Schnittflächen stellt der Lochaufweitungsversuch dar. Dabei wird eine Versuchsprobe mit einem mittig zentrierten Loch zwischen einem Niederhalter und einer Matrize eingespannt und durch einen Stempel umgeformt. Mit fortschreitender Stempelbewegung wird die Probe zunehmend getieft und das Loch entsprechend geweitet bis ein Probenversagen durch Rissentstehung auftritt. Hierbei ist die Entstehung von Rissen, die innerhalb der Schnittfläche initiiert werden, ein symptomatisches Versagensphänomen. Als Abbruchkriterium wird im Allgemeinen der Zeitpunkt herangezogen, zu dem ein über die gesamte Blechdicke verlaufender

Riss zu erkennen ist. Hinsichtlich der Stempelausführung werden im Lochaufweitungsversuch verschiedene geometrische Formen eingesetzt (Abbildung 2.15). Entsprechend der Stempelgeometrie lassen sich unterschiedliche Formänderungszustände realisieren, was auf die unterschiedliche stempelseitige mechanische Beanspruchung der Lochkante zurückzuführen ist. Im Fall des Konusstempels befindet sich die Kante beispielsweise in unmittelbarem Kontakt mit dem Stempel, wodurch es zu einer direkten Beeinflussung der Schnittfläche während der Umformung kommt. Verfahrenstechnisch kann mit der Verwendung einer konusförmigen Stempelgeometrie das Durchstellen von Löchern abgebildet werden. Im Gegensatz zum Konusstempel gibt es beim flachen Stempel keine direkte Berührung mit der Schnittfläche. Aufgrund dessen kann im Versuch die Abbildung des Abkantens von Flanschen realisiert werden. Die halbkugelförmige Stempelform kann bezüglich des Kontaktverhaltens zwischen der Konusgeometrie und der flachen Stempelform eingeordnet werden. Entsprechendes gilt für das Verhalten der auftretenden Formänderungen. In diesem Kontext haben Untersuchungen gezeigt, dass bei einem Konusstempel im Vergleich zu einer flachen Stempelausführung die Formänderungsgrenze auf einem höheren Dehnungsniveau liegt. Dies ist auf die unterschiedlichen Belastungspfade, denen der Werkstoff während der Tiefung ausgesetzt wird, zurückzuführen [SADA03]. Der Einsatz eines halbkugelförmigen Stempels zeigt ein Lochaufweitungsvermögen, das zwischen dem Niveau des konischen und dem des flachen Stempels liegt [HAYA96].

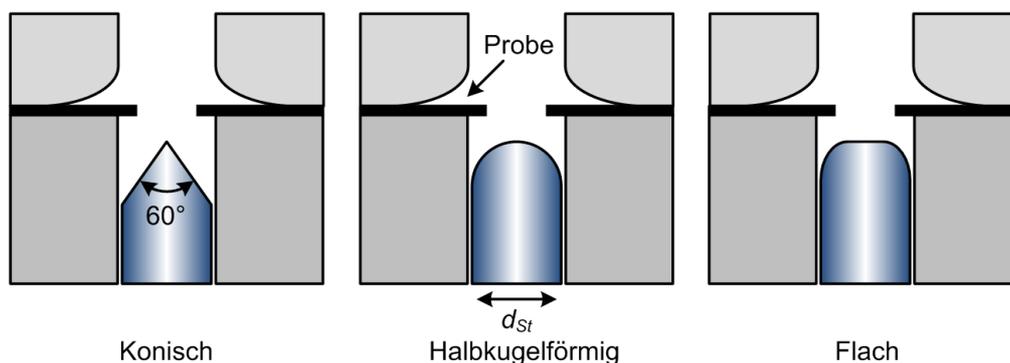


Abbildung 2.15: Schematische Darstellung typischer Stempelausführungen beim Lochaufweitungstest

Obwohl der Lochaufweitungstest zunehmend im industriellen und wissenschaftlichen Umfeld als technologisches Prüfverfahren herangezogen wird, ist in Europa im Gegensatz zur existierenden japanischen Prüfvorschrift [JSFT1001] bisher kein umfassendes Regelwerk in Form einer Normvorschrift dokumentiert. Es existiert jedoch ein Entwurf einer technischen Spezifizierung, die Hinweise über grundlegende Versuchsparameter sowie die Probenpräparation gibt und die Prozedur der Versuchsdurchführung näher erläutert [ISO16630]. In Anlehnung an die japanische Norm sind in [WAS09] Hinweise zur Durchführung des Lochaufweitungsversuchs aufgeführt. Ein gemeinsames Merkmal der aufgeführten Richtlinien ist die Verwendung eines konischen Umformstempels und eines Lochdurchmessers von 10 mm.

In [HAYA96] sind die wesentlichen Einflussfaktoren auf das Verhalten der Formänderungsgrenze beim Lochaufweitungsversuch umfassend dargestellt. Dabei wird der Geometrieinfluss sowohl seitens der konstruktiven Gestaltung des Versuchswerkzeugs, als auch hinsichtlich der Probenform berücksichtigt, da durch sie die auftretenden Dehnungen bzw. deren graduelle Verteilung beeinflusst werden. Diese Aspekte betreffen beispielsweise die Auslegung des Konuswinkels des Umformstempels oder die Dimensionierung des initialen Lochdurchmessers. Zudem wird der Einfluss der Schnittkante auf das Lochaufweitungsverhalten anhand ihrer konstitutiven Eigenschaften und spezifischen Fertigungsgeschichte (z.B. Scherschneiden, Fräsen) diskutiert. Im Fall von schergeschnittenen Versuchsproben zeigt sich, dass sich eine höhere Schneidspalteinstellung bei der Probenpräparation günstig auf das Aufweitungsvermögen auswirken kann. Dieser Zusammenhang steht im Gegensatz zu der allgemeinen Forderung nach einem hohen Anteil eines glattgeschnittenen Bereichs der Schnittfläche, der mittels Scherschneiden über die Einstellung geringer Schneidspalte erreicht wird. [CHIR08] untersuchte die Wirkung prozesseitiger Versuchsgrößen auf die Ergebnisdivergenz im Lochaufweitungsversuch auf Basis von drei verschiedenen Dualphasen-Stählen. Im Fokus der Untersuchungen stand der Einfluss der Niederhalterkraft, der Umformgeschwindigkeit und der Probenpositionierung. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass die Formänderungsgrenze durch die Niederhalterkraft nur unwesentlich beeinflusst wird.

Dagegen zeigt sich bei zunehmender Verfahrensgeschwindigkeit des Stempels eine Verschiebung des Aufweitungsvermögens hin zu einem höheren Niveau. Dagegen wirkt sich eine Abweichung von der koaxialen Platzierung der Probe zum konischen Stempel ungünstig auf das Aufweitungsverhalten aus. Hierbei spielt die Festigkeit des Werkstoffes eine zentrale Rolle, da die Versuchswerkstoffe im Festigkeitsbereich von 800 bzw. 1000 MPa sensibler auf eine fehlerhafte Probenpositionierung reagieren als der Dualphasen-Stahl mit der niedrigsten Festigkeit (600 MPa). Dies ist auf die geringere Duktilität des Dualphasen-Stahls bei höheren Festigkeiten und die damit verbundene reduzierte Kompensationsmöglichkeit während der Umformung zurückzuführen.

Untersuchungen zum Einfluss der Schnittflächenbeschaffenheit auf die Lochaufweitungseigenschaften sind Gegenstand der Arbeit von [KARE07]. Als Versuchswerkstoffe werden ein Dualphasen- und ein Complexphasen-Stahl verwendet. Für die Variation der Schnittfläche werden die Proben mittels Scherschneiden, Fräsen und Drahterodieren hergestellt. Der initiale Fertigungszustand wird dabei durch REM-Aufnahmen charakterisiert. Es konnte festgestellt werden, dass sich Imperfektionen und fertigungsbedingt in den Werkstoff induzierte Schädigungen im Kantenbereich nachteilig auf das Aufweitungsverhalten auswirken und zu einer Abnahme der Formänderungsgrenze führen. Aus den REM-Aufnahmen geht hervor, dass bei den schergeschnittenen Proben eine ausgeprägte Mikroporenbildung im Kantenbereich auftritt. Diese Porenbildung erfolgt bevorzugt an der Grenzfläche zwischen der Grundmatrix und den eingebetteten Phasen zweiter Ordnung. Für die gefrästen und drahterodierten Proben konnten Mikrorisse entlang der Schnittfläche detektiert werden. Die Risse orientieren sich im Fall der gefrästen Proben parallel zu ihrer Oberfläche, was als unkritisch angesehen werden kann, da diese Rissausrichtung während der Umformung zum Schließen tendiert. Dagegen verlaufen die Mikrorisse bei den drahterodierten Proben in senkrechter Richtung zur Oberfläche und öffnen sich während der Aufweitung, was sich in Konsequenz ungünstig auf das Aufweitungsverhalten auswirkt. Aus der Untersuchung der umgeformten Proben konnte für beide Werkstoffe ein duktiler Trennbruch als Ursache des Probenversagens identifiziert werden, da in der Bruchfläche charakteristische Vertiefungen

nachgewiesen werden konnten, die durch die Vereinigung von Mikroporen (Koaleszenz) entstanden sind.

In [TAKA09] ist eine Studie zum Verhalten des Rissverlaufs während des Lochaufweitungsversuchs dargestellt. Die Untersuchungen erfolgten anhand von drei unterschiedlich hochfesten Stählen, die durch eine Ferrit/Bainit- bzw. Ferrit/Martensit-Mikrostruktur gekennzeichnet sind. Zur Untersuchung der Rissentstehung und -ausbreitung wird der Lochaufweitungsversuch zu unterschiedlichen Zeitpunkten des Stempelhubes gestoppt, die Probe entnommen und entsprechend mittels REM-Aufnahmen analysiert. Die Rissinitiierung erfolgt bei den Proben jeweils in der Bruchfläche der schergeschnittenen Schnittkante. Danach entwickelt sich der Riss in Richtung des glattgeschnittenen Bereichs, bevor ein über die gesamte Blechdicke verlaufender Riss entsteht. Ein weiterer Untersuchungsaspekt erfasst die räumliche Ausrichtung des Rissverlaufs in radialer Richtung. Hierzu werden die Proben zu unterschiedlichen Umformstadien entnommen und einer Wärmebehandlung unterzogen. Die Wärmebehandlung verfolgt das Ziel, den Rissbereich entlang seiner Topologie mittels Oxidationsvorgängen farblich über die sogenannten Anlassfarben zu markieren. Aufgrund der Markierung ist nach dem weiteren Umformen der Probe und entsprechender Präparation eine Zuordnung des Rissbereichs zu den unterschiedlichen Umformstadien der Probe möglich. Es zeigt sich, dass die Rissausbreitung in zwei Stufen abläuft. Zunächst verläuft der Riss entlang der schmalen und kaltverfestigten Schicht unterhalb der Schnittkante, bevor eine beschleunigte Entwicklung des Risses in radialer Richtung erfolgt. Eine durch die Temperaturbehandlung bedingte Beeinträchtigung des Rissverlaufs wird im Rahmen der Arbeit nicht diskutiert.

Das Versagen der unter Zugbelastung stehenden Schnittkanten wird durch mikrostrukturelle Schädigungsmechanismen gesteuert (vgl. Abschnitt 2.4), die mit den werkstoffspezifischen Gefügeeigenschaften korrelieren. Für unterschiedlich warmgewalzte Mehrphasenstähle mit einem vergleichbaren Festigkeitsniveau im Bereich von 780 MPa ist dieser Zusammenhang exemplarisch anhand von Abbildung 2.16 verdeutlicht. Nach [FANG03], [HASE04] und [KARE06] wird das Lochaufweitungsverhalten durch die Festigkeitsunterschiede zwischen harten und

weichen Phasen innerhalb der Grundmatrix beeinflusst. Übertragen auf das Gefüge von Dualphasen-Stählen bezieht sich dies auf den Härteunterschied zwischen der charakteristischen Ferrit/Martensit-Mikrostruktur. An der Grenzfläche zwischen den eingebetteten Martensitinseln und der weicheren ferritischen Matrix kommt es zu Spannungskonzentrationen während der Umformung, die sich ungünstig auf das Lochaufweitungsvermögen auswirken, da es zur Initiierung von Hohlräumen kommt (Hohlraumkoalenszenz), was bei sukzessivem Fortschritt ein duktilen Werkstoffversagen zur Folge hat. Dieser Aspekt wird durch die Ergebnisse von Abbildung 2.16a bestätigt, da die Dualphasen-Stähle trotz vergleichsweise hoher Dehnungen ein niedriges Lochaufweitungsvermögen aufweisen. Durch ein diesbezüglich gegensätzliches Verhalten sind die homogen einphasig bainitischen Stähle gekennzeichnet, die bei geringer Dehnung eine hohe Lochaufweitung erzielen. Die Stähle mit ferritischen und bainitischen Gefügeanteilen (z.B. Complexphasen-Stähle) liegen bezüglich ihres Lochaufweitungsvermögens zwischen den Dualphasen-Stählen und den einphasig bainitischen Stählen. Der Grund hierfür ist auf die im Vergleich zum Dualphasen-Stahl geringeren Härteunterschiede zwischen den Phasen zurückzuführen. Die Festigkeit einzelner Phasen wird durch den Herstellungsprozess sowie die chemische Legierungszusammensetzung bestimmt. Über entsprechende Maßnahmen, z.B. eine Wärmebehandlung, können die Gefügeeigenschaften beeinflusst werden. Wird beim Dualphasen-Stahl der Härteunterschied zwischen dem Ferrit und dem Martensit reduziert, verbessert sich das Lochaufweitungsvermögen (Abbildung 2.16b). Im Fall von Restaustenit als Phasenbestandteil der Grundmatrix beeinflusst sowohl dessen volumenmäßiger Anteil, als auch der Kohlenstoffgehalt die Formänderungsgrenze bei der Lochaufweitung [SUG100]. Unter dem Aspekt des lokalisierten Dehnungsvermögens erweist sich eine Mikrostruktur, bestehend aus einer einphasigen ferritischen Matrix ohne Perlit- und Zementit-Anteilen, als günstig, da keine Spannungskonzentrationen entlang möglicher Phasengrenzen auftreten können. Auf Basis dieses Ansatzes wird in [FUNA04] die Entwicklung eines einphasig ferritischen Stahls mit guten Dehnungseigenschaften bei gleichzeitig hohem Lochaufweitungsvermögen dargestellt („Stahl X“ in Abbildung 2.16a). Die hohe Festigkeit wird über feinstrukturierte Carbidausscheidungen im Nanometerbereich realisiert.

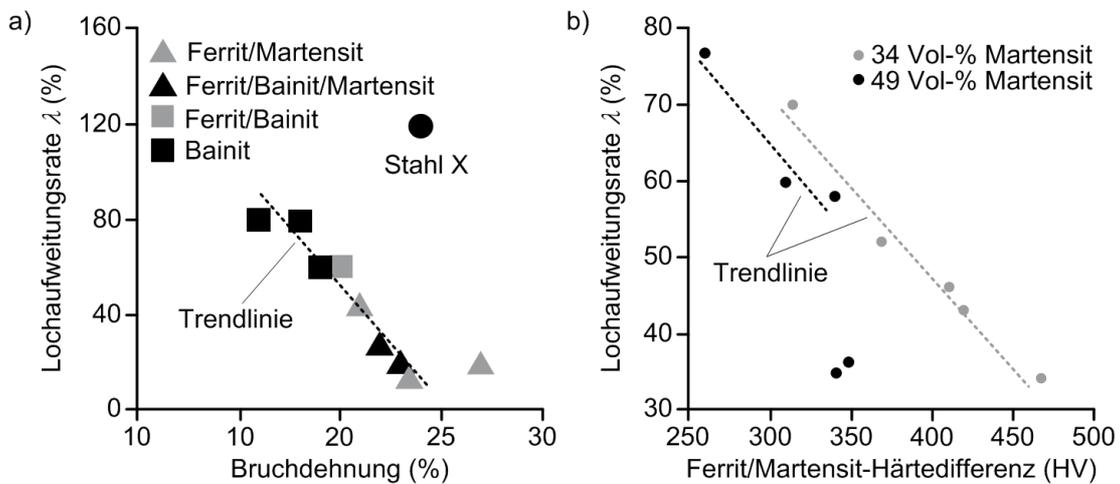


Abbildung 2.16: Einflussfaktoren auf das Lochaufweitungsvermögen - a) Gefügezusammensetzung (Zugfestigkeitsniveau der dargestellten Werkstoffe beträgt ca. 780 MPa) [FUNA04]; b) Härtedifferenz zwischen Ferrit- und Martensitphasen (nach [HASE04])

Nach [SADA03] korrelieren die Lochaufweitungseigenschaften eines Stahlwerkstoffes mit dessen Zugfestigkeit (Abbildung 2.17a). Demnach erfolgt eine deutliche Abnahme des Lochaufweitungsvermögens bei Zugfestigkeiten im Bereich von 350 - 700 MPa. Liegt der Festigkeitsbereich höher als 700 MPa, zeigt sich die Abhängigkeit deutlich weniger sensitiv ausgeprägt. Die Bedeutsamkeit der Zugfestigkeit für die Lochaufweitung wird auch durch analytische Untersuchungen von [CHAT07] bestätigt. Abbildung 2.17b stellt die Abhängigkeit der Lochaufweitung vom  $r$ -Wert anhand der mittleren senkrechten Anisotropie  $r_m$  dar. Die Ergebnisse zeigen, dass sich ein zunehmender  $r$ -Wert günstig auf die Lochaufweitung auswirkt.

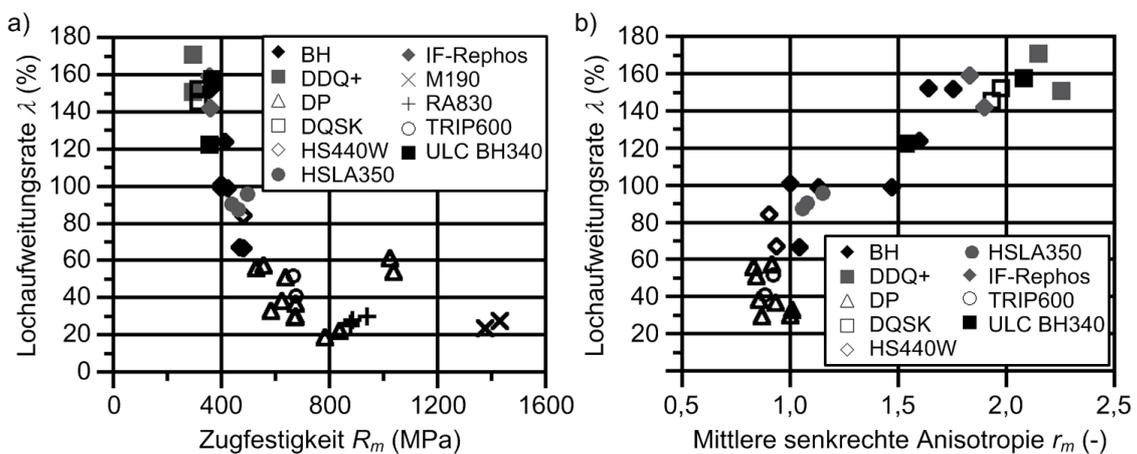


Abbildung 2.17: Einfluss mechanischer Kennwerte auf das Lochaufweitungsverhalten verschiedener Stähle - a) Zugfestigkeit  $R_m$ ; b)  $r_m$ -Wert (nach [SADA03])

In [HYUN02] wird das Umformvermögen eines TRIP- und DP-Stahls beim Abkanten eines kreisförmigen Flansches untersucht. Für das Durchstellen wird eine halbkugelförmige Stempelgeometrie verwendet. Die Bewertung der Versuchsproben erfolgt zum einen auf Basis der Charakterisierung des abgestellten Flansches hinsichtlich seiner geometrischen Formgenauigkeit und Höhe, sowie zum anderen anhand der Rissentwicklung. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass beim Versagen des Dualphasen-Stahls eine gewisse Regelmäßigkeit bei der Rissentstehung identifiziert werden kann, da unabhängig von dem initialen Lochdurchmesser der Probe vier charakteristische Risse auftreten. Dagegen ist beim TRIP-Stahl die Anzahl der entlang der Lochkante auftretenden Risse nominell nicht spezifizierbar, da insbesondere bei geringen Lochdurchmessern typischerweise mehrere Risse auftreten. Zudem zeigt sich der Rissverlauf nach dessen Initiierung an der Kante bei fortschreitendem Stempelhub un stetig und abzweigend. Nach den Autoren resultiert hieraus eine unterdrückende Wirkung des Werkstoffes auf die Bildung und Ausbreitung von zusätzlichen Mikrorissen.

Die tendenziell nachweisbare phänomenologische Abhängigkeit des Lochaufweitungsverhaltens von bestimmten mechanischen Werkstoffkennwerten nutzt [COMS06] für die Ableitung eines formellen Zusammenhangs zur Vorhersage der Formänderungsgrenze von schergeschnittenen Schnittkanten. Die Modellgenerierung wurde mit Hilfe einer multiplen Regressionsanalyse durchgeführt und korreliert für das Lochaufweitungsvermögen mit der mittleren senkrechten Anisotropie  $r_m$  und dem Verfestigungsexponenten  $n$ , die beide werkstoffgebundene Kennwerte darstellen. Gültigkeit besitzt das postulierte Modell sowohl für ferritische und austenitische Stähle, als auch für IF-Stähle (interstitiellfrei).

Ausgehend von der Annahme, dass während der Aufweitung ein rein uniaxialer Dehnungspfad entlang der Lochkante vorliegt, postuliert [SHI07] ein semiempirisches Versagenskriterium zur Vorhersage von Kantenrissen. Demnach lässt sich die durchschnittliche Formänderungsgrenze durch die Umfangsänderung (Lochgröße zum Zeitpunkt des Versagens in Relation zur Ausgangsgröße) berechnen. Dabei entspricht die Längenänderung in Umfangsrichtung der Lochaufweitungsrates  $\lambda$  (siehe Abschnitt 9.4, Gleichung 9.1) und ist unter Berücksich-

tigung der vorangegangenen Annahme der Hauptformänderung  $\varphi_1$  gleich zu setzen. Dieser Wert wird direkt für die FEM-basierte numerische Betrachtung der Umformung als Versagenskriterium herangezogen und ist nach Ansicht des Verfassers aufgrund der uniaxialen Belastung der Lochkante als Einzelkenngröße der Formänderungsgrenze zulässig. Bei vergleichbarer Schnittflächenqualität konnte mit Hilfe des eingeführten Versagenskriteriums die Vorhersage der Formänderungsgrenze erfolgreich auf exemplarische Strukturbauteile der Fahrzeugindustrie übertragen werden.

## 2.8 Prägen von Sickenstrukturen

Im Rahmen einer umformtechnischen Blechverarbeitung ist die Verwendung von Sickenstrukturen für die Bauteil- sowie für die grundsätzliche Umformprozessauslegung von essentieller Bedeutung. Dabei werden Sicken als rinnenartige Vertiefungen bzw. Erhöhungen in ebenen oder gewölbten Blechflächen definiert, deren Tiefe im Verhältnis zur Länge klein ist [WIDM84]. Sicken werden im Allgemeinen zur Versteifung von Bauteilen in Flächen und Eckbereichen eingesetzt. Darüber hinaus kann dieses Konstruktionselement auch mit gegenteiliger Wirkung eingesetzt werden und somit bei bruchgefährdeten Stellen zur Entsteifung oder als Sollknickstelle dienen. Dies wird durch eine herabgesetzte Biegesteifigkeit quer zur Sickenlängsachse ermöglicht. Weitere Applikationsmöglichkeiten von Sickenstrukturen finden sich beispielsweise in der Oberflächenvergrößerung, als Designelement (Nebenformelement) oder in der Verwendung als Begrenzungselement. Bei tiefgezogenen Karosseriebauteilen, welche häufig nur in einem mehrstufigen Zug realisierbar sind, werden Sicken bereits im Vorzug hergestellt und dienen somit der sicheren Aufnahme des Werkstücks während des Weiter- und Fertigziehens. Gleichzeitig kann der Blecheinzug bei tiefgezogenen Teilen mit Hilfe von Ziehsicken gesteuert und somit die Gefahr der Faltenbildung reduziert werden. Zusätzlich kann durch das Einprägen von Sicken Rückfederungserscheinungen, beispielsweise an gebogenen Blechteilen, eingeschränkt und somit die Maßgenauigkeit der Werkstücke verbessert werden. Durch eine konstruktive Optimierung der globalen Sickenbilder kann

außerdem das Schwingungsverhalten von Blechfeldern deutlich verbessert werden. Hierdurch lassen sich unerwünschte Materialbeanspruchungen und Geräusche reduzieren bzw. eliminiert [MAIW92] [OEHL72] [SCHW03] [STRO83] [WIDM84].

Für die Herstellung von Sicken steht aus fertigungstechnischer Sicht eine Vielzahl von Verfahren zur Verfügung. Nach [KIRC81] sind die Verfahren zur Sickenherstellung zum einen nach der Werkzeughauptbewegung und zum anderen nach der Werkstückausgangsform eingeteilt. Bei der Werkzeughauptbewegung wird zwischen einer translatorischen und einer rotatorischen Bewegung unterschieden. Im Fall einer Translationsbewegung des Werkzeugs wird vom sogenannten Prägesicken gesprochen, während durch eine Rotationsbewegung des Werkzeugs das Rollsicken gekennzeichnet ist. Das Prägesicken ist weiterhin unterteilt in Prägesicken mit elastischem Werkzeug, Prägesicken mit starrem Werkzeug, Prägesicken mit formlosem Stoff oder Medium und Prägesicken mit elektromagnetischen Kraftfeldern.

Im Kontext der vorliegenden Arbeit und der darin angewendeten methodischen Versuchsansätze nimmt das Hohlprägen als Verfahren zur Erzeugung von Sickenstrukturen in Blechbauteilen eine wesentliche Rolle ein. Dabei ist das Hohlprägen nach [MAIW92] ein dem Tiefziehen [DIN8584-3] verwandtes Verfahren, welches aber aus fertigungstechnischer Sicht aufgrund der Werkstoffbelastung dem Zugumformverfahren zugeordnet wird [DIN8585-4]. Eine weitere spezifizierende Verfahrensunterteilung unterscheidet zwischen Längen, Weiten und Tiefen, wobei das Hohlprägen dem Tiefen zugeordnet ist.

Beim Hohlprägen ist eine grundsätzliche Differenzierung zwischen zwei Werkzeugausführungen möglich. Dabei kann der Umformprozess sowohl mit hartsitzendem, als auch ohne hartsitzendem Stempel realisiert werden (Abbildung 2.18a). Der Unterschied zwischen diesen beiden Ausführungen besteht darin, dass beim Hohlprägen mit hartsitzendem Stempel eine umlaufend gleiche Wirkfuge und ein umlaufend gleicher Wirkspalt existiert, während beim Hohlprägen ohne hartsitzendem Stempel der Wirkspalt freigelegt ist. Ausführungsbedingt ist beim Hohlprägen mit hartsitzendem Stempel eine genaue Kenntnis der Wanddicke im Sickenprofil erforderlich, aus der eine Nachbearbeitung bzw. Anpassung der tragenden

Gesenkflächen resultieren kann, die sich im Allgemeinen nur mit einem hohen zeitlichen und finanziellen Aufwand umsetzen lässt. Daher stellt das Hohlprägen ohne hartsitzendem Stempel in der Praxis die bevorzugte Variante dar [WIDM84].

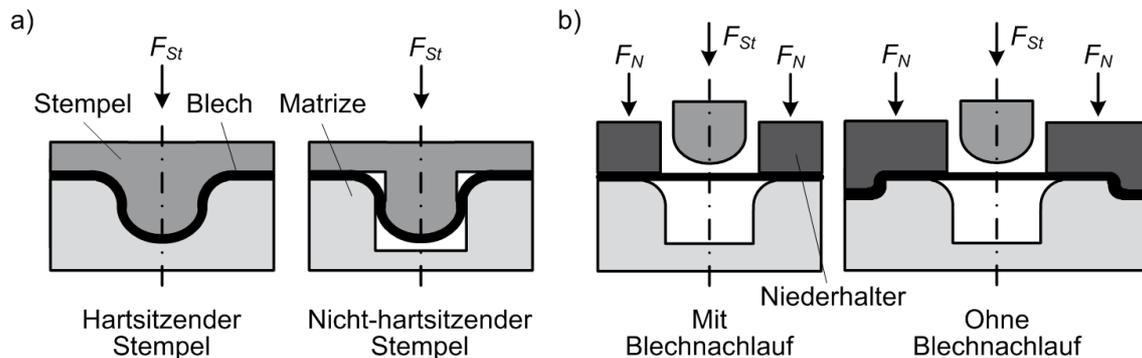


Abbildung 2.18: Verfahrensvarianten beim Hohlprägen [nach WIDM84]

Bei der gemäß Abbildung 2.25a dargestellten werkzeugtechnischen Umsetzung berührt der Stempel als erstes die Blechebene. Daher kann es beim Hohlprägen von geschlossenen Sicken in dünne Bleche außerhalb der eigentlichen Sicke im Bereich des Sickenauslaufs zu Verwerfungen bzw. Falten kommen. Diese können durch den Einsatz eines Werkzeuges mit Niederhalter vermieden werden, indem der Niederhalter zuerst auf das Blech aufsetzt (Abbildung 2.18b). Kann der Werkstoff während der Herstellung von Sicken nachfließen, so wird das Blech im Falle von offenen Sicken und im mittleren Bereich geschlossener Sicken im Wesentlichen nur einer Biegebeanspruchung ausgesetzt. Durch die Reibung zwischen Stempel und Blech entstehen nur geringe tangentielle Zugspannungen. Werden die Sicken dagegen ohne Blechnachlauf erzeugt, erfolgt der Werkstofffluss überwiegend durch eine Verringerung der Blechdicke [WIDM84].

Eine Möglichkeit zur Klassifizierung der geometrischen Eigenschaften von Sicken besteht in der Einteilung nach der Form des Sickenquerschnitts (Abbildung 2.19). Demnach kommen in der Automobilindustrie am häufigsten die Halbrund- und die Trapezsicken zum Einsatz, da die Kastensicke aus fertigungstechnischen Gründen aufwendiger zu realisieren ist und die Dreiecksicke zu Sprödbrüchen neigt [MAIW92].

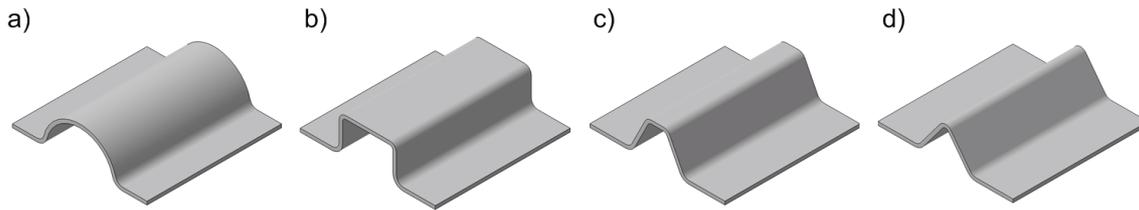


Abbildung 2.19: Geometrievarianten von Sicken - a) Halbrundsicke; b) Kastensicke; c) Trapezsicke; d) Dreiecksicke (nach [KOPP09])

Beim Sickenprägen ohne zusätzlichen Blechnachlauf wird die erforderliche plastische Verformung des Werkstoffes überwiegend durch eine tangentielle Dehnungskomponente erreicht. Die Folge ist eine Oberflächenvergrößerung bei gleichzeitiger Verminderung der Blechdicke. Mit Erreichen einer bestimmten Dehnung beginnt der Werkstoff, sich in Blechdickenrichtung örtlich einzuschnüren, was bei fortschreitender Beanspruchung zu einem Versagen führen kann. Nach [PETZ70] ist der erreichbare Grenzwert für den radialen Umformgrad  $\varphi_r$  sowohl von den mechanischen Kennwerten des eingesetzten Halbzeugs, als auch vom vorherrschenden Spannungsverhältnis abhängig. In diesem Kontext lassen sich die auftretenden Spannungszustände gemäß Abbildung 2.20 drei unterschiedlichen Umformbereichen zuordnen, nämlich der Ziehkantenrundung (Bereich 1), der Sickenflanke (Bereich 2) sowie der Stempelrundung (Bereich 3).

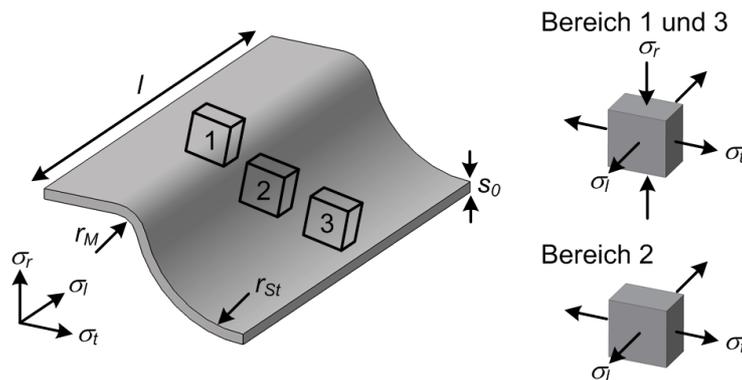


Abbildung 2.20: Beanspruchungsarten beim Hohlprägen (nach [KOPP09])

Während in den in Abbildung 2.20 spezifizierten Bereichen 1 und 3 aufgrund der Werkzeugberührung ein dreiachsiger Spannungszustand auftritt, liegt im Bereich 2 mit freier Umformung ein zweiachsiger Spannungszustand vor. Durch den Stempelkontakt in den Bereichen 1 und 3 werden Druckspannungen in das Blech

induziert, so dass die erforderlichen Tangentialspannungen später erreicht werden als im Bereich der freien Umformung (Bereich 2). Im Allgemeinen erfolgt in diesem Bereich zuerst ein Werkstoffversagen. Der Einfluss der Radialspannungen in den Bereichen 1 und 3 wird erst bei Stempel- und Ziehkantenradien, die kleiner als die Blechdicke sind, und bei großen Biegewinkeln größer. Die Folge ist, dass sich das Versagensgebiet in die Umformbereiche 1 und 3 verlagert [WIDM84].

Für die praktische Anwendung spielt vor allem die maximal erreichbare Sickentiefe bei gegebenem Werkstoff und Werkzeug eine wichtige Rolle [WIDM84]. Durch experimentelle Untersuchungen an offenen Halbrundsicken mit Stempelradien von 8 - 15 mm und Ziehkantenradien von 3 - 16 mm stellte sich ein linearer Zusammenhang zwischen Stempelradius, Ziehkantenradius, Gesenkweite und erreichbarer Sickentiefe heraus [PETZ70]. Die maximal erreichbare Sickentiefe kann, auf dieser Erkenntnis aufbauend, mit folgender Formel vorausbestimmt werden:

$$h_{max} = c \cdot n \cdot a_0 \quad (2.3)$$

Hierbei ist  $n$  der Verfestigungsexponent des Werkstückwerkstoffes und  $a_0$  die Gesenkweite. Der Faktor  $c$  ist eine Konstante, welche sich empirisch ermitteln lässt und eine werkstoffspezifische Kenngröße darstellt.

### 3 Ausgangssituation und Zielsetzung

#### *Ausgangssituation*

Der im vorangegangenen Kapitel dargelegte Stand von Wissenschaft und Technik zum Einsatz von Mehrphasenstählen als Strukturkomponenten einer Fahrzeugkarosserie verdeutlicht die komplexen Anforderungen an die Prozessauslegung der Fertigungsfolge zur Bauteilherstellung innerhalb des Presswerks. Die Fertigungsfolge wird dabei unter anderem maßgeblich von den geometrischen Eigenschaften des Bauteils sowie von den werkstoffspezifischen Eigenschaften des eingesetzten Halbzeugs beeinflusst. Unabhängig hiervon lässt sich in diesem Zusammenhang die Fertigungsfolge grundsätzlich auf die Kernprozesse Tief-/Streckziehen, Nachformen/Abkanten und Schneiden reduzieren, was ihre hohe fertigungstechnische Bedeutsamkeit erkennen lässt. Außerdem zeigt Kapitel 2 auf, dass im Zuge der verstärkten Umsetzung von Leichtbaukonzepten im Karosseriebereich hochfeste Mehrphasenstähle bzw. hochfeste und gleichzeitig hochduktiler Stähle auch zukünftig weiterhin von grundlegender Bedeutung sein werden. Ausgehend von ihren spezifischen Werkstoffeigenschaften resultiert ein Leichtbaupotential, das in Konkurrenz zu den bekannten Leichtbauwerkstoffen, wie beispielsweise Aluminium und Magnesium, steht. Jedoch führt eine rein substituierende Applikation von herkömmlichen Tiefziehstahlgütern durch Mehrphasenstähle in der Fertigung im Allgemeinen zu einem Bauteilversagen. Daher ist eine werkstoffgerechte Bauteilkonstruktion im Rahmen einer qualitäts- und fertigungsorientierten Methodenplanung im Produktentstehungsprozess von zentraler Bedeutung. Somit offenbart der derzeitige Kenntnisstand Defizite, die im Kontext umformtechnischer Fragestellungen einer systematischen und prozesssicheren Verarbeitung der Mehrphasenstählen entgegen stehen. Diese Unzulänglichkeiten sind zum Beispiel auf die hohe Festigkeit der Mehrphasenstähle und die damit verbundene ausgeprägte rückfederungsbedingte Formänderung am Ende eines Umformprozesses zurückzuführen. Dies führt zu einer geometrischen Abweichung von der Sollgeometrie des Bauteils. Zur Einstellung der Sollgeometrie sind oftmals aufwendige und folglich zeit- und kostenintensive Überarbeitungen der Umformwerkzeuge erforderlich. Auch ist auf Basis einer numerischen Umformsimulation zur Werkzeugauslegung eine Rückfederungskom-

compensation im Allgemeinen nur mit ungenügender Genauigkeit möglich, weil aufgrund der komplexen mikromechanischen Verfestigungsmechanismen der Mehrphasenstähle derzeitige konventionelle Werkstoffmodelle nur bedingt zur Charakterisierung herangezogen werden können, was in einer unzureichenden Werkstoffbeschreibung resultiert. Als weiteres Beispiel zur Darlegung bestehender Kenntnisdefizite bei der umformtechnischen Verarbeitung von Mehrphasenstählen ist das Ausformungsvermögen von Formelementen mit kleinen Radien anzusehen. Durch die Lokalisierung hoher Formänderungen kommt es zu einer Blechausdünnung verbunden mit einem Bauteilversagen, so dass zur fehlerfreien Herstellung eine entsprechende Geometrieangepassung im Bauteildesign berücksichtigt werden muss. Eine weitere Besonderheit von Mehrphasenstählen stellt die ausgeprägte Kantenrissempfindlichkeit verfestigter Schnittflächen, z.B. beim Durchstellen von Löchern, dar, was häufig zu einem vorzeitigen Bauteilversagen während des Umformprozesses führt. So können beispielsweise Mikrorisse in der Schnittfläche, die unter anderem durch eine Laserschneidoperation in die Schnittfläche induziert werden oder durch das spröde Verhalten der kaltverfestigten Schnittfläche als Folge der plastischen Umformung im Scherschneidprozess entstehen, zu einer vorzeitigen Rissinitiierung und somit zu Prozessschwankungen bei der Bauteilfertigung führen. Daher spielen die Beschaffenheit und die Struktur der Schnittfläche, die aus der spezifischen Loch-Herstellungsgeschichte resultieren, eine zentrale Rolle bei der maximal erreichbaren Formänderungsgrenze des Werkstoffes entlang der Schnittkante. In diesem Zusammenhang fehlen bisher praxismgerechte Vorgaben und Richtlinien zur werkstoffspezifischen Verarbeitbarkeit bzw. zur Bewertung der Formänderungsgrenzen von Schnittkanten im Fall von hoch- und höchstfesten Mehrphasenstählen.

Ein weiterer Aspekt des vorangegangenen Kapitels verdeutlicht zudem die Möglichkeiten der werkstoff- und verfahrensgebundenen Prüfverfahren innerhalb der mechanisch-technologischen Prüfung von Blechwerkstoffen, die als Instrumente zur umfassenden Werkstoffcharakterisierung und zur Identifizierung wichtiger prozessspezifischer Parameter herangezogen werden können. Hiervon ausgehend leitet sich die Aufgabenstellung der Arbeit ab.

**Zielsetzung**

Die Zielsetzung dieser Arbeit besteht in der Entwicklung einer grundlagenwissenschaftlichen Methodik, anhand derer die umformtechnische Verarbeitbarkeit der Mehrphasenstähle zur Herstellung von Strukturbauteilen charakterisiert werden kann. Die Methodik soll dabei presswerkrelevante Umform- und Scherschneidoperationen abbilden und gleichzeitig in Anlehnung an konventionelle Prüfverfahren sowohl werkstoff-, als auch verfahrensspezifische Kenngrößen ermitteln. Somit soll mit dieser Arbeit ein umfassender Beitrag zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens von hochfesten Mehrphasenstählen bzw. hochfesten und gleichzeitig hochduktilen Stählen geleistet werden. Darüber hinaus steht die Ableitung von Richtlinien und praxisorientierten Empfehlungen für den Einsatzbereich von Mehrphasenstählen im Fokus. Hierdurch wird die bestehende Wissensbasis erweitert, was zur Optimierung der Prozessführungsstrategie hinsichtlich der resultierenden Bauteileigenschaften herangezogen werden kann. In die Untersuchungen werden drei Mehrphasenstähle einbezogen, die durch einen unterschiedlichen Gefügebau gekennzeichnet sind und gleichzeitig grundsätzlich verschiedene Ansätze zur Legierungsentwicklung darstellen. Die Versuchswerkstoffe umfassen einen DP-, TRIP- und TWIP-Stahl. Insbesondere für den TWIP-Stahl gilt es, fertigungstechnische Fragestellungen zu klären und das Potential zur zukünftigen Realisierung geometrisch anspruchsvoller, hochfester und funktionsoptimierter Strukturbauteile aufzuzeigen.

## 4 Methodik der Werkstoffcharakterisierung und der eingesetzten Messmittel

Der Leitgedanke der vorliegenden Arbeit verfolgt die methodische Entwicklung einer Vorgehensweise zur umfassenden Analyse des Werkstoffverhaltens von Mehrphasenstählen unter besonderer Berücksichtigung zentraler, presswerkrelevanter Fertigungsprozesse. Im Vordergrund der Werkstoffcharakterisierung steht dabei die Beschreibung des plastischen Formänderungsverhaltens im Zuge einer Umform- oder Scherschneidoperation zum Teil unter Berücksichtigung verschiedener Umformgrade und deren Auswirkung auf die Bauteileigenschaften. Auch sollen die zulässigen Grenzformänderungen bestimmt werden.

### ***Voraussetzungen***

Eine wesentliche Voraussetzung für die Entwicklung einer zielführenden und strategisch ausgerichteten Prüfmethodik ist die Identifizierung geeigneter Modellversuche. Diese müssen einer Abbildung der prozesstechnischen Anforderungen der Fertigung von Strukturbauteilen hinreichend genügen und gleichzeitig übliche Standard-Kennparameter zur allgemeinen und grundlegenden Beschreibung bereitstellen. Hiervon ausgehend gilt es, die identifizierten Modellversuche innerhalb der im Rahmen dieser Arbeit entsprechend aufzubauenden Versuchswerkzeuge zu integrieren. Hiermit verbunden ist die werkzeugseitige Anforderung an einen ausgeprägten modularen Aufbau, um die charakteristischen Besonderheiten der verschiedenen Prüfverfahren berücksichtigen und Folgeoperationen, wie beispielsweise mehrstufige Umformoperationen von Bauteilen umsetzen zu können. Zudem ist die Realisierung einer flexiblen Variation einzelner verfahrensspezifischer Prozessparameter für die Werkstoffqualifizierung als wichtige Voraussetzung anzusehen. Neben einer ausgesprochenen Modularität der Werkzeuge und der Möglichkeit einer flexiblen Einstellung von Prozessparametern steht die messtechnische Erfassung zentraler Kennwerte zur Charakterisierung der Blechwerkstoffeigenschaften bzw. des jeweiligen Prozesses im Fokus der Methodenentwicklung. Ein weiterer Aspekt betrifft die Dimensionierung der Versuchsproben und die damit verbundene Auslegung der Werkzeuge.

Um praxisäquivalente Zustände sowie eine hohe Prozessstabilität zu erreichen, müssen die Versuchswerkzeuge eine Mindestgröße aufweisen. So ist für die Betrachtung von Folgeoperationen, wie beispielsweise in der Abfolge Umformen, Beschneiden und Weiterformen, zu gewährleisten, dass für die Untersuchung des letzten Prozessschrittes eine ausreichend große Probengeometrie zur Verfügung steht, was wiederum maßgeblich von der Ausgangsgeometrie abhängig ist.

### ***Messaufgabe und Kenngrößen***

Neben den werkzeugseitigen Anforderungen gilt es, durch entsprechende messtechnische Adaptierung bzw. Implementierung die Erfassung relevanter Parameter zu realisieren. Die grundsätzliche Bewertung der Festigkeitseigenschaften und des Fließverhaltens erfolgt unabhängig von den Versuchswerkzeugen auf Basis der Ergebnisse des standardisierten Zugversuchs. Darüber hinaus stehen neben der Ermittlung des Umformvermögens bei unterschiedlichen Belastungen insbesondere die bei Umformbauteilen auftretenden Dehnungen bzw. Formänderungen sowie deren geometrische Verteilung und zum Teil auch ihre zeitliche Änderung im Mittelpunkt des Interesses. Für die Formänderungsanalyse werden optische Messverfahren eingesetzt, deren detaillierte Beschreibung in Abschnitt 5.5 erfolgt. Der Vorteil des Einsatzes optischer Messverfahren begründet sich durch ihre vergleichsweise hohe Genauigkeit und ihren geringen Applikationsaufwand. Außerdem bieten bestimmte Messsysteme die Möglichkeit einer zeitlichen Erfassung der auftretenden Formänderungen während der Umformung. Im umformtechnischen Kontext ist die Kenntnis des Rückfederungsverhaltens der eingesetzten Blechhalbzeuge für die Gestaltung von Umformwerkzeugen von zentraler Bedeutung. Insbesondere bei Werkstoffen mit vergleichsweise hohen Fließgrenzen, wie es typischerweise bei Mehrphasenstählen der Fall ist, stellt die Rückfederungskompensation derzeit oftmals eine Herausforderung dar. Aufgrund dessen repräsentiert die Untersuchung des Rückfederungsverhaltens der Versuchswerkstoffe einen Teilaspekt der Arbeit.

Bei Schneidoperationen von Blechhalbzeugen ist aus Sicht des Bauteils insbesondere die resultierende Schnittflächenqualität von Bedeutung. Für eine Charakterisierung von schergeschnittenen Flächen werden im Allgemeinen die in Abschnitt 2.6

beschriebenen Kennparameter verwendet. Die Ausprägung der einzelnen Kennwerte wird dabei von den werkstoffspezifischen Eigenschaften des Bleches und den verfahrensspezifischen Prozessparametern bestimmt. Mit Hilfe der Kenngrößen der Schnittfläche sind unter anderem auch Aussagen über das Bauteilverhalten in Folgeprozessen ableitbar. In diesem Zusammenhang ist der Fall einer ausgeprägten Gratentwicklung an der Schnittfläche eines Bauteils als Beispiel aufgeführt. Durch ein Abbrechen des Grats kann es zu Kaltaufschweißungen in den Wirkflächen von Werkzeugen kommen. Hiermit sind Qualitätseinbußen und reduzierte Werkzeugstandmengen verbunden. Ein weiteres Beispiel betrifft Einrisse innerhalb der Schnittfläche. Erfolgt eine anschließende Lackieroperation, so kann es durch diese Einrisse zu einem unzureichenden Schichtaufbau des Lacksystems kommen, was die Korrosionsanfälligkeit erhöht. Ein weiterer Aspekt betrifft die ausgeprägte Empfindlichkeit von Mehrphasenstählen gegenüber Kantenrissen verfestigter Schnittflächen im Zuge einer Abkant- bzw. Falzoperation (vgl. Abschnitt 2.5.2). Daher ist die Charakterisierung des Einflusses der Schnittflächenqualität auf die Formänderungsgrenze von Schnittflächen unter fertigungstechnischen Gesichtspunkten von besonderer Bedeutung.

In der industriellen Praxis werden für das mechanische Trennen von hoch- und höchstfesten Blechwerkstoffen vorzugsweise Werkzeuge eingesetzt, die bezüglich ihrer Steifigkeit und ihrer geometrischen Genauigkeit als hochwertig bezeichnet werden können. Ziel dabei ist es, die Verschleißentwicklung zu reduzieren und die Werkzeugstandmenge zu erhöhen [HOGM02] [PICA08]. Diese Methode wird im Allgemeinen als bestimmende fertigungstechnische Strategie zur Realisierung einer konsistenten und qualitativ hochwertigen Bauteilproduktion angesehen. Dennoch ist bei der Verarbeitung hochfester Mehrphasenstähle eine reduzierte Werkzeugstandmenge symptomatisch, was auf die vergleichsweise hohen Schneid- und Querkräfte zurückgeführt werden kann. Der in diesem Kontext beim Durchbrechen des Werkstoffes charakteristisch auftretende Schnittschlag wirkt sich nicht nur negativ auf das Werkzeug aus, sondern kann auch die grundsätzliche Funktionalität der eingesetzten Presse beeinträchtigen [WECK01]. Hieraus folgt, dass bei genauer Kenntnis der bei Schneidoperationen auftretenden Prozesskräfte in Abhängigkeit

signifikanter Verfahrensparameter gegebenenfalls Möglichkeiten resultieren, mit deren Hilfe die erforderlichen Schneidkräfte reduziert werden können. Entsprechend ist es erstrebenswert, werkzeugseitig ein System zur messtechnischen Erfassung der auftretenden Prozesskräfte während einer Schneidoperation zu berücksichtigen.

### ***Verfahrensentwicklung und technisches Lösungskonzept***

Die Ermittlung der Zieh- und Scherschneideigenschaften von Mehrphasenstählen, insbesondere bei nicht-linearen Dehnungspfaden und/oder mehreren Folgeumformoperationen, setzt genaue Kenntnisse der spezifischen Umformmechanismen (z.B. Verfestigungsverhalten) dieser Werkstoffe voraus. Im Vergleich zu herkömmlichen Umformstählen sind diese Umformmechanismen weitaus komplexer und in der Folge deutlich schwieriger zu Beschreiben. Zudem sind bereits bei konventionellen Werkstoffen die Ergebnisse des Grenzformänderungsdiagramms auf Basis linearer Dehnungspfade nur bedingt auf reale, nicht-lineare Umformungen übertragbar. Daher sollen zunächst die Umformeigenschaften der Versuchswerkstoffe im konventionellen Zugversuch untersucht werden. Aufgrund der besonderen Umformmechanismen gilt es, das Fließverhalten in Abhängigkeit verschiedener Temperaturen und Dehnungsgeschwindigkeiten zu ermitteln. Die Ergebnisse müssen dann entsprechend in eine Modellierung überführt und im Rahmen der numerischen Umformanalyse implementiert werden. Für die Festlegung der Fertigungsfolge von Umformbauteilen ist es entscheidend, bei welchen dehnungspfadabhängigen Formänderungen der Werkstoff versagen wird. Die Ermittlung von Grenzformänderungsdiagrammen soll dabei für lineare Dehnungspfade, was dem aktuellen Stand der Technik entspricht, als auch für nicht-lineare Dehnungspfade erfolgen. Aufbauend auf diesen Grundlagenuntersuchungen werden Umformoperationen durchgeführt, die sich an typischen Abläufen der Blechteilefertigung orientieren. So werden Versuchsproben gemäß der identifizierten Kernprozesse zunächst umgeformt, anschließend beschnitten, abgekantet oder einer Prägeoperation unterzogen. Für die experimentelle Umsetzung wird in diesem Zusammenhang ein erstes von insgesamt zwei Versuchswerkzeugen auf Basis der Nakajimageometrie (vgl. Abschnitt 2.5.1 und 8.1) aufgebaut, das in Abhängigkeit des Ausgangsblechzuschnittes das Einstellen verschiedener Formänderungszustände ermöglicht und

hierzu einen halbkugelförmigen Stempel verwendet. Das Werkzeug dient zum einen dazu, die grundlegenden Untersuchungen zum Formänderungsvermögen durchführen zu können. Zum anderen dient es der Nachbildung nicht-linearer Dehnungspfade sowie dem Nachformen einer Prägegeometrie in vorverformte Bereiche der Versuchsbauteile. Zur Gewinnung von Grenzformänderungsschaubildern für nicht-lineare Dehnungspfade ist ein zweistufiger Prozess notwendig. In der ersten Stufe werden Primärgeometrien realisiert, die ein weites Spektrum an unterschiedlichen Spannungszuständen repräsentieren. Aus diesen Primärbauteilen werden Sekundärproben entnommen, die dann ein zweites Mal für eine Umformoperation herangezogen werden. Zu beachten ist hierbei, dass die unterschiedlichen Probenformen im ersten Umformprozess die möglichen Probenformen im zweiten Umformprozess beschränken können. Durch die Variation der Spannungszustände sowohl in der ersten, als auch in der zweiten Stufe lässt sich eine Vielzahl an Variationen realisieren, die es ermöglicht, Grenzformänderungsschaubilder bei nicht-linearen Dehnungspfaden zu gewinnen. Für die Erfassung der auftretenden Formänderungen wird in das Versuchswerkzeug ein optisches Messsystem oberhalb des Umformstempels zur in-situ-Messung integriert.

Die Ergebnisse der Formänderungsanalyse sind nur dann für die Umformsimulation sinnvoll nutzbar, wenn die vorherrschenden Versuchsbedingungen bei der Ermittlung der Grenzformänderungsdiagramme mit den Umformbedingungen im Presswerk vergleichbar sind. Dies betrifft auch die Dimensionierung der Versuchsproben. Deshalb wird bei der Auslegung des hemisphärischen Stempels von der in dem Normentwurf zur Ermittlung von Grenzformänderungsdiagrammen [ISO12004-2] angegebenen Größe des Stempeldurchmessers von 100 mm bewusst abgewichen und es wird ein Durchmesser von 400 mm festgelegt. Ein Vorteil hierbei ist die Ausbildung eines flächenhaft homogenen Verformungszustands im Polbereich, der entsprechend separiert als Sekundärprobe für Folgeoperationen (Prägen, Abkanten) herangezogen werden soll und aufgrund des nahezu homogenen Vorverformungszustands eine verbesserte Vergleichbarkeit der Ergebnisse erlaubt. Zudem kann neben der Art der Vorverformung, die durch unterschiedliche Geometrien des

Blechzuschnitts eingestellt wird, der Grad der Umformung durch die Länge des Ziehwegs variiert werden.

Die Durchführung der Prägeversuche dient unter anderem der Verifikation und Anpassung der numerischen Prozessanalyse auf Basis der Finiten Elemente Methode. Als Softwaretool wird hierfür das implizite und explizite Simulationsprogramm LS-Dyna der Fa. Livermore Software Technology Corp., Livermore (USA), verwendet [LSDY07]. Für die Simulation der Versuchswerkstoffe werden zwei softwareseitige Zusatzmodule der Fa. MATFEM, München, an das Simulationsprogramm gekoppelt, um das komplexe Werkstoffverhalten der Versuchswerkstoffe besser abzubilden.

Das zweite Versuchswerkzeug ist für Beschneide- und Abkantoperationen konzipiert. Werkzeugseitig ist es durch den Austausch von Aktivelementen möglich, neben flachen Blechproben auch halbkugelförmig vorverformte Proben aus dem Umformwerkzeug abzuschneiden oder abzukanten. Ferner können wichtige verfahrensspezifische Parameter eingestellt werden. Für die Beschneideoperation kann beispielsweise der Blechlagewinkel oder der Schneidspalt variiert werden, während für das Abkanten z.B. Matrizen mit unterschiedlichen Kantenradien zur Verfügung stehen. Einen wesentlichen funktionellen Aspekt des Werkzeugs stellt die Messung der auftretenden Prozesskräfte während einer Beschneide- oder Abkantoperation dar. Hierfür werden piezoelektrische 3-Komponenten-Kraftsensoren verwendet, die eine dreidimensionale Kräftefassung ermöglichen. Zudem erfolgt die Kraftmessung im direkten Kraftfluss, da die Kraftsensoren direkt mit dem Stempel im Krafthauptschluss verbunden sind (Abschnitt 8.2). Das verwendete mess- und werkzeugtechnische Konzept unterscheidet sich sowohl von dem in [DOEG99], als auch von dem in [BEHR04] vorgestellten Ansatz zur Messung der Schneid- und Querkräfte, bei denen die Erfassung der Schneid- und Querkraft getrennt voneinander erfolgt. Dabei wird jeweils die Schneidkraft im Kraftnebenschluss über den Schneidstempel bestimmt, während die Querkraft über die auf einem Nadellagersystem montierte Matrize ermittelt wird.

## 5 Versuchsanlagen und Messeinrichtungen

Auf Basis der angestrebten Versuchsdurchführung werden in diesem Kapitel die zu deren Umsetzung wichtigsten Versuchsanlagen und Messeinrichtungen aufgeführt und beschrieben. Zunächst werden die maschinenseitig eingesetzten Anlagen dargestellt. Es folgt die Beschreibung zentraler Messsysteme, die zur Ermittlung werkstoffspezifischer Kennwerte sowie zur technologischen Verfahrens- bzw. Prozesscharakterisierung herangezogen werden.

### 5.1 Umformmaschinen

Für die Arbeitsumfänge im Rahmen der durchzuführenden Ziehoperationen wird eine zweifachwirkende hydraulische Presse vom Typ HPDZb 2000-4500/2200 der Fa. Schuler AG, Göppingen, verwendet. Gemäß dem Pressenantrieb ist die Presse den kraftgebundenen Umformmaschinen zuzuordnen. Das Pressengestell beruht auf einer Doppelständerbauweise. Die Einleitung der Kraft in den Stößel erfolgt über die Kolben der Hydraulikzylinder, wobei die Nennkraft der Presse 20.000 kN beträgt. Die nutzbare Tischaufspannfläche beträgt 4.500 mm x 2.200 mm, während die maximale Distanz zwischen Pressentisch und Stößel einen Wert von 2.400 mm erreicht. Die Presse ermöglicht in jeder beliebigen Hublage eine stufenlose Stößelverriegelung. Der maximale Stößelhub beträgt 1.600 mm. Innerhalb des Pressentisches ist ein Ziehkissen mit einem Maximalhub von 300 mm integriert, das eine Ziehkissenkraft von bis zu 5.000 kN realisieren kann.

Im Gegensatz zu den Ziehoperationen ist für den Betrieb des Beschneide- und Abkantwerkzeugs pressenseitig eine niedriger dimensionierte maximale Stößelkraft erforderlich. Daher wird in diesem Fall eine hydraulische Zweiständerpresse mit integriertem Ziehkissen der Fa. Dieffenbacher, Eppingen, verwendet. Die Nennkraft dieser Presse beträgt 3.200 kN, die maximale Hublänge 600 mm. Die Stößelführung im Pressenkörper erfolgt über eine Achtfachführung. Zudem kann hinsichtlich der Verfahrensgeschwindigkeit ein Maximalwert von 26 mm/s erreicht werden. Die

verwendbare Größe des Pressentisches beträgt 1.600 mm x 1.300 mm. Als maximale Ziehkissenkraft wird vom Hersteller ein Wert von 1.250 kN angegeben.

## **5.2 Kombiniertes Stanz- und Nibbel-Laserzentrum**

Die Herstellung der im Umformwerkzeug eingesetzten modifizierten Nakajima-Versuchsproben erfolgt mit Hilfe eines CNC-Blechverarbeitungszentrums der Fa. Trumpf, Ditzingen, vom Typ Trumatic 600L. Bei diesem Anlagentyp handelt es sich um eine kombinierte Stanz- bzw. Nibbelmaschine, die zusätzlich mit einer Laserschneideinheit ausgestattet ist. Hinsichtlich der bearbeitbaren Bauteile beschränkt sich die Maschine auf 2-dimensionale Geometrien. Das zentrische Loch von rundenförmigen Versuchsproben (Lochaufweitungsversuch) wird mit speziell angefertigten Stanzwerkzeugeinsätzen umgesetzt. Der anlagenseitig eingebaute CO<sub>2</sub>-Laser hat eine Leistung von 2,4 kW, wobei im Stanzbetrieb eine maximale Pressenkraft von 280 kN zur Verfügung steht. Vom Hersteller wird hinsichtlich der Fertigungsgenauigkeit eine Positionsabweichung von +/- 0,10 mm bei einer mittleren Streubreite von +/- 0,03 mm angegeben.

## **5.3 3D-Laserbearbeitungszentrum**

Die Realisierung von nicht-linearen Dehnungspfaden während einer zweistufigen Umformoperation mittels modifizierter Nakajima-Proben bedingt die Durchführung von Beschneideoperationen im Randbereich der Proben. Daher werden die dreidimensional vorgeformten Proben hinsichtlich ihrer geometrischen Außenkontur mit einer spezifischen Taillierung versehen. Außerdem ist die Entnahme von Sekundär-Proben aus dem Polbereich der umgeformten Bauteile vorgesehen, die entsprechend herausgetrennt werden müssen. Anlagenseitig wird für diese Arbeitsvorgänge eine 5-Achs-Laserbearbeitungsmaschine vom Typ TruLaser Cell 7040 der Fa. Trumpf, Ditzingen, verwendet. Als Strahlquelle dient ein CO<sub>2</sub>-Laser mit einer Leistung von 5 kW.

#### 5.4 Universalprüfmaschine

Die Ermittlung der werkstoffspezifischen mechanischen Kennwerte erfolgt mit Hilfe einer Universalprüfmaschine, die eine Prüfung unter quasistatischer uniaxialer Zugbelastung ermöglicht. Als Anlage wird eine Zug-Druck-Prüfmaschine vom Typ 1484/DUPS-M der Fa. Zwick GmbH & Co. KG, Ulm, verwendet. Die Regelart kann wahlweise auf Lage, Kraft und Dehnung eingestellt werden. Durch eine vertikal verfahrbare Traverse bestehen zwei voneinander separate Prüfräume. Im unteren Prüfraum steht ein Messbereich von bis zu 200 kN zur Verfügung, während der obere Prüfraum wahlweise mit einem Kraftaufnehmer für Zug- und Druckbelastungen im Bereich von bis zu 20 kN oder 2,5 kN ausgerüstet werden kann. Dabei beträgt das messtechnische Auflösungsvermögen im unteren Prüfraum 0,25 % der Nennprüfkraft bzw. 0,20 % im oberen Prüfraum. Die Kraftmesseinrichtungen der Prüfmaschine erfüllen die Vorgaben der DIN EN ISO 7500-1, so dass sich die Anlage entsprechend der in der Norm definierten Klasse 1 zuordnen lässt. Die während der Zugprüfung im Messbereich auftretende axiale Dehnung und die Querkontraktion der Probe werden messtechnisch mit Hilfe eines Makro-Längenänderungsaufnehmers sowie eines inkrementalen Breitenänderungsaufnehmers erfasst. Beide applizierten Aufnehmereinheiten arbeiten als taktiles Messsystem. Die Längenänderungsmesseinrichtung erfüllt die Genauigkeitsklasse 1 gemäß DIN EN ISO 9513 [DIN9513] [DIN7500-1]. Für die Steuerung der Maschine wird die Software testXpert II in der Version 3.0 eingesetzt.

#### 5.5 Photogrammetrische Messsysteme

Basierend auf den Grundlagen der Nahbereichsphotogrammetrie ist der Einsatz von Objektrasterverfahren im umformtechnischen Kontext zur berührungslosen und rückwirkungsfreien Erfassung von Oberflächen und Formänderungen von Bauteilen, auch unter Berücksichtigung einer zeitlichen Eigenschaftsveränderung, als Stand der Technik anzusehen. Im Rahmen der Arbeit werden Messsysteme sowohl zur Verschiebungsmessung, als auch zur Oberflächendigitalisierung herangezogen. Das

Grundprinzip der existierenden Verfahren beruht auf der Identifizierung homologer (sich entsprechender) Bildpunkte in aufgenommenen Bildpaaren anhand von oberflächlichen Kontrastmerkmalen. Diese Kontrastmerkmale resultieren aus dem lokal unterschiedlichen Emissionsverhalten einer Objektoberfläche, was auf Änderungen der topologischen Textureigenschaften zurückgeführt werden kann. Für eine ausreichende Kontrastierung wird die Objektoberfläche mit einem fest verbundenen deterministischen oder stochastischen Raster versehen. Die applizierte Rasterstruktur liefert eine entlang der Oberfläche charakteristische Helligkeitsverteilung, deren Grauwertverteilung mit Hilfe von CCD-Kameras in Form von digitalen Bildern detektiert werden kann. Dabei wird das optisch analoge Bild innerhalb des digitalen Bildes in einer Matrix aus lichtempfindlichen Flächenelementen (Pixeln) abgebildet, wobei jedem Pixel entsprechend der einfallenden Lichtintensität ein bestimmter Grauwert zugeordnet wird. In diesem Zusammenhang wird die räumliche Ausdehnung der Flächenelemente durch die Bildgröße der Rastergrafik vorgegeben. Die Anzahl der möglichen Grauwerte ist durch die verwendete binäre Kodierung definiert, wobei im Allgemeinen eine Farbtiefe von 8-Bit verwendet wird. Für eine dreidimensionale Objekterfassung muss die Grauwertverteilung aus mindestens zwei unterschiedlichen Perspektiven gemessen werden, damit sich die Informationen der 2D-Bilder mittels Auswertesoftware in 3D-Objektkoordinaten der Oberfläche überführen lassen.

### **5.5.1 Optische Verformungsanalyse**

Bei der optischen Verschiebungsmessung werden die zu verschiedenen Zeitpunkten ermittelten Punktkoordinaten zueinander in Bezug gebracht, so dass die einzelnen resultierenden Verschiebungsvektoren berechnet werden können. Hierdurch kann die Verformung einer Objektoberfläche unter Berücksichtigung der auftretenden Formänderungen charakterisiert werden. Für eine zeit- und ortsauflösende Dehnungsanalyse wird im Rahmen dieser Arbeit das Aufnahmesystem ARAMIS verwendet, während für die Formänderungsanalyse bereits umgeformter Blechbau-

teile das System ARGUS eingesetzt wird. Beide Messsysteme werden von der Fa. GOM mbh, Braunschweig, hergestellt.

### **ARAMIS**

Das Aufnahmesystem ARAMIS basiert auf dem in [WINT93] vorgestellten Prinzip des flächenorientierten Objektrasterverfahrens. Die Identifizierung homologer Bildpunkte erfolgt demnach anhand der Grauwertverteilung einer definierten rechteckigen Fläche (Facette) unter der Annahme, dass die Grauwertverteilung im Initialzustand der Grauwertverteilung der gleichen Fläche im verformten Zustand entspricht (Abbildung 5.1a). Die implementierte Auswertesoftware erkennt nahezu beliebige Muster, sofern ausreichend wechselnde Grauwertgradienten im Raster vorliegen. Das Muster wird im Allgemeinen in Form eines stochastischen Sprührasters appliziert. Die messtechnischen Komponenten bestehen aus zwei hochauflösenden CCD-Kameras (Bildgröße 1280 x 1024 Pixel), einer externen Kamerasteuerung und einer Rechereinheit. Für eine präzise Spezifizierung der Abbildungsparameter der Kameras sowie der räumlichen Anordnung der Kameras zur Objektoberfläche innerhalb eines definierten Messvolumens ist eine Kalibrierung des Messsystems erforderlich [ARAM06]. In der Folge ist eine 3D-Objektkoordinatenbestimmung der sich verformenden Oberfläche im Subpixel-Bereich möglich. Der systematische Messfehler beträgt 0,1 % der bestimmten technischen Dehnung. Eine vereinfachte Darstellung des Messprinzips anhand eines verformten Flächenelements zeigt Abbildung 5.1b. Dabei wird nach der Identifizierung des verformten Flächenelements das dreidimensionale Verschiebungsfeld auf Basis der einzelnen Punkte bestimmt. Aus dem Verschiebungsfeld kann anschließend das zweidimensionale Dehnungsfeld berechnet werden.

### **ARGUS**

Im Gegensatz zum flächenorientierten Ansatz des ARAMIS-Systems zählt ARGUS zu den sogenannten merkmalsorientierten Verfahren. Die hierbei detektierten Rasterstrukturen sind im Allgemeinen applizierte deterministische Liniennetze aus Kreisen, quadratischen Strukturen oder Punktmarken mit bekanntem Ausgangszustand. Diese werden nach der Oberflächenverformung anhand ihrer berechneten Kreuzungs- bzw. Mittelpunkte zur Ermittlung der Verschiebungsvektoren herangezo-

gen. Das ARGUS-System besteht aus einer CCD-Kamera mit einer Auflösung von  $2048 \times 2048$  Pixel, einem Messrechner und codierten Referenzmarken. Die Bildaufnahme erfolgt aus unterschiedlichen Perspektiven, um eine vollständige Erfassung zu realisieren. Über die Referenzmarken wird die räumliche Zuordnung der Einzelbilder zueinander bestimmt [ARGU06]. Bezüglich der Messgenauigkeit wird seitens des Herstellers ein systematischer Messfehler von 0,5 % der ermittelten technischen Dehnung angegeben. Das Messprinzip zeigt Abbildung 5.1c. Die Auswertesoftware ermöglicht mit Hilfe einer Import-Schnittstelle den vollflächigen numerischen Abgleich zwischen den Ergebnissen simulativer Berechnungen und den ermittelten Messdaten [FRIE10].

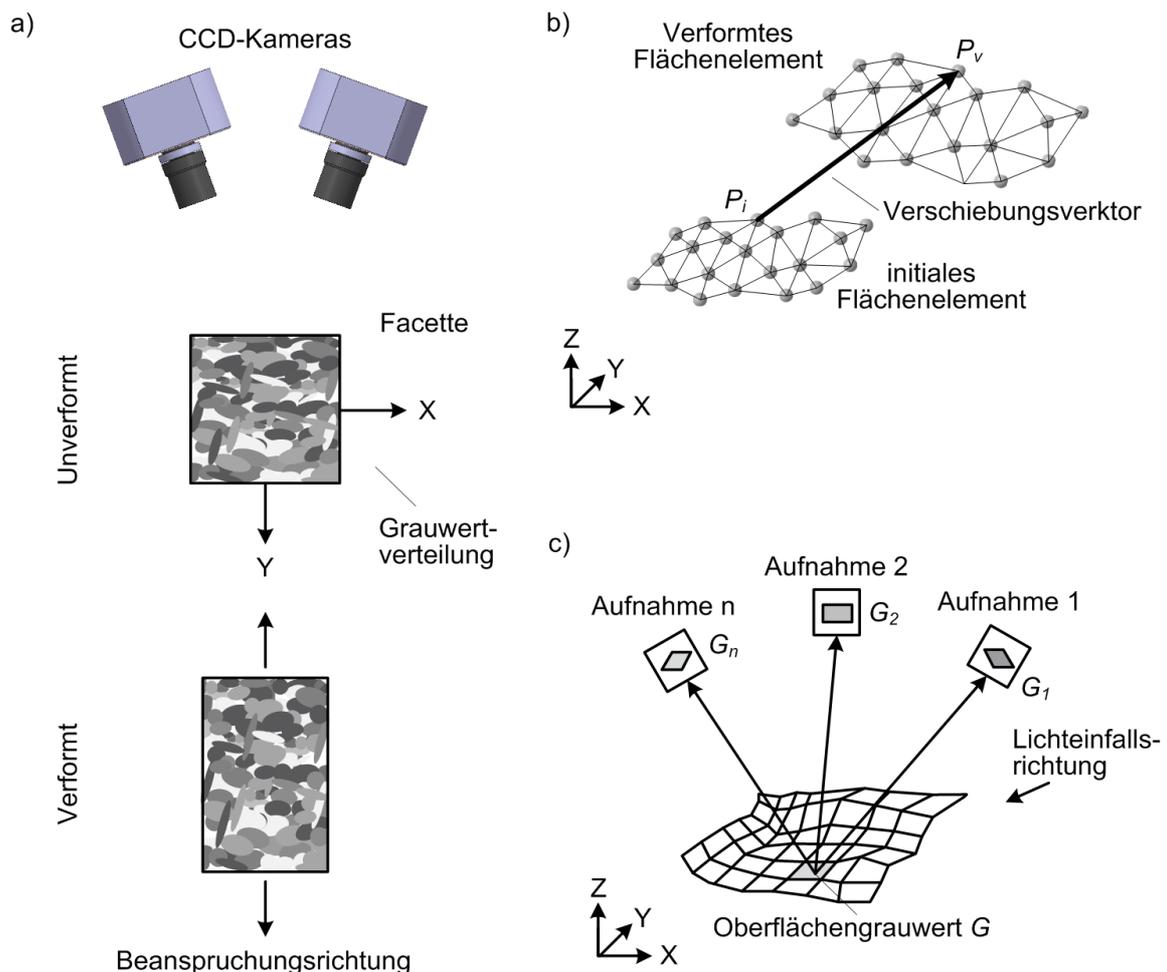


Abbildung 5.1: Objektrasterverfahren - a) Bildbereich einer Facette unverformt und verformt; b) Grundprinzip zur Ableitung des zweidimensionalen Dehnungsfelds; c) ARGUS-Vermessung einer verformten Oberfläche

### 5.5.2 Photogrammetrische Oberflächendigitalisierung

Die Erfassung topografischer Oberflächenmerkmale im Rahmen der Gestaltung einer geometriebasierten Beanspruchungsänderung einer Bauteil-Umformgeschichte (Beschnittkonturen nicht-linearer Dehnungspfade) sowie der Auswertung von Versuchsproben erfolgt mit Hilfe des Digitalisierungssystems ATOS II 400 (Advanced Topometric Sensor) der Firma GOM mbh, Braunschweig. Die messtechnische Umsetzung des Systems lässt sich den aktiven triangulierenden optischen Verfahren zur dreidimensionalen Koordinatenerfassung von Objekten zuordnen. Das Messprinzip beruht auf einer Abfolge von flächenhaft strukturierten Lichtmustern, die von einer Projektionseinheit auf das Messobjekt projiziert werden. Entsprechend der Objekttopologie kommt es zu einem lateralen Versatz der Lichtmuster, der von zwei CCD-Kameras aufgenommen wird (Abbildung 5.2a). Bei bekannter bzw. analytisch ermittelter äußerer Orientierung der beiden Stereobilder (Lage und Ausrichtung des räumlichen Bildkoordinatensystems im übergeordneten Objektkoordinatensystem) sowie einer kalibrierten inneren Orientierung des Aufnahmesystems (abbildungsrelevante Parameter der Kamera) lässt sich unter Anwendung der Kolinearitätsgleichungen ein Zusammenhang zwischen den Bildkoordinaten korrespondierender Punkte und den Objektkoordinaten ableiten [LUHM03].

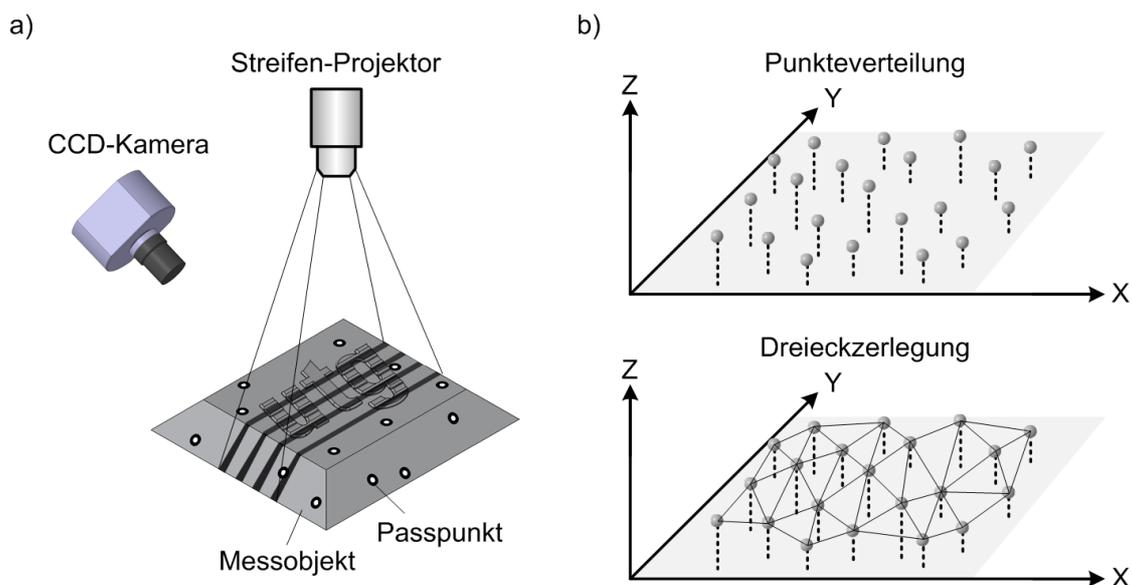


Abbildung 5.2: a) Prinzipielle Funktionsweise eines Streifenprojektionssystems; b) Schema der Dreieckzerlegung einer dreidimensionalen Punkteverteilung

Um eine Objektoberfläche vollständig zu digitalisieren, sind in der Regel mehrere Einzelmessungen aus verschiedenen Perspektiven erforderlich. Mit Hilfe von sogenannten Passpunkten, die in Form von Kreismarken auf den Prüfkörper appliziert werden und als Referenzpunkte dienen, werden die Einzelaufnahmen softwareseitig vollautomatisch in ein globales Objektkoordinatensystem transformiert. Dabei werden die Messdaten als 3D-Punktwolke zusammengefasst. Für eine oberflächenbeschreibende Visualisierung werden im einfachsten Fall drei benachbarte 3D-Koordinatenpunkte innerhalb der Punktwolke zu einem dreieckigen Flächenelement zusammengefasst und dargestellt (Abbildung 5.2b). Das ATOS-Messsystem ist in Anlehnung an die VDI-Richtlinie 2634 geprüft und zertifiziert. Die Objektvermessung erfolgt mit einer Genauigkeit, die herstellerseitig besser als  $1/10.000$  des vom horizontalen und vertikalen Bildwinkel aufgespannten Sichtfeldes angegeben wird. Bezogen auf die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Messvolumina von 350 mm x 280 mm x 300 mm und 100 mm x 80 mm x 60 mm resultiert eine Genauigkeit von 0,03 mm bzw. 0,01 mm [ATOS06] [VDI2634-2].

## 5.6 Konturmessgerät

Die Ermittlung der eine schergeschnittenen Schnittfläche charakterisierenden Kenngrößen erfolgt mit Hilfe eines kombinierten Rauheits- und Konturen-Messgeräts der Firma Mahr GmbH, Göttingen. Das Messprinzip beruht dabei auf einer taktilen Charakterisierung einer Oberfläche auf Basis eines erzeugten linienhaften Oberflächenprofils durch Abtasten einer spezifischen Messstrecke, gemäß dem Prinzip des sogenannten Tastschrittverfahrens [DIN3274] [DIN4287]. Die wesentlichen funktionalen Komponenten des Prüfsystems bestehen aus einer Tasteinheit, einem Vorschubgerät vom Typ PVC200, das an einen Messständer montiert ist, sowie einer Mess- und Steuerungssoftware (MarWin XC 20). Die Tasteinheit ist zusammengesetzt aus einem Tastarm sowie einer Doppeltastspitze. Die Hartmetall-Tastspitze ist als Rundling mit abgeschrägtem Ende ausgeführt, während die Spitzenverrundung herstellerseitig mit einem Radius von 25  $\mu\text{m}$  angegeben wird. Das Vorschubgerät vom Typ PVC 200 ermöglicht eine 200 mm lange Taststrecke

(X-Achse) bei einem maximalen Hubmessbereich (Z-Achse) von 50 mm. Das Auflösungsvermögen wird in X-Richtung mit 1  $\mu\text{m}$  und in Z-Richtung mit 0,38  $\mu\text{m}$  angegeben. Die Führungsabweichung in Z-Richtung über die gesamte maximal mögliche Taststrecke beträgt weniger als 1  $\mu\text{m}$ . Zur schonenden Oberflächenabtastung ist die Messkraft im Bereich von  $\pm 2$  bis  $\pm 200$  mN einstellbar [MAHR04].

### **5.7 Mikro-Härtemessung**

Im Zuge der mechanischen Werkstoffprüfung und der Identifizierung prozessbedingter gefügetechnischer Veränderungen spielt die Härtemessung bzw. insbesondere die Härteverlaufsmessung eine zentrale Rolle. Für die Festigkeitsuntersuchung wird eine statische Härteprüfung an Schliifproben durchgeführt, wobei als Prüfmaschine eine Anlage der Leco Instrumente GmbH, Mönchengladbach, vom Modelltyp AMH-43 verwendet wird. Die Anlage bietet die Möglichkeit einer automatischen Vermessung des Prüfeindrucks und liefert somit bedienerunabhängige Messwerte. Zudem ist der Härteprüfer mit einem motorisierten x,y-Verfahrtisch zur Probenpositionierung ausgestattet, so dass eine vollautomatische Erfassung von Mikro-Härteverläufen realisiert werden kann. Der pyramidenförmige Diamant-Eindringkörper sowie die eingestellte Prüfkraft erfüllen die Vorgaben einer Vickers-Härteprüfung HV 0,01 gemäß der Norm [DIN6507-1].

### **5.8 Lichtmikroskopie**

Für die gefügetechnischen Analysen an Längs- und Querschliffen der unterschiedlichen Versuchswerkstoffe wird ein Lichtmikroskop des Typs Axioplan 2 (Firma Carl Zeiss Micro Imaging GmbH, Göttingen) mit einer maximal 1000-fachen Vergrößerungsstufe verwendet. Die Bildaufnahme erfolgt mit einer Digitalkamera vom Typ AxioCam MRc 5 sowie der dazugehörigen Auswertesoftware AxioVision in der Version 4.6.

### **5.9 Funkenemissionsspektrometer**

Die qualitative und quantitative Bestimmung der chemischen Legierungsbestandteile der eingesetzten Versuchswerkstoffe erfolgt mit Hilfe eines Funkenemissionsspektrometers des Typs Foundry-Master (Firma Worldwide Analytical Systems AG, Kleve). Bei der atomemissionsspektrometrischen Analyse (Funkenemissionsspektrometrie) werden von der Oberfläche der zu untersuchenden metallischen Probe kleinste Mengen des Werkstoffes in einem Lichtbogen verdampft. Das dabei entstehende Licht wird in seine Spektralfarben aufgeteilt, die den entsprechenden elementaren Bestandteilen des Werkstoffes zugeordnet werden können und deren quantitative Bestimmung erlauben.

## 6 Versuchswerkstoffe

Die in den Untersuchungen verwendeten Blechwerkstoffe und deren Nennblechdicke sind in der nachfolgenden Tabelle 6.1 zusammengefasst. Die Kurzbezeichnung der Halbzeuge entspricht DIN EN 10027-1, während die Werkstoffnummerierung in Anlehnung an DIN EN 10027-2 erfolgt [DIN10027-1] [DIN10027-2]. Bei der Auswahl wurde ein konventioneller Tiefziehstahl vom Typ DC04 als Referenzwerkstoff zusätzlich berücksichtigt. Dieser wird hier aufgrund seines Bekanntheitsgrads, der auf eine vergleichsweise breite industrielle Anwendung im Automobilbereich zurückzuführen ist, primär zu Vergleichszwecken herangezogen, sofern im experimentellen Kontext eine Verfügbarkeit möglich ist. Der DC04 wird der Stahlklasse der unlegierten Stähle zugeordnet und ist im Bereich der Kaltumformung insbesondere für Biege- und Tiefziehoperationen geeignet [DIN10020] [DIN10130]. Da der Untersuchungsschwerpunkt auf der Charakterisierung von Mehrphasenstählen liegt, wurden als zentrale Versuchswerkstoffe je ein hochfester Dualphasen- und TRIP-Stahl eingesetzt [DIN10336]. Zudem wurde ein TWIP-Stahl in das Versuchsprogramm eingebunden. Die Auswahl der Mehrphasenstähle spiegelt dabei sowohl unterschiedliche Legierungskonzepte, verbunden mit einer unterschiedlichen phänomenologischen Beschreibung der auftretenden Umformmechanismen, als auch eine Bandbreite hinsichtlich der erreichbaren Umformbarkeit bzw. der Kaltverfestigung des Werkstoffes wider.

Bezeichnung	Stahlgüte	Werkstoffnummer	Werkstoffnorm	Nennblechdicke $s_0$ (mm)
DC04	unlegiert, beruhigt	1.0338	DIN EN 10130	1,00
HCT690T	Restaustenit	1.0947	DIN EN 10336	1,00
HCT780X	Dualphasen (Ferrit/Bainit)	1.0943	DIN EN 10336	1,00
TWIP1000*	austenitischer FeMn-Stahl	-	-	1,00

*Tabelle 6.1: Übersicht und normative Einteilung der eingesetzten Versuchswerkstoffe (\* Allgemeinbezeichnung, Stahlgüte normativ bisher nicht erfasst)*

### **Chemische Zusammensetzung**

Die atomistische Legierungszusammensetzung bei Stahlhalbzeugen hat neben einer mehr oder minder aufwendig gestalteten gießtechnischen Herstellungsgeschichte maßgeblichen Einfluss auf den strukturellen und gefügetechnischen Werkstoffaufbau, aus dem letztendlich die spezifischen Werkstoffeigenschaften resultieren. Durch Hinzugabe von Legierungselementen ergibt sich im Stahl ein Mehrstoffsystem, wobei die existenten Phasen dem des Eisen-Kohlenstoff-Zweistoffsystems grundsätzlich gleichen, was auf eine bestimmte Lösbarkeit der Legierungselemente innerhalb der charakteristischen intermetallischen Eisencarbid-Phase und der  $\alpha$ - bzw.  $\gamma$ -Mischkristalle zurückgeführt werden kann. Jedoch beeinflussen die Legierungselemente die generelle Lösbarkeit des Kohlenstoffs im Eisen so, dass es zu einer Änderung der Gleichgewichtslinien bzw. Gleichgewichtspunkte im Zustandsdiagramm von Eisen und Kohlenstoff kommt. Die Applikation von Legierungselementen ermöglicht somit die gezielte Ausbildung bestimmter Phasenbestandteile bei einer entsprechend adaptierten Wärmebehandlung. Sie ist im Designprozess werkstoffspezifischer Eigenschaften entscheidend und in diesem Kontext folglich auch für eine präzise Spezifizierung der im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Werkstoffe von Bedeutung [RIEH00]. Nachfolgend sind daher die Ergebnisse der Untersuchungen zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe auf Basis des Prinzips der Funkenemissionspektrometrie in Tabelle 6.2 aufgeführt.

Blechwerkstoff	Legierungsbestandteile (Gewichts-%)					
	C	Si	Mn	Al	Cr	Mo
DC04	0,056	<0,005	0,210	0,029	0,018	<0,005
HCT690T	0,297	0,058	1,720	>1,300	0,020	0,034
HCT780X	0,184	0,166	2,070	0,037	0,245	0,014
TWIP1000	0,653	0,169	21,00	0,002	0,080	<0,003

*Tabelle 6.2: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe*

Der Kohlenstoff als Legierungselement bestimmt maßgeblich die aus dem Herstellungsprozess resultierende Phasenverteilung innerhalb des Gefüges. Zudem tragen die Kohlenstoff- sowie die Manganbestandteile wesentlich zur Stabilisierung des Austenits bei, was insbesondere für den HCT690T und TWIP1000 von

Bedeutung ist (vgl. Abschnitt 2.3). Aus diesem Grund ergeben sich für den TWIP-Stahl die vergleichsweise hohen C- und Mn-Gehalte, um die charakteristische austenitische Grundmatrix bei Raumtemperatur zu ermöglichen. Darüber hinaus steigert Mangan die Festigkeit ferritischer Phasen über die Mischkristallhärtung, während der Kohlenstoff die Härte von Martensit beeinflusst. Die Elemente Aluminium und Silizium bewirken eine Stabilisierung des Ferrits und behindern die Bildung von Eisencarbid ( $\text{Fe}_3\text{C}$ /Zementit). Das Silizium kann zur Mischkristallverfestigung eingesetzt werden, beispielsweise von Ferrit-Phasen. Zu hohe Si-Gehalte können sich jedoch ungünstig auf die Oberflächenbeschaffenheit von warmgewalzten Blechen auswirken, da Oxidschichten entstehen können, die nur bedingt entfernt werden können und das Umformverhalten verschlechtern. Diese Oxidschichten führen bei kaltgewalzten Stahlblechen zu Einbußen hinsichtlich des Beschichtungsverhaltens. Das Legierungselement Chrom besitzt wie das Aluminium und das Silizium die Eigenschaft, Ferrit zu stabilisieren. Für Dualphasen-Stähle wie den HCT780X ist jedoch die gleichzeitige Reduzierung der Kohlenstofflöslichkeit im Ferrit von Bedeutung, was die Austenitbildung während des interkritischen Glühens begünstigt. Molybdän wirkt sich zum einen günstig auf die Mischkristallhärtung aus und zum anderen kann es als Ferrit-Bildner eingesetzt werden. Hinzu kommt die Eigenschaft, die Perlit- und Bainit-Umwandlung zu verzögern [PAPA05].

### ***Metallographische Gefügestruktur***

Zur Charakterisierung der kristallinen Struktur der Versuchswerkstoffe im unverformten Ausgangszustand wurden Gefügeuntersuchungen durchgeführt. Die Probenentnahme erfolgte in Anlehnung an [DIN EN 10247] in senkrecht zur Blechoberfläche liegenden Ebenen, die bezogen auf die Walzrichtung sowohl längs, als auch quer ausgerichtet sind. In den Abbildungen 6.1 und 6.2 sind die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Gefügaufnahmen dargestellt. Das Gefüge des Blechwerkstoffes DC04 weist eine charakteristische ferritische Struktur mit eingelagerten Zementit-Phasen (Eisencarbid-Ausscheidungen) auf, die gleichmäßig innerhalb der Matrix verteilt sind. Die aus dem herstellungsbedingten Walzprozess resultierende Textur zeigt eine plattenförmige Struktur. Zudem sind die einzelnen Körner in Längsrichtung länger gestreckt als in Querrichtung.

Aus der Phasenkontrastierung auf Basis einer V2A-Beize in Kombination mit der Ätzlösung nach Klemm [BECK62] ergibt sich für den HCT690T in den Schlibfbildern die charakteristische Gefügezusammensetzung aus Ferrit, Bainit und Restaustenit. Dabei repräsentieren die ungefärbten weißen Bereiche die restaustenitischen Gefügebestandteile, während die verbleibenden Bereiche jeweils das ferritische/bainitische Gefüge darstellen.

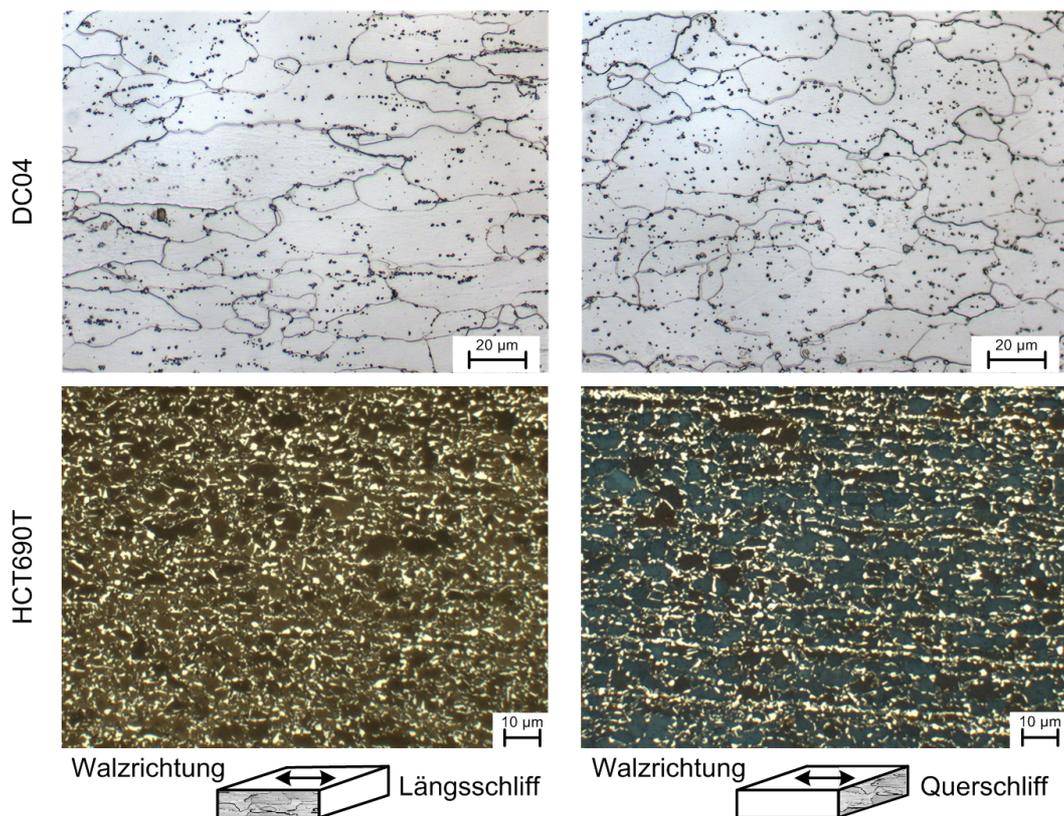


Abbildung 6.1: Metallographische Gefügestruktur von DC04 und HCT690T

Entsprechend der erreichten Festigkeit, die an der oberen Grenze dieser Stahlgüte liegt, zeigt der HCT780X charakteristische homogen-verteilte Martensitit-Inseln (Abbildung 6.2). Das sehr feinkörnige Gefüge zeigt keine Unterschiede zwischen Längs- und Querschliff. Für die Gefügekontrastierung wurde eine Farbniederschlag-satzung in Anlehnung an LePera durchgeführt [LEPE80].

Der TWIP1000 weist einen einphasigen, rein austenitischen Gefügebautbau auf. Dabei wurden zur Kontrasterhöhung die Aufnahmen mit einem Blaufilter erzeugt. Als Ätzmittel wurde V2A-Beize eingesetzt.

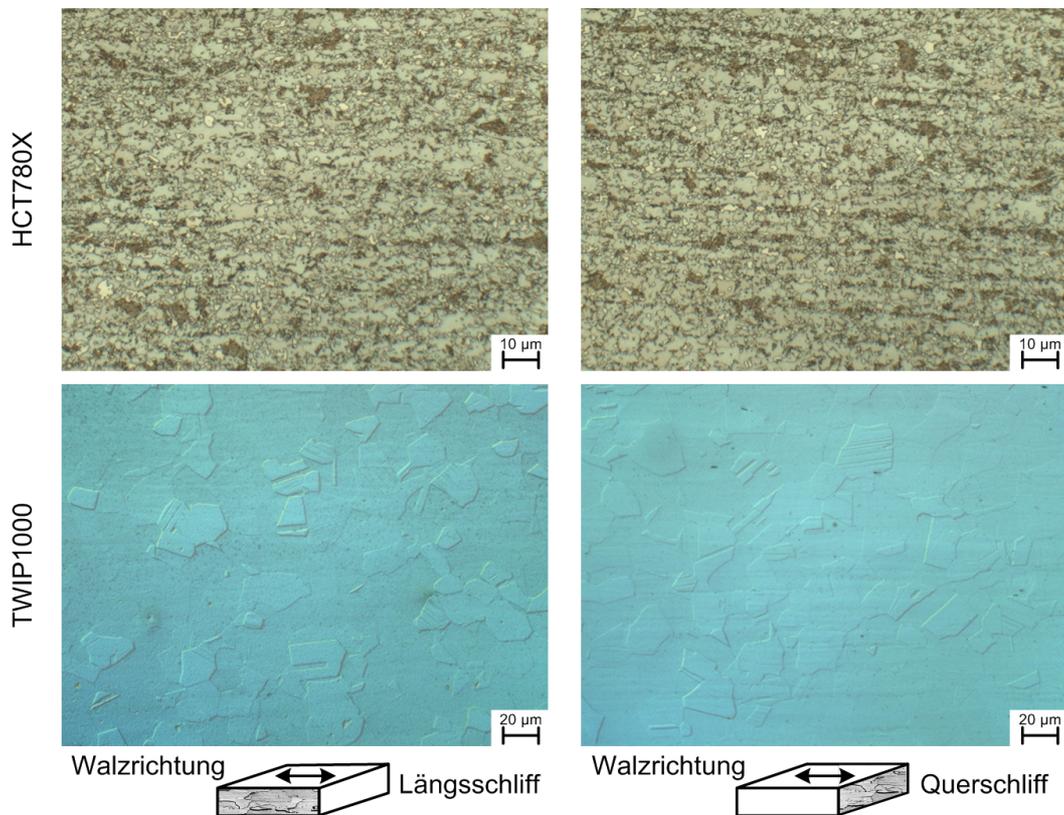


Abbildung 6.2: Metallographische Gefügestruktur von HCT780X und TWIP1000

### **Mechanische Werkstoffkennwerte**

Zur Spezifizierung der werkstoffgebundenen mechanischen Eigenschaften der eingesetzten Halbzeuge wurden im Rahmen der mechanisch-technologischen Prüfung einachsige Zugversuche gemäß [DIN 10002-1] mit einer Dehnrates von  $0,0025 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt. Für die Probengeometrie wurde die in der Norm DIN 50125 vorgesehene Form H vom Typ 1 (Breite 12,5 mm, Anfangsmesslänge 50 mm, Versuchslänge 75 mm) verwendet. Ausgehend von aus Blechtafeln entnommenen Streifen (in 0 Grad, 45 Grad und 90 Grad zur Walzrichtung) erfolgt die Herstellung der Proben mittels Drahterodieren, um eine möglichst schonende Bearbeitung der Kanten zu gewährleisten [DIN10002-1] [DIN50125]. In Tabelle 6.3 sind die gemittelten Kennwerte bei Raumtemperatur zusammengefasst. Für den Versuchswerkstoff HCT780X wird aufgrund des vergleichsweise geringen Werts der Gleichmaßdehnung  $A_g$  der Verfestigungsexponent  $n$  innerhalb des Intervalls von 4 - 6 % technischer Dehnung ermittelt. Für die anderen Werkstoffe liegt das Bestimmungsintervall im Bereich von 10 - 20 % technischer Dehnung. Die Ermittlung

der senkrechten Anisotropie erfolgt gemäß [ISO10113] auf Basis linearer Regression. Die Versuchswerkstoffe zeigen ein unterschiedliches Eigenschaftsprofil sowohl hinsichtlich des Beginns der plastischen Verformung, als auch hinsichtlich der Zugfestigkeit  $R_m$ . Diese Unterschiede setzen sich ebenso beim Formänderungsvermögen vor dem Werkstoffversagen fort.

Blechwerkstoff	$R_{p0.2}$ MPa	$R_m$ MPa	$R_{p0.2}/R_m$ -	$A_g$ %	$A_{50}$ %	$r_m$ -	$n$ -
DC04	176	299	0,588	24,4	42,5	1,47	0,220
HCT690T	475	690	0,688	27,8	32,7	0,87	0,250
HCT780X	508	781	0,650	12,5	18,3	1,05	0,145*
TWIP1000	388	956	0,406	60,7	66,3	0,98	0,456

*Tabelle 6.3: Mechanische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe bei Raumtemperatur  
(\* Bestimmung des  $n$ -Werts erfolgt im Bereich 4 - 6 % technischer Dehnung)*

### **Fließverhalten**

Abbildung 6.3 zeigt die aus dem Zugversuch ermittelten Fließkurven der untersuchten Versuchswerkstoffe. Für den TWIP1000 weist die Fließkurve einen sägezahnartigen Verlauf mit sich wiederholenden Spannungsspitzen auf. Dieses Verhalten ist auf den Effekt der dynamischen Reckalterung zurückzuführen, der auch unter dem Synonym Portevin-LeChâtelier-Effekt bekannt ist [HÄHN96] [HÄHN96a] [SHUN91]. Die phänomenologische Beschreibung des un stetigen Fließverhaltens wird durch die attraktive Wechselwirkung zwischen gleitenden Versetzungen und im Mischkristall eingelagerten Fremdatomen im Zuge einer plastischen Verformung begründet. Das Auftreten der dynamischen Reckalterung wird in diesem Zusammenhang maßgeblich von der Temperatur, der Verformungsgeschwindigkeit sowie der Konzentration und Verteilung der gelösten Fremdatome bestimmt. Dabei wirken als Fremdatome beim TWIP-Stahl insbesondere substitutionell im Eisengitter gelöstes Mangan und interstitiell gelöster Kohlenstoff, die durch Diffusion die Versetzungsbewegung blockieren [KUNT07]. Ausgehend von einer hohen Streckgrenze weist der HCT780X ein im Vergleich zum HCT690T geringeres Potential zur Verfestigung auf. Der  $n$ -Wert des Dualphasen-Stahls ist im Vergleich zum TRIP-Stahl etwas mehr als halb so groß. Demgegenüber steht der hohe  $n$ -Wert des TWIP-Stahls, der neben einem

hohen Kaltverfestigungspotential auch auf eine sehr gleichmäßige Dehnungsverteilung und somit geringfügigere Einschnürungsneigung beim Umformen hinweist.

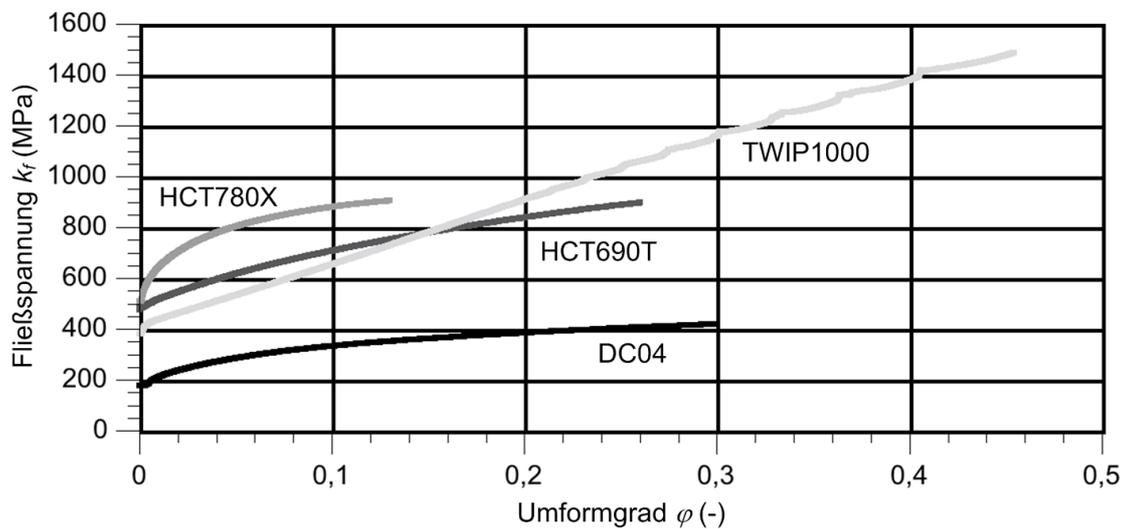


Abbildung 6.3: Gegenüberstellung der aus dem Zugversuch ermittelten Fließkurven

### Zink-Beschichtung

In der Regel sind die in der Automobilindustrie eingesetzten Feinbleche beschichtet. Die primäre Funktion einer Beschichtung besteht in der Schutzwirkung gegenüber Korrosion, Verschleiß oder chemischen Einflüssen des Umgebungsmediums. In diesem Zusammenhang lassen sich anorganische und organische Beschichtungssysteme unterscheiden. Die im Rahmen dieser Arbeit betrachteten Mehrphasenstähle weisen eine typische Zinkbeschichtung auf. In der elektrochemischen Spannungsreihe ist Zink im Gegensatz zum Eisen den unedlen Metallen zuzuordnen. Somit dient Zink innerhalb des Werkstoffsystems Zink/Eisen als Opferanode und hat eine reduzierende Wirkung auf das Eisen, was in der Ausbildung der eigentlichen Korrosionsschutzschicht, bestehend aus Zinkoxid und Zinkcarbonat, resultiert. Für das Verzinken der Blechoberfläche von Kaltbändern stehen verschiedene Beschichtungsverfahren zur Verfügung. Bezogen auf die Versuchswerkstoffe ist der HCT690T-Blechwerkstoff über einen Schmelztauchprozess feuerverzinkt, während sowohl der HCT780X, als auch der TWIP1000 elektrolytisch verzinkt sind.

## 7 Versuchsplan

Ausgehend von dem in Kapitel 4 dargelegten methodischen Lösungskonzept werden die Untersuchungen gemäß dem Versuchsplan von Abbildung 7.1 durchgeführt.



Abbildung 7.1: Versuchsplan

## 8 Versuchswerkzeuge

Das Arbeitsprogramm (vgl. Kapitel 4) setzt zunächst die konstruktionsseitige Konzeptionierung sowie die fertigungstechnische Umsetzung der Versuchseinrichtungen gemäß den messtechnischen Vorgaben und Anforderungen an die Austauschbarkeit von Werkzeugaktivelementen voraus. Im Folgenden werden die verwendeten Werkzeuge mit ihren einzelnen funktionalen Komponenten beschrieben.

### 8.1 Umform- und Nachformwerkzeug

Die Ausgangsbasis für die Konstruktion des Ziehwerkzeugs orientiert sich an den Probengeometrien des Nakajima-Versuchs zur Ermittlung von Grenzformänderungsdiagrammen. Beim Nakajima-Versuch lassen sich in Abhängigkeit des Probenquerschnitts verschiedene Formänderungszustände einstellen. Für die Umformung der Proben wird ein halbkugelförmiger Stempel verwendet, wobei der Randbereich der Proben durch Sperrsicken fixiert wird, um ein Blechnachlaufen zu verhindern. Der Anspruch einer Realisierung praxisäquivalenter Umformzustände verbunden mit einer vergleichsweise hohen Prozessstabilität bedingt eine erforderliche Mindestgröße des Werkzeugs. Um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten, ist zudem die Einstellung eines flächenhaft homogen umgeformten Bereichs im Pol des Blechbauteils für die Herstellung von Primär-Proben zur Weiterverarbeitung in Folgeversuchen von Bedeutung. Hieraus resultiert die Festlegung des Durchmessers des halbkugelförmigen Umformstempels auf 400 mm. Im Rahmen simulativer Voruntersuchungen hat sich gezeigt, dass bei diesem Stempeldurchmesser ein quasi-homogen verformter Bereich im Probenpol mit Abmaßen von ca. 160 mm x 160 mm entsteht. Der Grundriss des Werkzeugs beträgt 1.730 mm x 1.000 mm, bei einer Einbauhöhe im geschlossenen Zustand von 1.137 mm. Eine schematische Schnittansicht des Werkzeugs ist in Abbildung 8.1a dargestellt. Sie zeigt den grundsätzlichen konstruktiven Aufbau sowie wesentliche Funktionselemente.

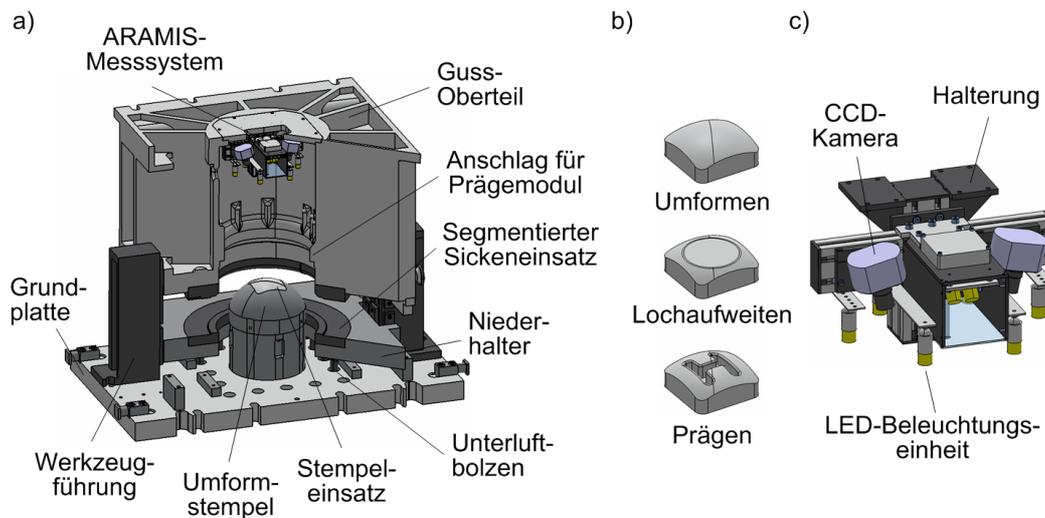


Abbildung 8.1: CAD-Darstellung des Ziehwerkzeugs - a) Teilschnitt-Ansicht; b) Austauschbare Stempelsätze; c) Messaufbau für GOM-ARAMIS

Mit Hilfe austauschbarer Stempelsätze sind werkzeugseitig neben den standardmäßigen Umformoperationen mit dem halbkugelförmigen Formstempel auch Lochaufweitungsversuche mit abgeflachtem Stempelsatz sowie das Ausformen von Nebenformelementen in vorverformte Bereiche umsetzbar (Abbildung 8.1b). Um den Werkstofffluss vom äußeren Probenrandbereich nach innen zu vermeiden, sind Sperrsicken im Oberwerkzeug und im Niederhalter integriert, die stufenförmig und jeweils 3-fach segmentiert aufgebaut sind. Die Werkzeugführung erfolgt unter Verwendung von Gleitplatten, die ein vergleichsweise einfaches Auf- und Umbauen ermöglichen. Die Länge des Ziehwegs und somit der Grad der Umformung ist über Distanzeinheiten variabel einstellbar. Maximal ist eine Ziehtiefe von 285 mm erreichbar. Die Messung der 3D-Probenoberfläche zur Charakterisierung der auftretenden Formänderungen während des Umformprozesses erfordert die Integration eines speziellen Kamerasystems. Hierzu wird das optische Messsystem ARAMIS der Fa. GOM, Braunschweig, verwendet. Über eine Adapterplatte lassen sich das Messsystem und die Beleuchtungseinheiten gemäß Abbildung 8.1c in das Werkzeugoberteil implementieren. Für die Messung der Ziehtiefe wird ein Seilzugsensor vom Typ SX50 der Fa. WayCon Positionsmesstechnik GmbH, Taufkirchen, verwendet. Die Messlänge des Sensors beträgt 1250 mm. Der Seilzugsensor ist mit der Niederhalterplatte fest verschraubt, während das Seilende

gemäß der Standardausführung mittels Seilclip und integriertem Drallfänger über einen Magneten mit dem Pressentisch verbunden ist.

### 8.1.1 Prägemodul

Die Versuchsanordnung zur Umsetzung einer Nachformoperation in dem vorverformten Polbereich von Probebauteilen benötigt die zusätzliche Integration eines Formstempel-Matrize-Systems innerhalb des Versuchswerkzeugs. Dabei bedingt die praxisrelevante Applikation des Ausformens von Nebenformelementen in Form von sickenförmigen Strukturen eine Vorverformung der Proben entgegen der nachfolgenden Prägeziehrichtung. Hieraus resultiert der erforderliche Einbau des Formstempels in das Werkzeugoberteil, während die Matrize als Einsatz innerhalb des kugelförmigen Umformstempels des Werkzeugunterteils ausgeführt ist (Abbildung 8.2a). Als grundsätzliches Prägeverfahren wird hier das Hohlprägen eingesetzt [DIN8585-4].

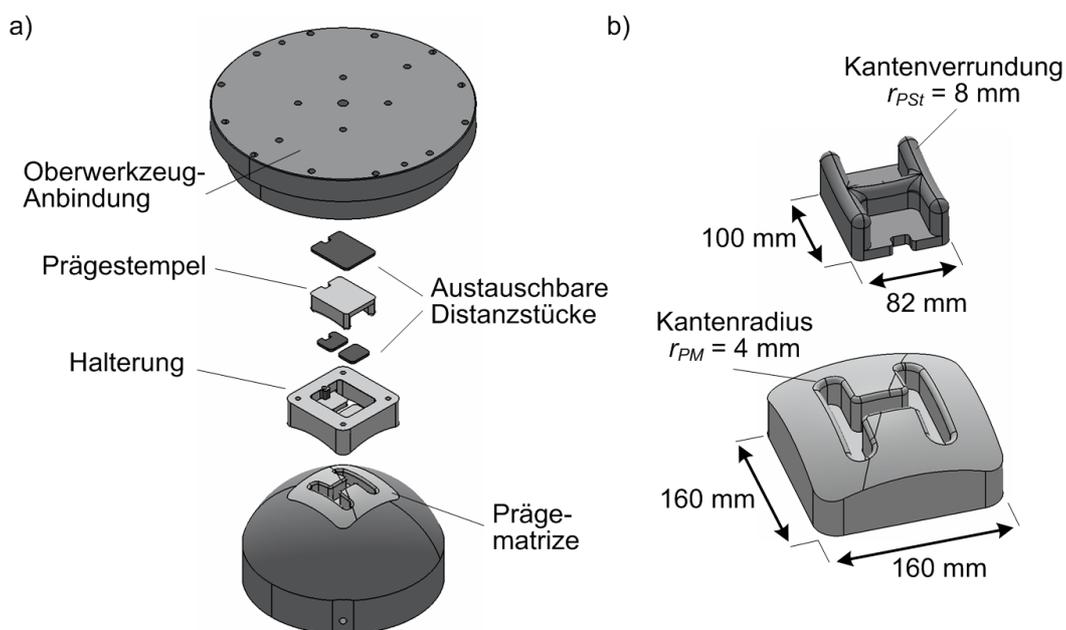


Abbildung 8.2: CAD-Darstellung des Prägemoduls - a) Explosionsdarstellung der einzelnen Komponenten, b) Detailansicht des Prägestempels und der Matrize

Der Prägestempel wird mittels eines ringförmigen Adapterstücks positionsgenau und verdrehsicher gegen einen Anschlag im Oberwerkzeug befestigt. Die Prägestufe ist modular aufgebaut und ermöglicht durch die Verwendung entsprechender Distanzstücke eine Variation der Prägetiefe, die millimeterweise einstellbar einen Bereich von 5 - 15 mm umfasst. In Anlehnung an [STAN06] wird für die Prägeoperation eine dem Buchstaben „H“ konforme Sickengeometrie verwendet, die zentrisch im Prägemodul angeordnet ist (Abbildung 8.2b). Die Sickenbreite beträgt 8 mm. Äquivalent hierzu ist die stempelseitige Kantenverrundung mit einem Radius von 8 mm durchgängig ausgeführt, während der Einlaufradius der Matrize 4 mm beträgt. Da beim Ausformen eines Nebenformelements in einen vorverformten Bereich von einer im Vergleich zum Ausgangszustand tendenziell reduzierten Blechdicke auszugehen ist, wurde das umlaufende Spaltmaß zwischen Prägestempel und Matrize bezogen auf die zu untersuchenden Blechwerkstoffe mit 1 mm festgelegt.

### **8.1.2 Messaufbau zur optischen Verformungsanalyse**

Der Messaufbau zur Integration des GOM-ARAMIS-Systems zur optischen Verformungsanalyse wird ausgehend vom Ansatz des modifizierten Nakajima-Versuchsaufbaus mit einem spezifischen Umformstempeldurchmesser von 400 mm und realisierbaren Ziehtiefen im Bereich von bis zu 285 mm konzipiert. Dabei wird das erforderliche Messvolumen maßgeblich von der festgelegten Stempeldimensionierung und der theoretisch maximalen Ziehtiefe beeinflusst und wirkt sich direkt auf die die Sensorkonfiguration bestimmenden Einstellparameter, wie beispielsweise die Auswahl des Kameraobjektivs, den Kameraabstand zum Probekörper sowie die Positionierung der Kameras zueinander, aus. In Abbildung 8.3 ist die Auslegung des prinzipiellen Sensoraufbaus dargestellt.

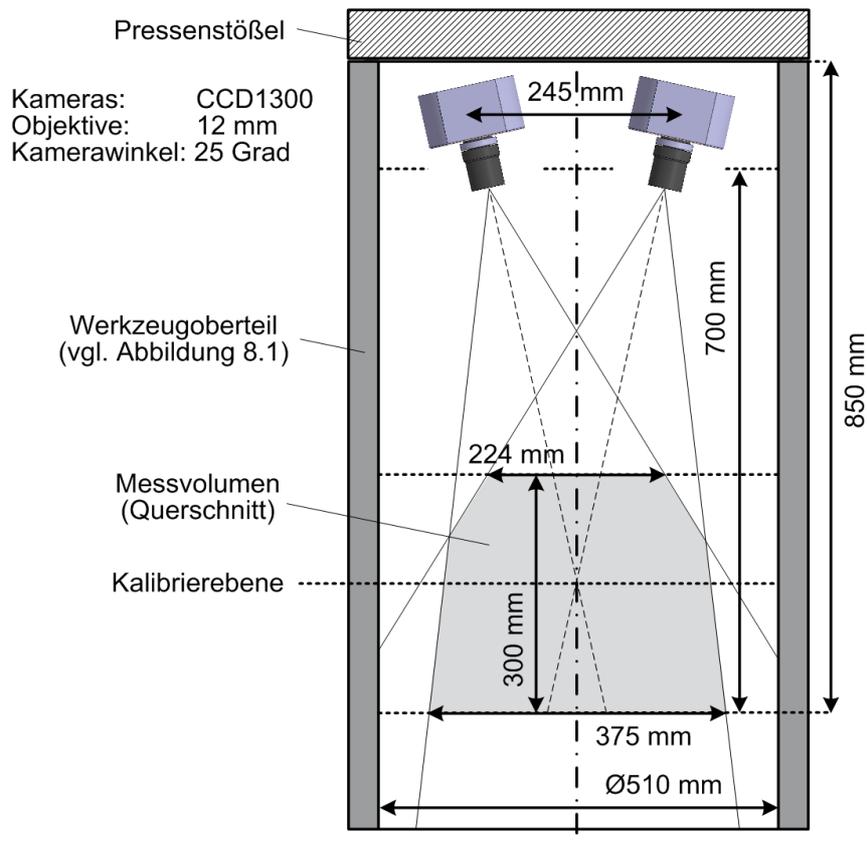


Abbildung 8.3: Schema der Sensorkonfiguration des ARAMIS-Messsystems

Aus dem erforderlichen Kameraabstand zum Messobjekt erklärt sich die vergleichsweise großvolumige Gestaltung des Werkzeughoberteils. Bei der hier vorliegenden konstruktiven Lösung ist das Messsystem instationär, da es sich während des Umformprozesses auf den Probekörper zubewegt. Es unterscheidet sich hierdurch von dem in [GEFF08] vorgestellten stationären Konzept. Die gewählte Konstruktionsweise setzt allerdings einen vibrationsfreien Messablauf voraus, um eine Dekalibrierung der Sensoreinheit auszuschließen und störende Einflüsse auf die Messgenauigkeit zu minimieren. Hierzu ist das Kamerasystem über eine entsprechend steife und passgenau ausgeführte Adapterplatte mit dem Werkzeughoberteil verbunden (vgl. Abbildung 8.1-a). Als Strahlungsquelle zur Ausleuchtung des Werkzeuginnenraums eignen sich grundsätzlich sowohl thermische Strahler, als auch Lumineszenzstrahler. Da die Qualität der Ausleuchtung mit der einstellbaren Belichtungszeit des Kamerasystems korreliert, die wiederum maßgeblich die maximale Bildfrequenz bestimmt und dadurch die zeitliche Messgenauigkeit beeinflusst, ist in der technischen Umsetzung eine möglichst geringe Belichtungszeit

anzustreben, um eine hohe zeitliche Auflösung bei der Erfassung von Umformvorgängen zu realisieren. Hierzu ist eine homogene, leistungsangepasste Innenausleuchtung erforderlich. In diesem Zusammenhang haben Leuchtdioden als Lumineszenzstrahler im Vergleich zu konventionellen Glühlampen den Vorteil eines geringen Energieverbrauchs sowie einer geringeren Wärmeemission. Neben einer hohen Lebensdauer zeichnen sie sich zudem durch eine gewisse Robustheit gegenüber Erschütterungen aus [KRÜC07]. Aufgrund dieser Eigenschaften werden als Beleuchtungseinheit zehn Leuchtdioden vom Typ DRAGONeye® der Fa. Osram, München, verwendet, die jeweils durch eine Leistung von 1,2 W und eine Lichtstärke von 310 cd spezifiziert sind. Daneben ist die Innenwand des Werkzeugoberteils in der Farbe Weiß lackiert, um das Reflexionsvermögen der metallischen Gussoberfläche zusätzlich zu verbessern. Zusammenfassend ist durch den Sensoraufbau samt der Beleuchtungseinheit softwareseitig mit dem ARAMIS-System eine Bildwiederholungsrate von 4 Hz umsetzbar. Diese Frequenz liegt geringfügig unterhalb des Wertes von Standardmessungen zur Ermittlung von Grenzformänderungsdiagrammen im Rahmen einer positionsabhängigen in-situ-Messung.

## 8.2 Beschneide- und Abkantwerkzeug

Die konstruktive Umsetzung des Beschneide- und Abkantwerkzeugs erfordert neben einer Verarbeitung von flachen Blechzuschnitten auch die Möglichkeit, halbkugelförmig vorverformte Probengeometrien aus dem Ziehwerkzeug abzuschneiden und abzukanten. Der Funktionsumfang setzt dabei eine modulare Integration entsprechender Werkzeugaktivelemente voraus, verbunden mit der Anforderung einer Variationsmöglichkeit verfahrensrelevanter Prozessparameter, wie beispielsweise des Schneidspalts oder des Kantenradius der Abkantmatrize. Einen weiteren wesentlichen Funktionsumfang des Werkzeugs stellt die messtechnische Applikation von Sensoren zur Messung der Schneid- und Querkräfte über den Stößelweg dar. In Abbildung 8.4a ist der grundsätzliche Aufbau des Werkzeugs dargestellt.

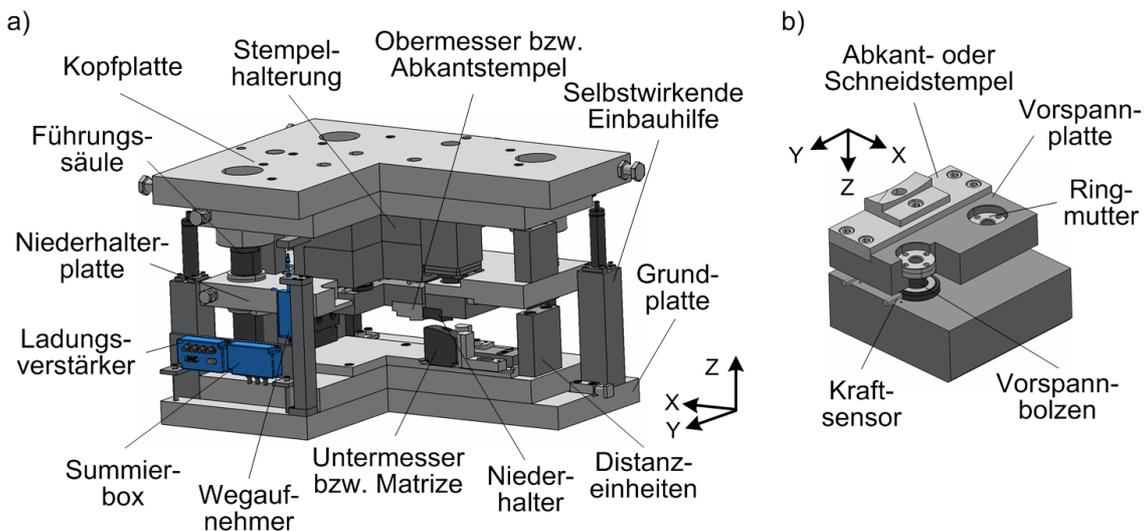


Abbildung 8.4: Beschneide- und Abkantwerkzeug - a) Schnittansicht; b) Stempelhalterung

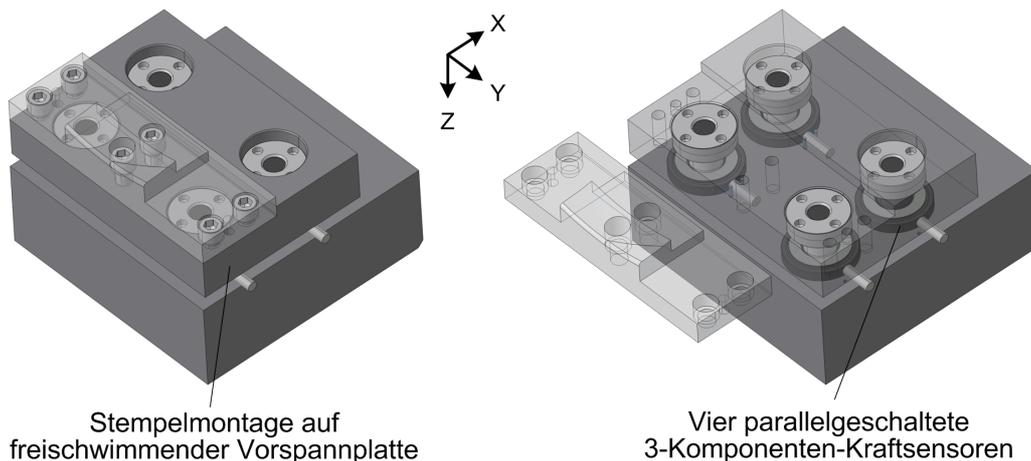


Abbildung 8.5: Konstruktive Ausführung des Dynamometeraufbaus zur Messung der auftretenden Prozesskräfte

Das Werkzeug besteht aus einem Säulenführungsgestell zusammengesetzt aus Kopf- und Grundplatten, Niederhalterplatte sowie vier Säulen mit Führungsbuchsen. Das Aufbringen der Niederhalterkraft erfolgt mit Hilfe von zwei Gasdruckfedern, die während der Wirkphase eine maximale Kraft im Bereich von ca. 40 kN erreichen. Eine entgegen der Stößelbewegung selbstwirkende Einbauhilfe auf Basis von vier Gasdruckfedern ermöglicht im ausgebauten Zustand einen werkzeugsymmetrischen Zugang zu den Aktivelementen. Das Obermesser bzw. der Abkantstempel ist über die Stempelhalterung und vier parallel geschaltete Kraftsensoren fest mit den Kopfplatten verbunden (Abbildung 8.4b und 8.5). Das Untermesser bzw. die Abkantmatrize ist auf den Grundplatten montiert und erlaubt eine Verschiebung in

horizontaler Richtung, um den Schneidspalt stufenlos einzustellen. Die eingebauten Distanzeinheiten ermöglichen eine stufenlose Einstellung der Stempelintauchtiefe, wobei konstruktionsbedingt eine maximale Tiefe von 16 mm nicht überschritten werden kann. Das Grundmaß des Werkzeugs beträgt 790 mm x 600 mm, bei einer Einbauhöhe von 522 mm im geschlossenen Zustand.

### **8.2.1 Sensorik und Messaufbau**

Die zentralen messtechnischen Einheiten des Beschneide- und Abkantwerkzeugs umfassen vier 3-Komponenten-Kraftsensoren vom Typ 9167-A1,5 der Fa. Kistler, Winterthur. Sie sind in Anlehnung an einen Dynamometeraufbau, der unter anderem Einsatz bei der Schnittkraftmessung von Zerspanungsprozessen findet, parallel geschaltet. Zudem wird ein induktiver Wegaufnehmer vom Typ WA 20 mit Tastspitze der Fa. HBM, Darmstadt, verwendet. Mit Hilfe dieser Sensoren können die Schneid- und Querkräfte über den Weg aufgenommen werden. Dabei werden die Schneidkraft im Krafthauptschluss und die Querkräfte durch Haftreibung direkt auf die Oberflächen der Kraftsensoren übertragen. Zur Realisierung der Haftreibung werden die Kraftsensoren gemäß Abbildung 8.5 über ein System, bestehend aus Vorspannbolzen und Ringmutter, jeweils mit 160 kN vorgespannt. Aufgrund der erforderlichen Vorspannung der Kraftsensoren resultiert in Richtung der Schneidkraft (Z-Richtung) ein effektiver Messbereich eines Sensors mit  $\pm 40$  kN, sowie in den Querrichtungen (X-, Y-Richtung) mit jeweils  $\pm 20$  kN. Mit Hilfe der Vorspannung ist zusätzlich gewährleistet, dass der auf einer frei schwimmenden Platte befestigte Schneidstempel über die Stempelhalterung eine ausreichende steife Anbindung an das Werkzeugoberteil erfährt. So wird eine potentielle Verlagerung des Schneidstempels gegenüber der Matrize während der Schneid- bzw. Abkantoperation möglichst gering gehalten. Das Funktionsprinzip der Kraftsensoren basiert auf der Verwendung von künstlichen Quarzkristallen, bei denen es unter Einwirkung einer äußeren Druckbelastung zu einer Ladungsverschiebung innerhalb des Kristallgitters kommt, die sich proportional zum aufgebrachtten Druck verhält. Dieses Phänomen ist als piezoelektrischer Effekt bekannt und findet sowohl in der Sensorik, als auch der



### 8.2.2 Austauschbare Aktivelemente

Aufgrund des modularen Aufbaus des Versuchswerkzeugs können durch Variation der Aktivelementeinsätze verschiedene verfahrensspezifische Prozessparameter eingestellt werden. Diese sind für eine fundamentale Charakterisierung und Qualifizierung der Scherschneid- bzw. Abkantoperation erforderlich und werden dabei standardmäßig in industriellen Applikationen werkzeugseitig geometrisch abgebildet. Neben der grundsätzlichen Umsetzung der Schneidspalteinstellung bezieht sich dies beispielsweise auf die Möglichkeit einer Variation des Blechlagewinkels oder auf verschiedene Kantenradien der Abkantmatrize. Abbildung 8.7 zeigt exemplarisch austauschbare Aktivelemente, die beim Schneiden im Einzelnen als Obermesser, Niederhalter und Untermesser und beim Abkanten als Abkantstempel, Niederhalter sowie Abkantmatrize bezeichnet werden. Die maximal zulässige Breite der Versuchsproben beträgt 75 mm.

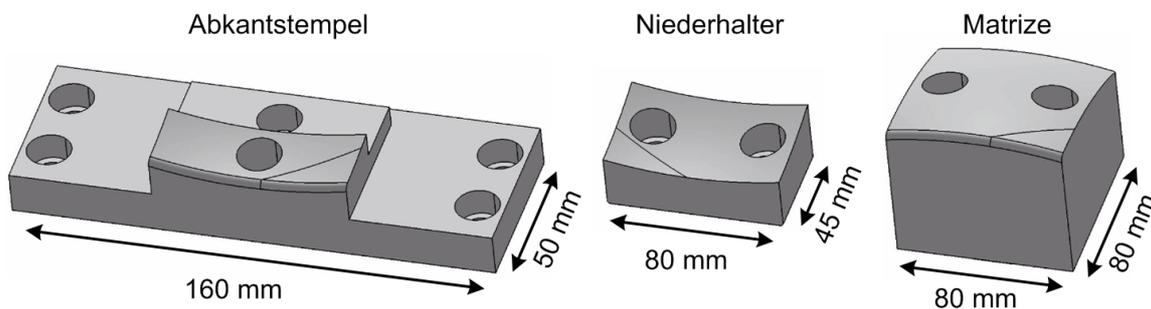


Abbildung 8.7: Exemplarische Aktivelemente zum Abkanten vorverformter Versuchsproben

In Tabelle 8.1 sind die Variationsmöglichkeiten der Aktivelemente für die Untersuchungen zum ebenen Platinezzuschnitt aufgeführt. Wird das Obermesser unter einem definierten Winkel über die Blechprobe geführt, entspricht der Ablauf einem sogenannten ziehend-kreuzenden Schnitt. In diesem Zusammenhang führt ein Winkel von 0 Grad zu einer parallelen Ausrichtung der Schneidkanten und einer simultanen Berührung der gesamten Schneidkante mit dem Werkstück, was als vollkantiger Schnitt bezeichnet wird. Der Kantenradius  $r_{st}$  der Schneidmesser (Ober- und Untermesser) beträgt in allen Ausführungen weniger als 20  $\mu\text{m}$ .

Probenform	Kreuzend-ziehender Schnitt $\delta$ (°)				Blechlagewinkel $\gamma$ (°)	
	0	2,5	5	5	10	15

Tabelle 8.1: Aktivelementvariationen für die Beschneideuntersuchungen

Die werkzeugseitigen Ausführungen der Aktivelemente zum Abkanten sind in Tabelle 8.2 dargestellt. Stempelseitig wird ein einheitlicher Kantenradius  $r_{St}$  von 1 mm eingesetzt.

Probenform	Matrizenkantenradius $r_M$ (mm)		
	1	2	3
	1	2	3

Tabelle 8.2: Matrizenausführungen für die Abkantversuche

## **9 Versuchsbeschreibung und experimentelle Durchführung**

Im nachfolgenden Kapitel wird die experimentelle Vorgehensweise zur Untersuchung des Umformverhaltens sowie zur Bestimmung der Schneideigenschaften der Versuchswerkstoffe auf Basis der im Versuchsprogramm dargelegten Methodik näher spezifiziert. Gemäß der eingesetzten Verfahren werden die relevanten Untersuchungsgrößen konkretisiert und die definierten Parameter beschrieben, wobei die Bedeutung zentraler Einflussparameter hervorgehoben wird. Neben der Beschreibung wichtiger versuchsvorbereitender Arbeiten, beispielsweise zur Probenpräparation, steht die detaillierte Darlegung der jeweils herangezogenen Auswertestrategie zur Ergebnisableitung im Fokus des Kapitels.

### **9.1 Charakterisierung der Grenzformänderung**

Für die Bewertung des Versagensverhaltens der Versuchswerkstoffe in Abhängigkeit von unterschiedlichen Formänderungszuständen wird die Grenzformänderung mit Hilfe des in Abschnitt 8.1 beschriebenen modularen Umform- und Nachformwerkzeugs in der Ziehkonfiguration ermittelt. Die konzeptionelle Grundlage des Versuchsaufbaus orientiert sich an dem Tiefungsversuch nach Nakajima [NAKA68], wobei die Verwendung eines hemisphärischen Stempels mit einem Durchmesser von 400 mm und des integrierten Messsystems ARAMIS zur Formänderungsanalyse die zentralen Unterschiede darstellen. Als Probengeometrie wird die in [HASE78] aufgeführte taillierte Probenform herangezogen, wobei die Geometrie auf die vorhandene Stempelgröße adaptiert wird. Die Auswahl dieser Probenform verfolgt das Ziel, die Wahrscheinlichkeit eines vorzeitigen Versagens der Proben im Kantenbereich, bedingt durch die ausgewiesene Kantenrissempfindlichkeit der Versuchswerkstoffe, weitestgehend zu reduzieren und somit ein gemäß dem Normentwurf [ISO12004-2] vorgeschriebenes Versagen der Proben im Kuppenpol zu realisieren. Ausgehend von der rondenförmigen Grundgeometrie werden die Proben daher seitlich mit zwei Taillierungen versehen, die mittels Laserschneiden appliziert

werden. Durch unterschiedliche Taillierungsgrade der Proben lassen sich unterschiedliche Spannungszustände erzeugen, aus denen die Formänderungsgrenze auf Basis proportionaler Belastungspfade abgeleitet werden kann. Tabelle 9.1 fasst die unterschiedlichen Probenvarianten zusammen und spezifiziert ihre für die Ergebnisdarstellung verwendete Kennung.

								
Geometriebezeichnung Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8
Taillierungsradius $r_T$ (mm)	-	160	200	230	260	290	320	350
Stegbreite $s_B$ (mm)	750	480	400	340	280	220	160	100
Spannungszustand	bi-axial	↔		plain-strain		↔		uni-axial

Tabelle 9.1: Versuchsgeometrien zur Bestimmung der Grenzformänderung bei linearen Belastungspfaden

### Probenpräparation und Prüfparameter

Um ein vorzeitiges Probenversagen durch fertigungsbedingt induzierte Defekte (z.B. Mikrorisse, Gefügeveränderungen) im Kantenbereich zu vermeiden, werden die Versuchsproben nach ihrem Zuschnitt mit Hilfe eines Fächerschleifers entlang der Außenkontur nachbearbeitet. Sofern vorhanden, wird hierbei gleichzeitig der aus dem Laserschneidprozess resultierende Grat entfernt. Da das optische Aufnahmesystem ARAMIS zur Erfassung der an der Probenoberfläche auftretenden Dehnungen auf den Prinzipien des Rasterverfahrens beruht, wird ein stochastisches Sprühmuster verwendet, welches mittig auf der Probenoberfläche appliziert wird. Dabei ist das Sprühmuster mit der bereits in [VACH99] beschriebenen Vorgehensweise vergleichbar. Zur Kontrasterhöhung sowie zur Vermeidung von sich negativ auf die Auswertung auswirkenden Lichtreflexionen der metallischen Oberfläche erfolgt zunächst eine Grundierung mit konventionellem weiß-mattem Kunstharz-Lackspray. Anschließend wird das Sprühmuster mit Hilfe eines Graphitsprays aufgebracht. In diesem Kontext ist aufgrund des Messvolumens (vgl. Abschnitt 8.1.2) eine Punktgröße des Musters im Bereich von  $1 \text{ mm}^2$  anzustreben, um das lokale Auflösungsvermögen entsprechend an das erforderliche Messvolumen anzupassen. Mit dem Einsatz eines manipulierten Sprühkopfs wird dieses Ziel

weitestgehend erreicht. Da die normative Vorgabe zur Ermittlung eines Grenzformänderungsdiagramms eine Rissinitiierung im polnahen Bereich der Probe zu Grunde legt, ist die Einstellung des tribologischen Zustands zwischen dem Umformstempel und der Probe von besonderer Bedeutung. Im Fall eines unzureichenden Schmierstoffsystems kann es zu einer Lokalisierung der Dehnung im Randbereich der Probe kommen, wo auch die Versagensinitiierung stattfindet [LECH08]. Aufgrund dessen wird für die Versuche ein tribologisches System aus vier Schichten, bestehend aus Teflonfolie (Dicke 1 mm), Ziehöl, Ziehfolie und Ziehöl, eingesetzt, um die Reibung im Bereich des Stempelpols zu reduzieren. Mit Hilfe dieses Systems erfolgt die Rissentstehung in der Regel in der Probenmitte.

Nach der Applizierung des Sprühmusters und des Schmierystems wird die Probe mittig innerhalb des Werkzeugs positioniert. Beim Schließen des Werkzeugs werden zunächst die Sperrsicken durch das Oberwerkzeug und den Niederhalter im Randbereich der Probe eingepreßt. Durch diesen Vorgang wird ein seitliches Nachfließen des Blechwerkstoffes ins Innere der Probe verhindert. Anschließend wird die Probe bis zum Versagen gezogen. Parallel zur Umformung wird die Änderung des stochastischen Musters messtechnisch durch das ARAMIS-System detektiert und die Ziehtiefe wird mittels eines Seilzugsensors erfasst.

In Tabelle 9.2 sind die zentralen Prüfparameter bzw. prozessrelevanten Parameter aufgeführt, die zur Bestimmung der Grenzformänderung herangezogen werden. Dabei wird die Ausrichtung der Taillierung in Bezug auf die Walzrichtung innerhalb der Versuchskampagne als variabler Parameter betrachtet. Vor dem Hintergrund der durch den Fertigungsprozess (Walzen) bedingten Textureigenschaften der Blechhalbzeuge resultiert ein anisotropes Werkstoffverhalten während der Umformung, das bezüglich des Versagensverhaltens zu ausgeprägten Unterschieden führen kann. Gemäß der Norm [ISO12004-2] wird für Stahlwerkstoffe eine Taillierung der Proben im Winkel von 90 Grad zur Walzrichtung empfohlen, da in diesem Fall das niedrigste Niveau des Grenzformänderungsvermögens erreicht wird. Außerdem kann dies als entsprechend abgesichertes Bewertungskriterium für die industrielle Praxis angesehen werden. Da die Versuchswerkstoffe aufgrund ihrer besonderen Gefügestruktur bzw. ihrer spezifischen Umformmechanismen nur

bedingt mit konventionellen Stahllegierungen verglichen werden können, wird die Gültigkeit der normativen Vorgabe bezüglich der Ausrichtung der Taillierung in Abhängigkeit von der Walzrichtung überprüft.

Probenspezifisch	Taillierung zur Walzrichtung (°)	0, 45, 90
	Stößelgeschwindigkeit $v_s$ (mm/s)	1,5
Pressenspezifisch	Stempelkraft $F_{St}$ (kN)	3.000
	Niederhalterkraft $F_N$ (kN)	2.000
Messtechnisch	Bildaufnahmefrequenz ARAMIS (Hz)	4

*Tabelle 9.2: Prüfparameter zur Bestimmung der Grenzformänderung bei linearen Dehnungspfaden*

### **Ableitung der Grenzformänderungskurve (GFK)**

Der methodische Ansatz zur Ermittlung der kritischen Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  als Datenpunkte der Grenzformänderungskurve erfolgt mit Hilfe der sogenannten Schnittlinienmethode gemäß den normativen Richtlinien von [ISO12004-2]. Das Konzept der Schnittlinienmethode ist in diesem Zusammenhang auf Vorarbeiten von [BRAG72] und [GEIG03] zurückzuführen. Für die Auswertung wird in der letzten ARAMIS-Bildaufnahme vor einer erkennbaren Rissinitiierung ein Schnitt durch die Probe gelegt, der normal zum späteren Rissverlauf ausgerichtet ist. Entlang dieser Schnittlinie werden die Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  anhand ihrer Abhängigkeit von der abgewickelten Schnittlinienlänge dargestellt. Ausgehend von diesem funktionalen Zusammenhang wird der Bereich der lokalen Einschnürung durch die Extrempunkte der zweiten Ableitung der Funktion  $\varphi_1(x)$  ermittelt, die sich durch eine ausgeprägte graduelle Differenz im Kurvenverlauf der zweiten Ableitung identifizieren lässt. Im nachfolgenden Schritt werden die Datenpunkte der Funktionen  $\varphi_1(x)$  und  $\varphi_2(x)$ , die zwischen den Extremstellen liegen, aus dem Datensatz entfernt. Anschließend wird der jeweilige Verlauf der verbleibenden Datenpunkte mit Hilfe einer inversen Parabel zweiter Ordnung interpoliert. Die Maximal- bzw. die Minimalstelle dieser Ausgleichskurven werden dann als die kritischen Formänderungen  $\varphi_1(x)$  und  $\varphi_2(x)$  herangezogen und sind repräsentativ für einen Datenpunkt der Grenzformänderungskurve. Die Ermittlung dieser Wertepaare erfolgt innerhalb der ARAMIS-Auswertesoftware automatisch über ein implementiertes Makro. In Abbildung 9.1 ist eine schematische

Darstellung zur grundsätzlichen Vorgehensweise bei der Schnittlinienmethode dargestellt.

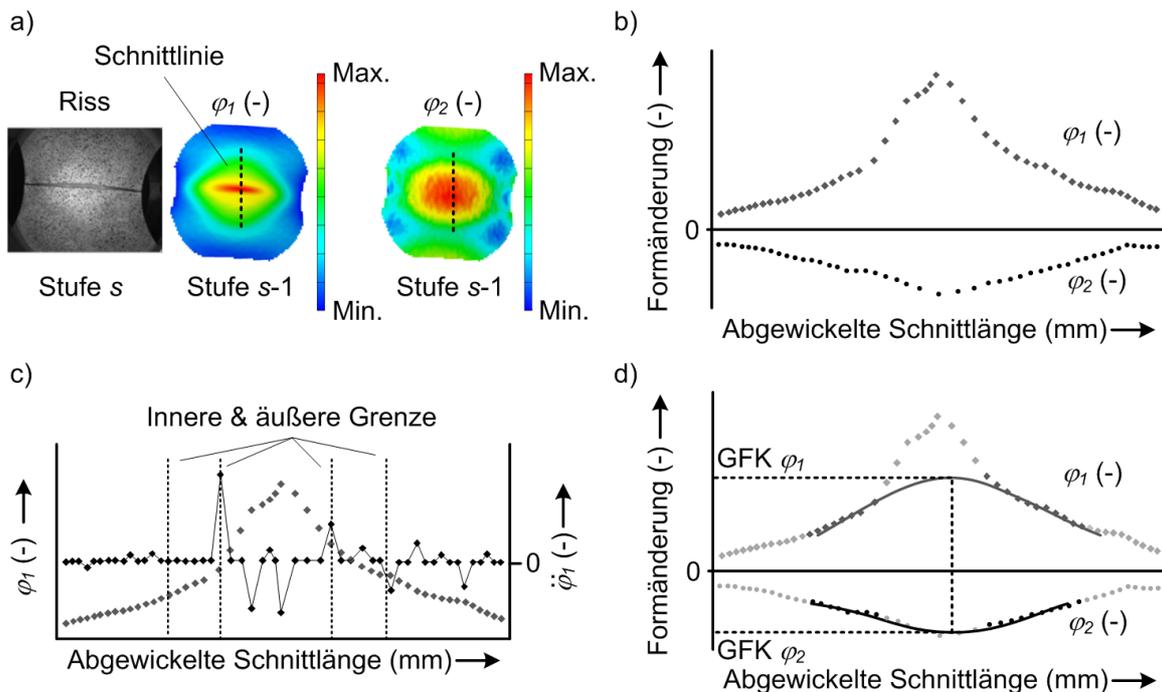


Abbildung 9.1: Prinzip der Schnittlinienmethode - a) Rissverlauf und Formänderungsverteilung in der letzten Bildaufnahme vor der Rissinitiierung; b) Formänderungsverlauf entlang der Schnittlinie; c) Bestimmung der Fit-Datenpunkte durch die innere und äußere Grenze als lokale Maxima der 2. Ableitung von  $\varphi(x)$ ; d) Ableitung der kritischen Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  als Datenpunkt der GFK aus dem Maximum bzw. Minimum des Parabel-Fits

## 9.2 Grenzformänderung bei nicht-linearen Belastungspfaden

Für die Untersuchung des Umformvermögens bei nicht-linearen Formänderungspfaden wird ein zweistufiger Umformprozess herangezogen. Dieser verläuft im Wesentlichen analog zu den Versuchen zur Ermittlung konventioneller Grenzformänderungsdiagramme, jedoch wird ein zusätzlicher Prozessschritt zur Probenpräparation ergänzt. Bezüglich des methodologischen Ablaufs wird zunächst eine Ausgangsprobe auf eine definierte Ziehtiefe vorverformt. Nach deren Entnahme aus dem Versuchswerkzeug wird die Probe zur Erzeugung einer Sekundär-Probengeometrie einer 3D-Laserschneidoperation unterzogen. Dabei wird eine laterale Taillierung appliziert, die mit den Geometrieformen der Nakajima-Proben aus Tabelle 9.1 konform ist bzw. eine bereits vorhandene Taillierung wird entsprechend durch den

Laserbeschnitt vergrößert. Anschließend wird die Probe wieder ins Ziehwerkzeug eingelegt und bis zum Versagen weitergezogen. Sowohl während der Vorverformung, als auch beim finalen Weiterformen werden die auftretenden Dehnungen mit Hilfe des ARAMIS-Systems erfasst. Für zwei exemplarische Fälle zeigt Abbildung 9.2 das Schema des Versuchsablaufs.

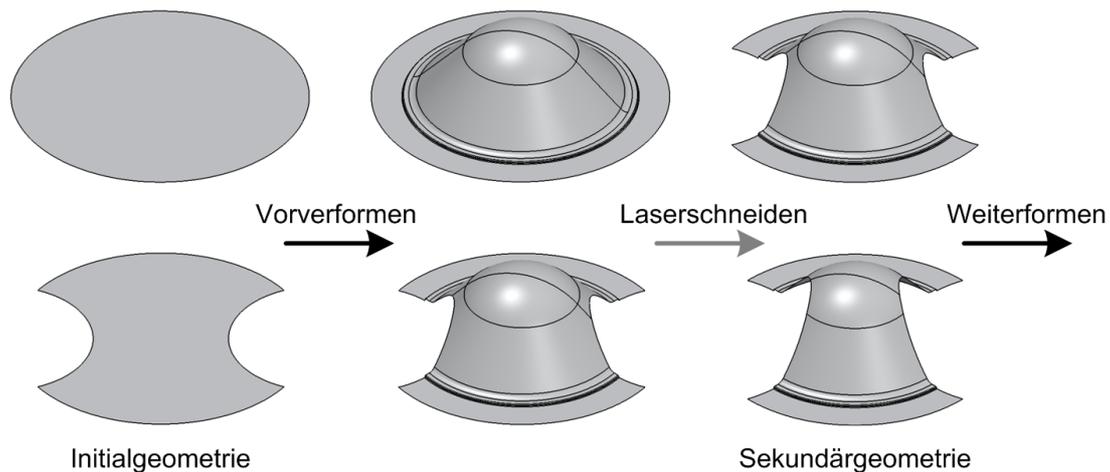


Abbildung 9.2: Zweistufige Umformoperation der Nakajima-Proben (exemplarisches Schema mit zwei unterschiedlichen Initialgeometrien)

Für die angestrebte Versuchskonzeptionierung ist zu berücksichtigen, dass sich aufgrund des Laserbeschnitts vom eingestellten Vorverformungsniveau ausgehend die Änderung des Dehnungspfades in Bezug auf den ursprünglichen Formänderungspfad generell zum linksseitigen Bereich der GFK hin zu kleineren Werten der Formänderung  $\varphi_2$  verschiebt bzw. orientiert. Dies hat zur Folge, dass beispielsweise bei einer für den ebenen Spannungszustand repräsentativen Versuchsgeometrie nach der Vorverformung die Implementierung eines equibiaxialen Spannungszustands innerhalb der Probe aufgrund der vorhandenen lateralen Taillierung nicht realisiert werden kann, sofern nicht von der prinzipiell genutzten Nakajima-Versuchsgeometrie abgewichen wird. Die Beibehaltung der Nakajima-Versuchsgeometrie stellt eine Einschränkung dar, um für die Operation des Weiterformens die Nutzungsmöglichkeit des Versuchswerkzeugs weiterhin zu gewährleisten, ohne auf ein zusätzliches Werkzeug zurückgreifen zu müssen.

Aufgrund der Vielzahl an einstellbaren nicht-linearen Dehnungspfaden fokussiert sich die Untersuchung auf Vorverformungen, die im Grenzformänderungsdiagramm

charakteristische Spannungszustände darstellen (Abbildung 9.3). Daher erfolgt die Vorverformung der Proben sowohl im Bereich equibiaxialer Spannung (Pfad a), als auch im Bereich des Plane-Strain-Bereichs (Pfad b) sowie im Übergangsbereich Plane-Strain/uniaxiale Spannung (Pfad c). Der Grad der Vorverformung wird in diesem Zusammenhang über die Wahl der Ausgangsgeometrie und der eingestellten Ziehtiefe definiert. Die Festlegung der werkstoff- und probenspezifischen Ziehtiefe erfolgt in Anlehnung an die maximal erzielten Ziehtiefen bei der Ermittlung der konventionellen GFK der Versuchswerkstoffe.

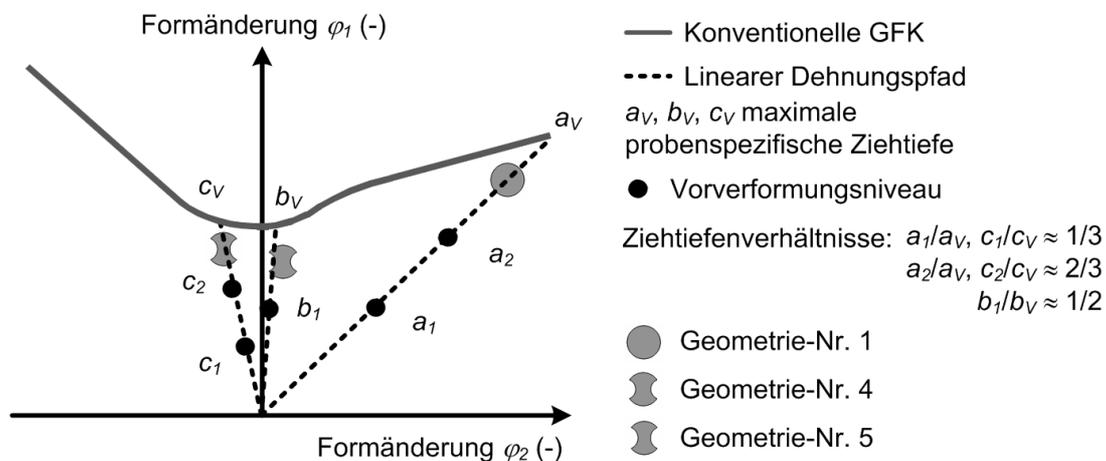


Abbildung 9.3: Spezifizierung des Vorverformungsniveaus

Aus Abbildung 9.3 geht hervor, dass für den Fall einer equibiaxialen Spannungsbelastung der Probe zwei unterschiedliche Vorverformungsgrade betrachtet werden. Die für diese Punkte korrespondierenden Ziehtiefen stehen im Verhältnis 1/3 bzw. 2/3 zur maximalen Ziehtiefe. Analog hierzu erfolgt die Spezifizierung der Vorverformungsgrade im Übergangsbereich Plane-Strain/uniaxiale Spannung von Pfad c. Im Plane-Strain-Bereich wird nur ein Vorverformungsniveau betrachtet. Die zur Einstellung dieses Niveaus erforderliche Ziehtiefe steht dabei im Verhältnis 1/2 zur maximalen Ziehtiefe. Ausgehend von den unterschiedlichen Vorverformungsniveaus erfolgt die Ableitung eines Schnittlinienverlaufs zum 3D-Laserbeschnitt über eine Oberflächendigitalisierung auf Basis des Messsystems ATOS (Fa. GOM GmbH) mit anschließender Flächenrückführung. Daher werden die angegebenen Ziehtiefenverhältnisse als Zielvorgabe angestrebt, sie werden jedoch zur Vereinheitlichung und somit zur Vereinfachung des Versuchsaufwands gegebenenfalls auf- bzw.

abgerundet. Die Zusammenfassung der unterschiedlichen Ziehtiefen in Abhängigkeit der Versuchswerkstoffe und der Initialgeometrie zeigt Abbildung 9.4.

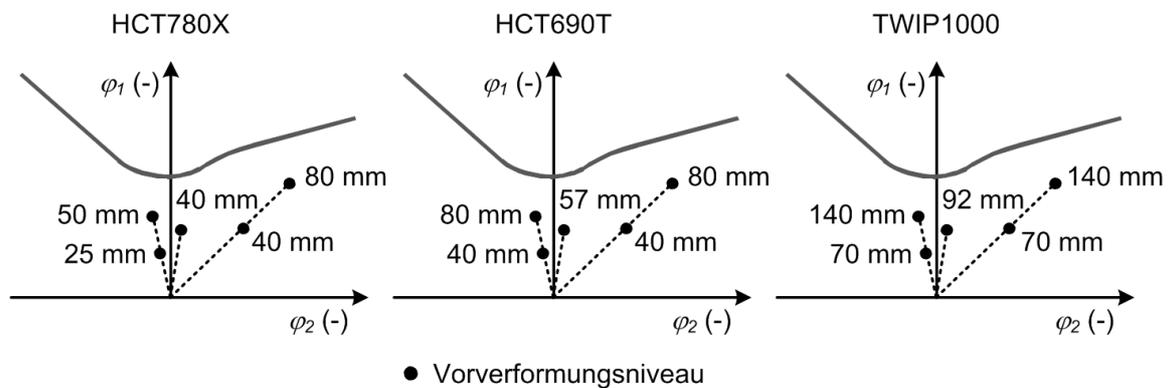


Abbildung 9.4: Festlegung der unterschiedlichen werkstoffspezifischen Vorverformungsniveaus zur Untersuchung nicht-linearer Dehnungspfade

### **Ermittlung der kritischen Formänderungen $\varphi_1$ und $\varphi_2$**

Um eine Vergleichsmöglichkeit zwischen der konventionellen GFK und den sich einstellenden Formänderungen im Fall eines nicht-linearen Formänderungspfads zu gewährleisten, werden die kritischen Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  zum Zeitpunkt der beginnenden Instabilität gemäß [ISO12004-2] nach der Schnittlinienmethode berechnet. Dabei zeigt sich, dass das Probenversagen im Allgemeinen im mittleren Dombereich auftritt und dass die Lage der Rissentstehung lediglich bei vereinzelten Proben tendenziell außermittig erfolgt.

Für eine konsistente Berechnung der Dehnungen während des zweistufigen Umformprozesses ist nach dem Laserbeschnitt eine präzise Probenpositionierung im Ziehwerkzeug in Übereinstimmung mit der ursprünglichen Lage während des Vorverformens essentielle Voraussetzung. Hierdurch kann das ARAMIS-System das stochastische Muster wiedererkennen und entsprechend das Dehnungsnetz berechnen.

### **Lacksystementwicklung**

Aus der vergleichsweise umfassenden Prozessgestaltung und der damit verbundenen Probenhandhabung resultieren besondere Anforderungen an das auf die Probenoberfläche zu applizierende stochastische Sprühmuster hinsichtlich der Dehnungseigenschaften und des Adhäsionsverhaltens auf einer metallischen

Oberfläche. Bei dem für die Ermittlung der konventionellen Grenzformänderungsdiagramme verwendeten Sprühmuster muss eine Verarbeitung der Proben innerhalb von ca. 60 Minuten erfolgen, um ein zu starkes Austrocknen der weißen Lackgrundierung zu vermeiden. Dies kann insbesondere bei hohen Dehnungen zu einer Reduzierung der Haftfestigkeit führen. Daraus ergeben sich ungünstige Messergebnisse. Aus diesem Grund wurde im Rahmen von Vorversuchen ein Lacksystem mit erhöhter Elastizität entwickelt, das auch über einen längeren Zeitraum ein ausreichendes Dehnungsvermögen bei adäquaten Haftungseigenschaften ermöglicht. Für die weiße Grundierung wird ein Lacksystem verwendet, das auf einem Acryllack vom Typ RAL 9010 (Reinweiß) basiert. Additiv zum Stammlack wird ein farbloses Zusatzmittel zur Verbesserung der elastischen Eigenschaften in einem Mischungsverhältnis von 35 Gewichts-% zugeführt. Das Verhältnis des Härter-Anteils zum Lack beträgt 1 zu 2 (volumenbezogen). Zwecks eines verbesserten Auftrags des Lacksystems durch eine Sprühpistole wird das Gemisch mit einem organischen Lösungsmittel (Mischungsverhältnis 10 %) verdünnt. Die Applizierung des Sprühmusters erfolgt unter Verwendung eines Graphitsprays.

### **9.3 Prägeversuche**

Die Durchführung von Prägeversuchen verfolgt im Wesentlichen das Ziel, eine experimentelle Abgleichmöglichkeit mit den Ergebnissen der numerischen Betrachtungen des Umformverhaltens der Versuchswerkstoffe auf Basis von FE-Simulationen zu realisieren. Hierdurch können die durchgeführten Simulationen verifiziert und Defizite in der Werkstoffmodellierung gegebenenfalls identifiziert werden. Als Umformprozess wird in diesem Zusammenhang das Hohlprägen (vgl. Abschnitt 2.8) einer „H“-förmigen Nebenformelementgeometrie in vorverformten Bereichen entsprechend vorbereiteter Proben mittels Formstempel herangezogen. Als Versuchswerkzeug wird das modulare Umformwerkzeug von Abschnitt 8.1.1 verwendet. Die geometrischen Spezifikationen des Prägestempels zeigt Abbildung 8.2. Mit Hilfe des Umformwerkzeugs und unter Verwendung der zur Grenzformänderungsanalyse herangezogenen Nakajima-Proben (Tabelle 9.2) lässt sich für die

Prägeversuche ein mehrstufiger Umformprozess umsetzen. Dabei steht insbesondere der Einfluss unterschiedlicher Vorverformungsniveaus auf das Umformverhalten im Rahmen einer nachfolgenden Prägeoperation im Fokus der experimentellen sowie numerischen Analyse. Bezüglich der Einstellung eines definierten Vorverformungsniveaus werden sowohl lineare (1-stufige Vorverformung), als auch nicht-lineare Dehnungspfade (2-stufige Vorverformung) berücksichtigt. Durch die Variation unterschiedlicher Ausgangsprobengeometrien wird zudem die Wirkung unterschiedlicher Belastungszustände zur Erzeugung der Vorverformung auf die Prägeeigenschaften betrachtet. Der Grad der Vorverformung ist in diesem Zusammenhang über die Ziehtiefe einstellbar. Diese orientiert sich, zusammen mit der Auswahl der initialen Probengeometrie, weitestgehend an den Werten bzw. an den Proben zur Untersuchung nicht-linearer Dehnungspfade von Abschnitt 9.3. Lediglich für die Proben mit einer plain-strain-Beanspruchung während der Vorverformung werden zwecks Versuchsvereinfachung niedrigere Ziehtiefen verwendet. Des Weiteren resultiert aus der werkzeugseitigen Vorgabe des Prägemoduleinsatzes eine erforderliche minimale Vorverformungstiefe von 40 mm.

Die grundsätzliche experimentelle Vorgehensweise zur Erzeugung eines linearen Vorverformungsniveaus unter der Angabe der werkstoff- und probenspezifischen Ziehtiefen zeigt die Prinzipdarstellung der nachstehenden Abbildung 9.5.

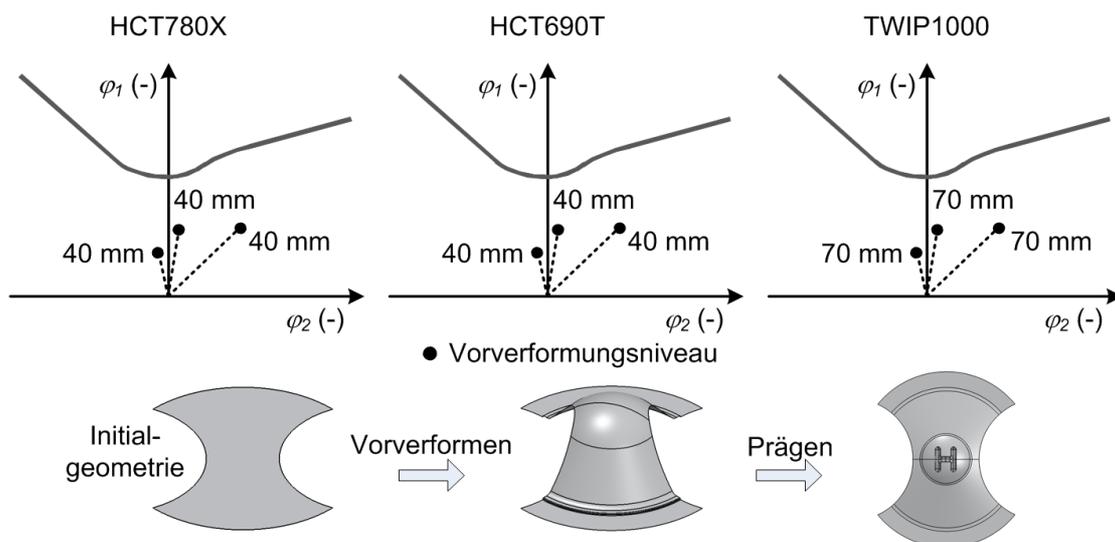


Abbildung 9.5: Werkstoff- und probenspezifische Ziehtiefen zur Erzeugung eines linearen Vorverformungsniveaus (1-stufige Vorverformung)

Abbildung 9.6 verdeutlicht die Versuchsmethodik zur Generierung der Vorverformungsniveaus auf Basis eines nicht-linearen Dehnungspfads. Hierbei wird lediglich eine rondenförmige Probe als Initialgeometrie berücksichtigt.

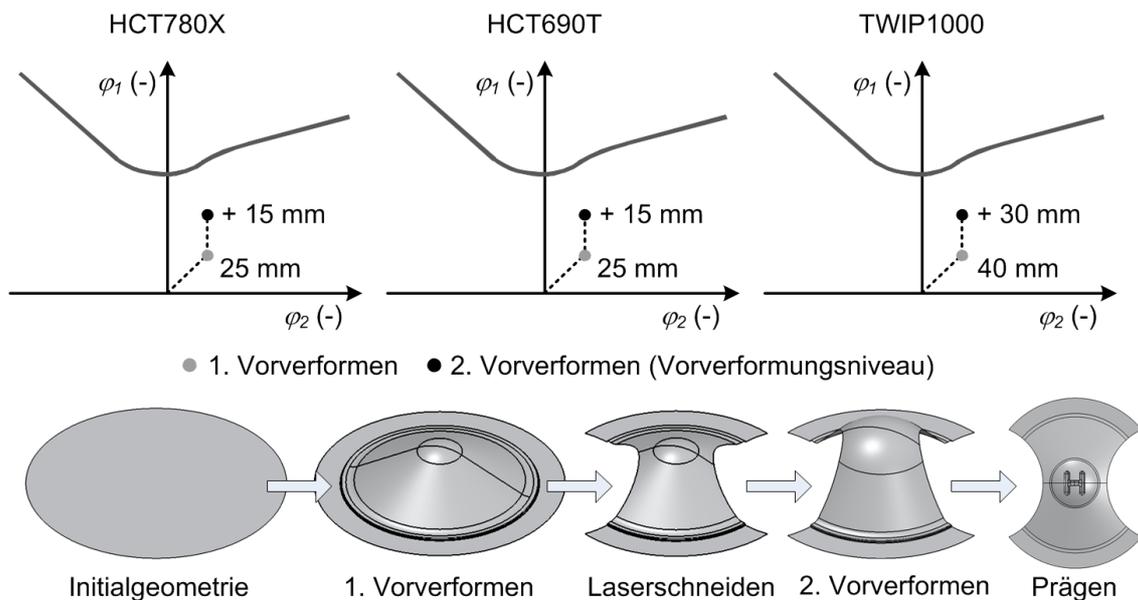


Abbildung 9.6: Werkstoff- und probenspezifische Ziehtiefen zur Erzeugung eines nicht-linearen Vorverformungsniveaus (2-stufige Vorverformung)

Hinsichtlich der Bewertung des Prägergebnisses steht insbesondere die versagensfreie maximale Eindringtiefe des Prägestempels im Fokus, die mit der Vorhersage der numerischen Analyse abgeglichen wird. Die Prägetiefe kann dabei werkzeugseitig in Millimeterschritten im Bereich von 5 - 15 mm eingestellt werden. Daneben ist die in der Prägezone auftretende Dehnungsverteilung von Interesse, die ebenfalls zu Vergleichszwecken mit der FE-Simulation herangezogen wird. Konkrete Angaben über die im Rahmen der Arbeit verwendete Vorgehensweise für die FE-Simulation samt eingesetzter Software bzw. über den herangezogenen numerischen Modellierungsansatz gibt Abschnitt 9.8.

### Versuchsmatrix

Die Gesamtheit der Einzelversuche zur Untersuchung des Prägeverhaltens der Versuchswerkstoffe fasst die in der nachfolgenden Tabelle 9.3 aufgeführte Versuchsmatrix zusammen. Dabei sind die werkstoffspezifischen Ziehtiefen zum Vorformen bzw. Weiterformen sowie die jeweiligen Prägetiefen dargestellt.

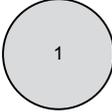
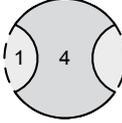
	Initiale Proben- geometrie Nr.	Werkstoff	1-stufig Ziehtiefe (mm)	2-stufig Ziehtiefe (mm)	Prägetiefe (mm)
Lineare Vorverformung		HCT690T	40		6, 7
		HCT780X	40		5
		TWIP1000	70		9, 10, 11
		HCT690T	40		7, 8, 9
		HCT780X	40		5, 6, 7
		TWIP1000	70		9, 11, 12, 13
		HCT690T	40		7, 8, 9
		HCT780X	40		5, 6, 7
		TWIP1000	70		9, 11, 12, 13
Nicht-lineare Vorverformung		HCT690T	25	40	7, 8, 9
		HCT780X	25	40	6, 7, 8
		TWIP1000	40	70	9, 11, 12, 13

Tabelle 9.3: Versuchsprogramm der Prägeversuche

### Versuchsdurchführung und Auswertung

Zur Bestimmung der im Prägebereich auftretenden Dehnungsverteilung wird das optische 3D-Verformungsmesssystem ARGUS der Fa. GOM, Braunschweig, verwendet. Die Verwendung dieses Messsystems bedingt eine Applikation eines charakteristischen Rasters auf die Blechoberfläche, anhand dessen die Dehnungen berechnet werden können. Als Raster wird daher ein deterministisches Punktemuster mit einem Punktdurchmesser von 1 mm sowie einem Punktabstand von 2 mm verwendet. Die Applikation des Rasters erfolgt mittels Druckverfahren. Um dabei eine aus dem Applikationsprozess resultierende geometrische Abweichung des Rasters als Einflussgröße auf die spätere Dehnungsberechnung auszuschließen, wird jedes Einzelmuster im unverformten Zustand mit dem ARGUS-System

vermessen und für die spätere Berechnung der Formänderungsverteilung als Dehnungsreferenz verwendet. Hierdurch können die beim Aufbringen des Rasters entstehenden Artefakte eliminiert werden. Sowohl während der Vorverformung, als auch für die Prägeoperation ist die Lage des Messrasters dem Prägestempel zugewandt. Zum Schutz des Messrasters wird zwischen dem Blech und dem Prägestempel eine Ziehfolie eingelegt. Um die Reibung zu reduzieren wird in den Prägeversuchen ein Schmiersystem, bestehend aus Ziehöl und Ziehfolie, verwendet. Den Aufbau des verwendeten tribologischen Systems zeigt Abbildung 9.7.

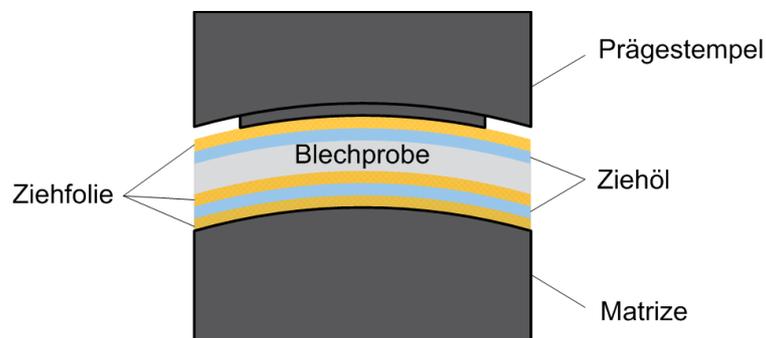


Abbildung 9.7: Tribologisches System zur Durchführung der Prägeversuche (vereinfachte Schemadarstellung nach [KOPP09])

Im Zuge der Erzeugung unterschiedlicher Vorverformungsniveaus auf Basis nicht-linearer Dehnungspfade wird die erforderliche laterale Konturierung der initialen Nakajima-Geometrien zwischen dem Vorformen und dem Weiterformen mit Hilfe einer 3D-Laserschneidanalge (siehe Abschnitt 5.3) erzeugt.

#### 9.4 Lochaufweitungstest

Zur Ermittlung der Formänderungsgrenzen von Schnittkanten werden Lochaufweitungsforschungen (vgl. Abschnitt 2.7) durchgeführt.

##### **Scherschneidparameter**

Die aus dem Scherschneidprozess resultierende Beschaffenheit der kaltverfestigten Schnittkante ist als wesentliche Ursache für das Versagen durch Kantenrisse anzusehen. Einer der zentralen Einflussparameter auf die Schnittflächenqualität beim Scherschneiden ist der Schneidspalt. Aus diesem Grund wird der Schneidspalt als

Variationsparameter berücksichtigt und gemäß den in der Versuchsmatrix aus Tabelle 9.4 angegebenen Werten verändert. Daneben wird der Einfluss des Kantenradius des Schneidstempels auf die Schnittfläche betrachtet. Hierzu wird sowohl ein als scharfkantig anzusehender Schneidstempel mit einem Kantenradius  $r_{St}$  von 40  $\mu\text{m}$ , als auch eine abgerundete Kantenform ( $r_{St} = 150 \mu\text{m}$ ) als Variante verwendet, da sich nach [HERO03] die Kantengestaltung von Schneidstempeln beim Scherschneiden maßgeblich auf die Stempelstandmenge auswirkt. Im Kontext der durchzuführenden Versuche induziert ein größerer Kantenradius höhere Druckspannungen während des Schneidprozesses. Dies führt im Vergleich zur scharfkantigen Variante mit dem kleineren Kantenradius zu einer unterschiedlichen Ausbildung des mehrachsigen Spannungszustands im Blechwerkstoff. In Konsequenz bedingt dies Unterschiede in den resultierenden Schnittflächeneigenschaften. Außerdem ermöglicht ein größerer Stempelkantenradius die werkzeugseitige Abbildung eines bestimmten fortgeschrittenen Verschleißzustandes eines Aktivelements. Zwar unterscheidet sich die abgerundete Kantenform von den in der industriellen Praxis auftretenden Verschleißbildern, die hinsichtlich der Stirn- und Mantelseite des Schneidstempels im Allgemeinen eine unterschiedliche Verschleißentwicklung aufweisen, jedoch kann die idealisierte runde Formgeometrie als hinreichend repräsentativ für die Modellierung eines erhöhten Verschleißzustands der Stempelkante angesehen werden.

Merkmale		Schneidspalt $u$ (%)		
Stempelkantenradius $r_{St}$	 $r_{St} = 40 \mu\text{m}$ „scharfkantig“	5	10	15
	 $r_{St} = 150 \mu\text{m}$ „abgerundet“	5	10	15

Tabelle 9.4: Scherschneidspezifische Versuchsparameter zum Lochaufweitungsversuch

Zusätzlich zur Untersuchung des Aufweitungsvermögens von schergeschnittenen Löchern wird das Loch mittels Laserschneiden und Drahterodieren erzeugt. Dabei stellt das Verfahren des Laserschneidens eine im Vergleich zum mechanischen Schneiden alternative Fertigungstechnologie dar. Insbesondere bei der Verarbeitung

von ultra-höchstfesten Werkstoffen, wie beispielsweise Bor-Mangan-Stählen, kommt diesem Verfahren derzeit ein hoher Stellenwert zu, da ein mechanisches Schneiden aufgrund der hohen erforderlichen Schneidkräfte oftmals mit einem vorzeitigen Versagen (z.B. Kantenausbrüche, Verschleiß) der Aktivelemente verbunden ist. Beim Laserschneiden stellt sich eine Schnittfläche ein, die sich von einer schergeschnittenen maßgeblich unterscheidet. Die Schnittfläche weist nach [VDI2906-8] eine charakteristische riefenförmige Oberflächenstruktur auf. Verfahrensbedingt bewirkt der Laserstrahl eine Erwärmung des Blechwerkstoffes, die zu einem Aufschmelzen des Werkstoffes führt. Dabei bildet sich in Schnittflächennähe eine charakteristische Wärmeeinflusszone aus, die mit einer Veränderung des Gefüges verbunden ist und die Formänderungsgrenzen beim Lochaufweiten beeinflussen kann. Die Schnittfläche, die sich aus dem funkenerosiven Schneiden mit Draht ergibt, ist durch eine nahezu über die gesamte Werkstückdicke konstante Schnittflächenqualität gekennzeichnet, welche eine gleichmäßige Oberflächenmikrostruktur aufweist [VDI2906-9] [VDI3402-1]. Kenngrößen, wie Kanteneinzug oder Grat, treten im Fall einer elektroerosiven Bearbeitung nicht auf. Grundsätzlich gilt, dass bei diesem Verfahren die mechanische Beanspruchung des Werkstoffes im Schnittkantenbereich während des Prozesses aufgrund des vergleichsweise geringen Wirkbereichs auf ein Minimum reduziert wird. Die mittels Drahterosieren erzeugten Versuchsproben stellen daher die Referenzproben dar.

### ***Probenvorbereitung und Versuchsdurchführung***

Für die Untersuchungen wird eine rotationssymmetrische, rondenförmige Probengeometrie mit einem Durchmesser von 750 mm verwendet. Die probenseitige Anordnung des Lochs ist zentrisch, wobei ein Lochdurchmesser von 30 mm verwendet wird. Für die Erzeugung der schergeschnittenen und lasergeschnittenen Löcher wird das kombinierte Stanz- und Nibbel-Laserzentrum von Abschnitt 5.2 eingesetzt. Die Versuchsdurchführung erfolgt mit Hilfe des in Abbildung 8.1 dargestellten Ziehwerkzeugs in Kombination mit dem Messsystem GOM-ARAMIS zur optischen in-situ-Verformungsanalyse. Als Stempelform wird im Gegensatz zum allgemein üblichen Einsatz einer konischen Stempelgeometrie ein flacher Umformstempel eingesetzt. In diesem Zusammenhang soll durch die Verwendung

eines flachen Stempels eine werkzeugseitige Beeinflussung der Schnittfläche verhindert werden. Durch eine additive plastische Deformation würde sich dies überlagernd auf die generelle Änderung der Schnittflächenbeschaffenheit während des Lochaufweitens auswirken. Im Fall einer flachen Stempel Ausführung ist ein Kontakt zwischen Stempel und Schnittfläche über die gesamte Prozessdauer im Gegensatz zu einer konischen oder kugelförmigen Ausführung grundsätzlich ausgeschlossen. Das rondenförmige Versuchsteil wird gemäß der normativen Empfehlung derart ins Werkzeug eingelegt, dass sich der Grat zur stempelabgewandten Seite hin befindet. Zudem ist die Probe im lochnahen Bereich mit einem stochastischen Sprühmuster versehen, das für die optische Verformungsanalyse herangezogen wird. Die Probe wird zwischen dem Werkzeugoberteil und dem Niederhalter eingeklemmt. Ein seitliches Nachfließen des Werkstoffes wird über die stufenförmige Sperrsicke und eine entsprechende Niederhalterkraft verhindert. Mit fortschreitender Stößelbewegung bewegt sich das Versuchsbauteil auf den stationären Stempel zu und wird bis zur Rissinitiierung getieft. Eine zusammenfassende Darstellung der einzelnen Arbeitsschritte zeigt Abbildung 9.8 exemplarisch für den Fall schergeschnittener Proben.

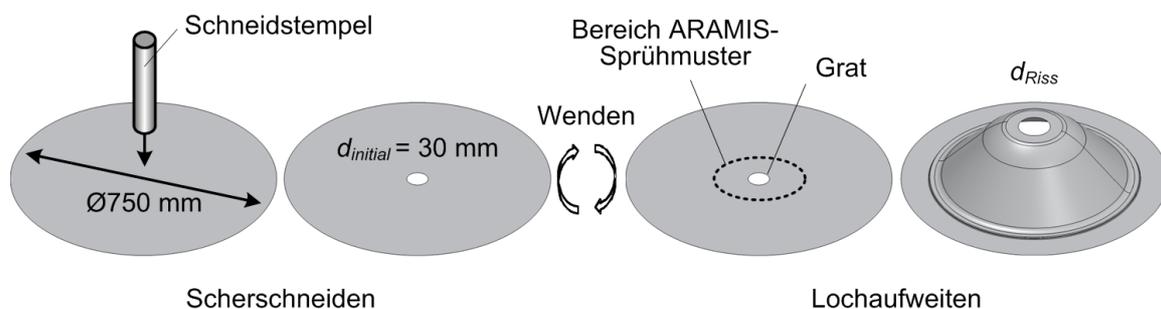


Abbildung 9.8: Lochaufweitungstests - Ablauf der Versuchsdurchführung

### **Bestimmung der Lochaufweitungsrates und der Formänderungen**

Eine Besonderheit des Versuchsaufbaus stellt die Integration des optischen Messsystems ARAMIS dar. Hierdurch können die während der Proben tiefung im lochnahen Bereich auftretenden Formänderungen bestimmt werden. Der hauptsächliche Verwendungszweck begründet sich jedoch in der Möglichkeit, den Entstehungszeitpunkt eines durch die gesamte Blechdicke verlaufenden Risses präzise anhand der einzelnen digitalen Bildaufnahmen zu identifizieren. Dieser Zustand der

Rissinitiierung wird innerhalb der Versuche als Abbruchkriterium für die Bestimmung des maximalen Lochaufweitungsvermögens herangezogen. Im Rahmen typischer standardisierter Versuchsaufbauten aus der industriellen Praxis erfolgt die Bestimmung eines über die gesamte Blechdicke verlaufenden Risses im Allgemeinen rein visuell, ohne zusätzliche digitale Kameraunterstützung. Hieraus resultiert eine subjektive Charakterisierung der Formänderungsgrenzen von Schnittflächen. Aufgrund dessen sind die Versuchsergebnisse und deren Interpretation zum Teil mit Vorbehalt zu betrachten respektive durchzuführen. Darüber hinaus sind weitere sich negativ auf die Auswertung auswirkende Effekte zu berücksichtigen. Durch die Rissentstehung werden im Blechwerkstoff vorhandene Spannungen bzw. Rückfederungsanteile abgebaut, so dass sich zum Beispiel das Loch nach der Rissentstehung deutlich stärker weitet, was zu einer Überbewertung der finalen Lochgröße und somit der Formänderungsgrenze führt. Auf Basis der digitalen Bildaufnahmen des ARAMIS-Systems ist die Rissidentifizierung dagegen als genauer anzusehen, was die Auswertungsqualität verbessert. Die in den Versuchen eingestellte Bildaufnahmefrequenz beträgt in diesem Zusammenhang vier Bilder pro Sekunde, bei einer Stößelgeschwindigkeit von 1 bis 1,5 mm/s. Eine vergleichbare Versuchsmethodik auf Basis der Verwendung eines digitalen Bildaufnahmesystems ist in [CHIR08] beschrieben. Auch hier dienen die eingesetzten Digitalkameras vornehmlich der Identifizierung des Zeitpunkts des Probenversagens sowie der Bestimmung des Rissverlaufs. Ein weitergehender und umfangreicherer experimenteller Ansatz wird in [DECO08] beschrieben. Darin wird neben einer in-situ-Verformungsanalyse auch die Möglichkeit einer in-situ-Temperaturmessung beschrieben.

Im Gegensatz zur Bewertung der Rissinitiierung anhand von Digitalbildern wird in [KARE09] der erste deutlich ausgeprägte Peak im aufgenommenen Kraft-Weg-Verlauf als Abbruchkriterium verwendet. Demnach korreliert das lokale Kraftmaximum mit dem Auftreten eines Makrorisses im Kantenbereich des Lochs. Dieses Maximum wird als kritische Stempelintauchtiefe angesehen und der Lochdurchmesser wird entsprechend zu diesem Zeitpunkt anhand von Digitalaufnahmen bestimmt.

Für die qualitative Beschreibung der Formänderungsgrenze beim Lochaufweiten wird im Allgemeinen die Lochaufweitungsrates  $\lambda$  ermittelt. Der mathematische Zusammenhang setzt dabei den initialen Lochdurchmesser ( $d_{initial}$ ) und den Lochdurchmesser beim Versagen der Probe ( $d_{Riss}$ ) gemäß der nachfolgenden Formel zueinander in Bezug:

$$\lambda = \left( \frac{d_{Riss} - d_{initial}}{d_{initial}} \right) \cdot 100\% \quad (9.1)$$

Die Berechnung des Lochdurchmessers wird innerhalb des ARAMIS-Systems im softwareseitigen Auswertemodus durchgeführt. Die Ergebnisdarstellung erfolgt dabei grundsätzlich anhand einer 3D-Visualisierung. In diesem Kontext bekommt eine zielführende Methodik zur präzisen Bestimmung des Durchmessers eine besondere Signifikanz, da die Auswertesoftware prinzipiell verschiedene Analysemöglichkeiten bereitstellt. Eine Gegenüberstellung verschiedener Strategien zeigte eine deutliche Abweichung hinsichtlich der Ergebnisqualität. Im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen werden vier freie Facettenpunkte als Grundlage zur Auswertung definiert, die nahezu gleichmäßig entlang des Lochumfangs positioniert sind (Abbildung 9.9). Mit Hilfe dieser Facettenpunkte wird ein „best-fit“-Kreis erzeugt, aus dem sich die Lochaufweitungsrates berechnen lässt. Um die Genauigkeit zusätzlich zu verbessern, wird der Schwerpunkt der Facettenpunkte zur Kante hin verschoben. In Abbildung 9.9 ist die Position der jeweiligen Schwerpunkte der quadratischen freien Facettenpunkte durch das gelbe Kreuz symbolisiert. Anschließend wird für alle Aufnahmestufen bis zum Zeitpunkt der Rissentstehung die Position der freien Facettenpunkte berechnet, aus der die Entwicklung der Lochvergrößerung resultiert und somit letztlich Rückschlüsse auf die Formänderungsgrenze der Schnittkanten abgeleitet werden können. In Abbildung 9.10 ist exemplarisch der Verlauf der Lochaufweitungsrates bis zur Entstehung des ersten Kantenrisses dargestellt. Der Verlauf des  $\lambda$ -Wertes zeigt hierbei einen charakteristischen exponentiellen Anstieg.

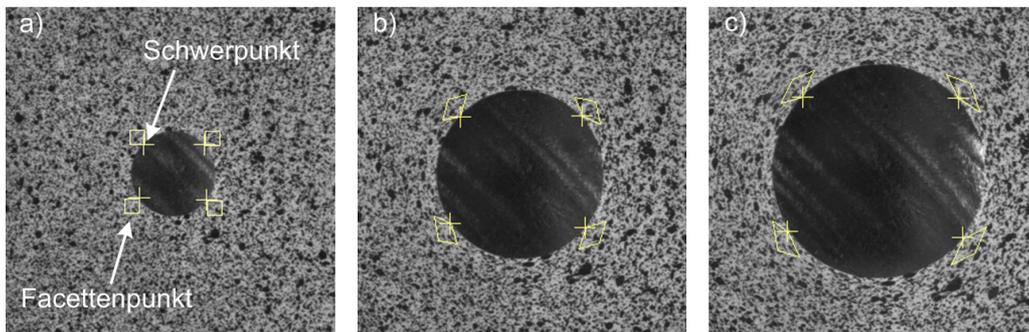


Abbildung 9.9: Beispielhafte Momentaufnahmen der freien Facettenpunkte zu verschiedenen Aufnahmestufen - a) Versuchsbeginn; b) Mittige Aufnahmestufe; c) Letzte Stufe vor der Rissinitiierung

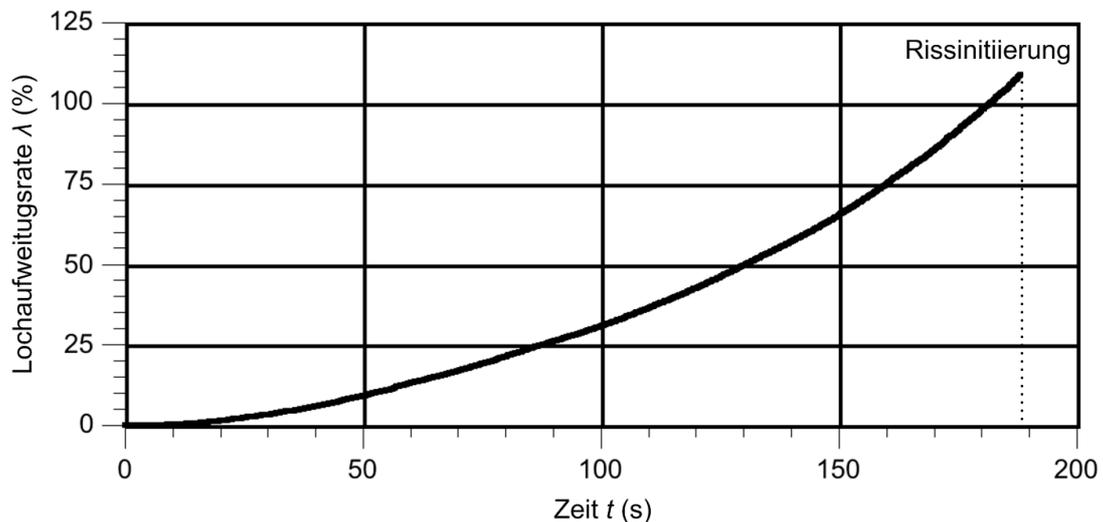


Abbildung 9.10: Lochaufweitungsrates  $\lambda$  in Abhängigkeit von der Versuchsdauer (Werkstoff DC04; Lasergeschnittenes Loch)

Im Gegensatz zu der Vorgehensweise für die Durchmesserberechnung, bei der freie Facettenpunkte definiert wurden, wird zur Messung der Dehnungen das eigentliche Facettenfeld herangezogen. Auch in diesem Fall haben die Facetten einen quadratischen Aufbau. Als Konsequenz aus dieser geometrischen Struktur resultiert die Schwierigkeit einer präzisen Abbildung der kreisförmigen Lochkontur [ARAM06]. Eine Beschreibung kann somit nur mittels einer stufenförmigen Anordnung der Facetten erfolgen. Dieser Zusammenhang ist exemplarisch in Abbildung 9.11 verdeutlicht. Folglich zeigen sich bei der Dehnungsberechnung zum Teil Artefakte entlang des Lochumfangs, die durch einen sprunghaften Anstieg bzw. Abfall der Dehnungswerte gekennzeichnet sind. Der Bereich der Lochkante ist somit hinsichtlich der maximal erreichten Dehnungen differenziert zu betrachten.

Außerdem stellen die Dehnungen entlang der Lochkante Näherungswerte dar bzw. charakterisieren deren tendenzielle Entwicklung bei zunehmender Umformdauer. Darüber hinaus ist das Messvolumen seitens des ARAMIS-Systems in erster Linie für die Untersuchungen zur Ermittlung der Grenzformänderungsdiagramme optimiert, bei der höhere Ziehtiefen erreicht werden. Durch eine Adaptierung des Messvolumens an die maximalen Ziehtiefen des Lochaufweitungstests kann die lokale Auflösung des Lochkantenbereichs optimiert werden. Da der Fokus auf der Ermittlung der Lochaufweitungsrates liegt und eine Anpassung des Messvolumens mit einem vergleichsweise hohen Aufwand verbunden ist, wurde auf eine Anpassung des Messvolumens verzichtet und die Systemeinstellung aus den Nakajima-Versuchen übernommen. Durch die Festlegung des initialen Lochdurchmessers mit 30 mm an Stelle des im Allgemeinen verwendeten Durchmessers von 10 mm ergibt sich eine probenseitige Adaptierung an das Messvolumen. Zudem wird die Abbildungsmöglichkeit der Kreiskontur des Loches durch die Facetten verbessert. Mit dem verwendeten stochastischen Sprühmuster ist außerdem eine im Vergleich zu dem in [DECO08] verwendeten deterministischen Muster verbesserte Dehnungsberechnung realisiert.

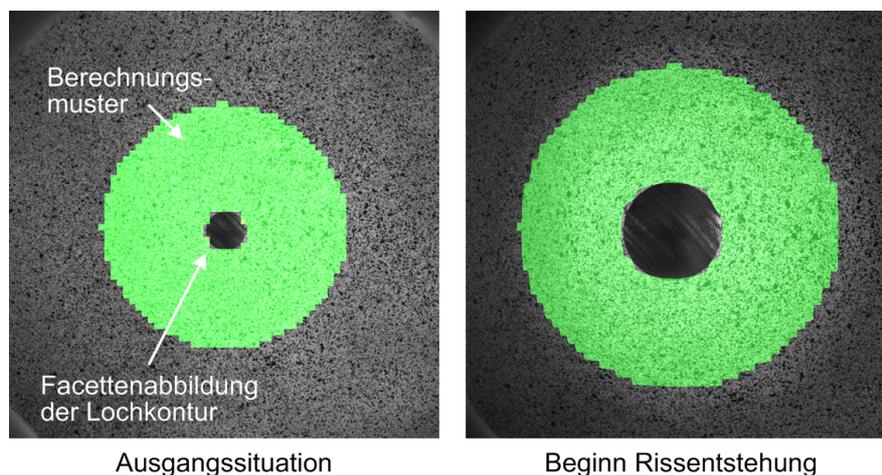


Abbildung 9.11: Auswerteraster zur Dehnungsberechnung (exemplarisches initiales Berechnungsmuster und ausgedehntes Berechnungsmuster bei Rissinitiierung)

### **Qualitative Schnittflächencharakterisierung**

Die Vermessung des Schnittkantenprofils zur Bestimmung der Schnittflächenkenngrößen gemäß [VDI2906-2] erfolgt anhand eines auf dem taktilen Tastschrittverfahren

ren basierenden kombinierten Rauheits- und Konturen-Messgeräts der Fa. Mahr, Göttingen (vgl. Abschnitt 5.6). Der Vorteil eines taktilen Messsystems begründet sich durch eine vergleichsweise einfache Probenpräparation und Messdurchführung. Für eine lichtmikroskopische Untersuchung, die eine alternative Messmöglichkeit darstellt, ist beispielsweise eine Schliifprobenherstellung erforderlich. Hierzu sind mehrere aufeinanderfolgende Arbeitsschritte, wie z.B. Einbetten der Probe und Schleifen, erforderlich. Abbildung 9.12a zeigt das grundsätzliche Funktionsprinzip des Tastschrittverfahrens. Bei dem verwendeten Perthometer-Aufnehmer wird eine 9 mm lange Messnadel mit Doppelspitze verwendet. In diesem Zusammenhang ist zu beachten, dass die Form der Tastnadel einen Einfluss auf die ermittelten Messergebnisse hat. Im Fall einer fein strukturierten Oberflächentopographie kann die Tastspitze beispielsweise als Filter wirken, da eine wahrheitsgemäße Detektion der Profiltiefe aufgrund der geometrischen Eigenschaften der Tastspitze nicht erfolgen kann. Durch eine eingeschränkte Zugangsmöglichkeit, beispielsweise von Vertiefungen, können ebenfalls Fehler auftreten. Allerdings sind die aufgeführten Fehlerquellen an dieser Stelle zu vernachlässigen, da lediglich die Bestimmung der qualitativen Schnittflächenanteile, wie beispielsweise die Glattschnitthöhe, im Vordergrund der Schnittflächencharakterisierung steht. Außerdem kann mit der eingesetzten Tastnadel mit Doppelspitze auch die Grathöhe ausreichend genau erfasst werden, um eine qualitative Charakterisierung ableiten zu können.

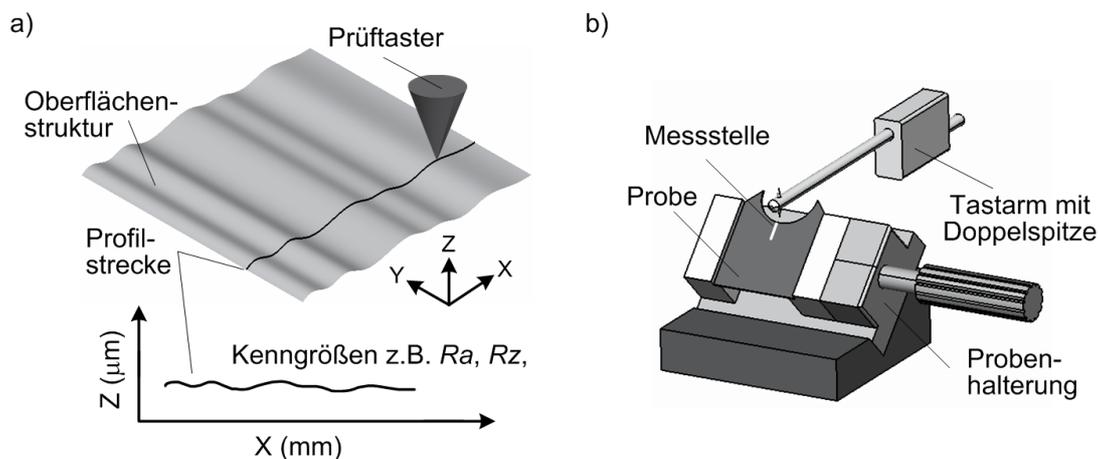


Abbildung 9.12: Tastschrittverfahren zur Analyse des Schnittkantenprofils - a) Prinzipdarstellung; b) Probenhalterung und Kennzeichnung der Messstelle

Das Vorschubgerät des Messsystems verfügt über eine Schwenkachse, mit der die Tastspitze in ihrer Höhe verändert werden kann. Zudem kann der Tastarm in der Horizontalebene verschoben werden. Für die Messung wird die Probe mit einem Winkel von 45 Grad zur Horizontale in einer Halterung eingespannt (Abbildung 9.12b). Dabei ist die Tastspitze derart positioniert, dass der Verfahrweg senkrecht zur kreisförmigen Schnittlinie erfolgt. Aus der zurückgelegten horizontalen Distanz und dem Drehwinkel des Aufnehmers wird das Profil der Schnittfläche von der systemzugehörigen Messsoftware berechnet. Aus den aufgezeichneten zweidimensionalen Schnittkantenprofilen werden anschließend die einzelnen Kenngrößen der Schnittfläche manuell ermittelt.

### ***Mikrohärte der Schnittfläche***

Da die Härte eine die Festigkeit eines Werkstoffes und die damit korrelierende Gefügestruktur kennzeichnende Größe darstellt, lassen sich Rückschlüsse auf die gefügetechnischen Veränderungen im Schnittflächenbereich während der Schneidoperation ableiten. Die gefügetechnischen Veränderungen resultieren dabei aus der plastischen Verformung des Schnittkantenbereichs. Dies geht mit einer durch die Kaltverfestigung bedingten Zunahme der Festigkeit in diesem Bereich einher. Aus diesem Grund wird eine Mikro-Härteverlaufsmessung durchgeführt, um die Veränderung des Blechwerkstoffgefüges und deren Wirkungsbereich in Abhängigkeit von unterschiedlichen Schneidprozessparametern zu untersuchen. Dabei begrenzt sich die Härtemessung auf die Versuchsvarianten mit einem Schneidspalt von 5 % und 15 % sowie auf die lasergeschnittenen und drahterodierten Proben. Für die schergeschnittenen Versuchsproben repräsentiert die Auswahl jeweils die untere und obere Begrenzung der Schneidspalteinstellung. Die Mikrohärteprüfung erfolgt nach dem Vickers-Verfahren (vgl. Abschnitt 5.7). Sowohl die vierseitige Diamantpyramide als Prüfkörper, als auch die verwendete Prüfkraft erfüllen die normativen Vorgaben der Vickers-Härteprüfung HV 0,01 [DIN6507-1]. Für eine aussagekräftige Härteverlaufsmessung gilt es, eine ausreichende Anzahl an Messpunkten innerhalb der kaltverfestigten Querschnittsfläche des Schnittflächenbereichs zu realisieren. Zudem gilt es die unverfestigte Grundhärte des Gefüges zu erfassen und somit eine relative Festigkeitssteigerung ableiten zu können. Daher

erfolgt die Härtemessung entlang vier parallel zur Schnittkante verlaufenden Linien. Abbildung 9.13 zeigt das verwendete Messraster. Der Mindestabstand zur Schnittfläche und der Abstand der Messpunkte zueinander sind normkonform [DIN6507-1].

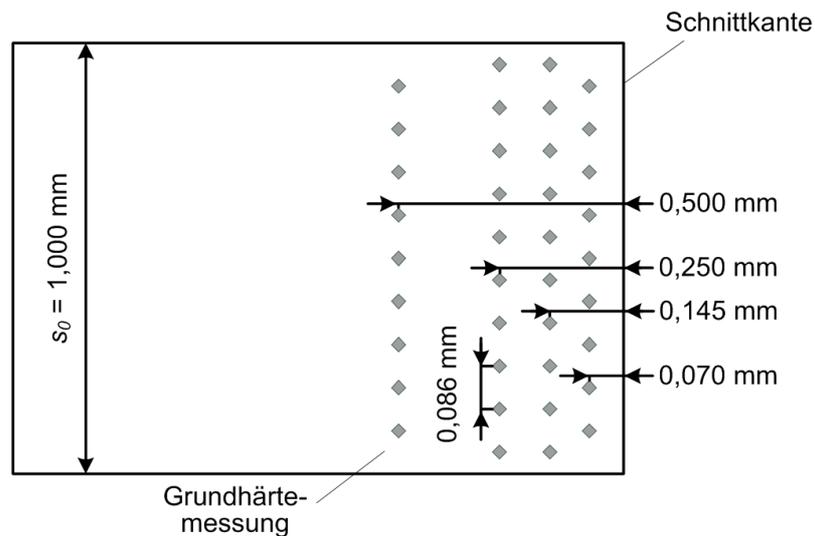


Abbildung 9.13: Messpositionen zur Bestimmung der Mikro-Härte im lochnahen Bereich

## 9.5 Abkantversuche

Im Rahmen der Abkantversuche wird das Umformverhalten der Versuchswerkstoffe bei einer Biegebeanspruchung untersucht. Bei dem zum Einsatz kommenden Abkantverfahren wird eine einseitig zwischen der Matrize und dem Niederhalter eingeklemmte Probe durch einen geradlinig vorbeifahrenden Stempel um 90 Grad abgewinkelt. Im Mittelpunkt der Untersuchungen stehen die Rückfederungseigenschaften sowie die während der Abkantoperation auftretenden Prozesskräfte.

### **Prüfparameter**

Die Abkantversuche werden mit Hilfe des modularen Beschneide- und Abkantwerkzeugs durchgeführt (vgl. Abschnitt 8.2). Die einzelnen Versuchskampagnen umfassen dabei als Probengeometrie neben flachen Blechzuschnitten auch dreidimensional vorverformte Varianten. Die Motivation für die Untersuchung vorverformter Proben besteht in der Charakterisierung des Einflusses einer

fortgeschrittenen Werkstoffverfestigung auf das Biegeverhalten, die direkt aus der plastischen Vorverformung resultiert. Im industriellen Kontext wird bei einer Abkantoperation im Allgemeinen eine Reduzierung des Rückfederungsanteils angestrebt. Dies lässt sich neben einem Überbiegen, das den elastischen Restspannungsanteil bei der Auslegung des Biegewinkels gleich mit berücksichtigt, auch mit Hilfe einer zusätzlichen plastischen Absteckung des Flansches realisieren. Hierbei wird die eigentliche Biegebeanspruchung durch eine zusätzliche Zugbeanspruchung überlagert. Beim Abkanten wird für die prozessseitige Umsetzung der Spalt zwischen dem Abkantstempel und der Matrize kleiner als die Blechdicke  $s_0$  ausgelegt. Eine solche Werkzeugeinstellung wird im Rahmen der vorliegenden Abkantversuche nicht verwendet, da zum einen die Rückfederung eine zentrale Untersuchungsgröße darstellt und zum anderen bei geringen Spaltgrößen die Gefahr einer Überbelastung der Kraft-Messtechnik besteht. Aus diesem Grund wird der auf die Blechdicke bezogene prozentuale Spalt zwischen Stempel und Matrize mit einem konstanten Wert von 110 % festgelegt.

Einen weiteren wesentlichen Einflussfaktor auf das Biegeverhalten eines Blechwerkstoffes stellt der Biegeradius dar. Im vorliegenden Versuchsaufbau wird der Biegeradius maßgeblich vom Matrizenkantenradius  $r_M$  bestimmt und ist als Variationsparameter entsprechend mit verschiedenen Größen ausgeführt. Dabei werden sowohl im Fall von ebenen, als auch im Fall von vorkonturierten Proben identische Größen der Kantenradien untersucht. Die konkreten Werte des Matrizenkantenradius  $r_M$  betragen 1, 2 und 3 mm. Der Kantenradius  $r_{St}$  des Abkantstempels ist für jede Versuchsvariante gleichbleibend mit 1 mm festgelegt.

Für den Abkantprozess erfolgt bei allen Versuchen die Ausrichtung der Walzrichtung zur Biegeachse, die gemäß [DIN9870-3] definiert ist, in paralleler Orientierung. Lediglich für den Versuchswerkstoff HCT690T erfolgt beim Abkanten der ebenen Versuchsgeometrien eine zusätzliche Berücksichtigung einer Orientierung der Walzrichtung in Querrichtung zur Biegeachse. In der nachfolgenden Tabelle 9.5 sind die werkzeugseitig eingestellten Prüfparameter zusammengefasst.

Merkmale	Spalt $u$ (%)	Matrizenkantenradius $r_M$ (mm)		
	110	1	2	3
	110	1	2	3

*Tabelle 9.5: Versuchseinstellungen zum Abkanten ebener und vorverformter Proben*

Im Gegensatz zu der Abkantoperation der ebenen Versuchsgeometrien erfolgt bei den vorverformten Varianten eine Reduzierung auf den zweidimensionalen Flansch aus einer dreidimensionalen Bauteilgeometrie heraus. Damit verbunden ist eine Überlagerung der Biegespannungen durch eine zusätzliche Zug- oder Druckspannungskomponente. Ein weiterer Unterschied betrifft den Verlauf der Biegeachse. Für die ebenen Proben verläuft die Biegeachse geradlinig, während sich die Biegeachse für die vorverformten Versuchsteile an der sphärischen Form des Umformstempels orientiert und daher einen gekrümmten Verlauf aufweist.

Zur statistischen Absicherung der Versuchsergebnisse wird jedes spezifische Parameterset mit jeweils drei Wiederholungen durchgeführt. Für die Ergebnisdarstellung wird entsprechend der für die maximale Prozesskraft in Richtung  $F_x$  und  $F_z$  sowie der für die Rückfederung gemittelte Wert herangezogen.

### **Probenherstellung**

Die ebenen Versuchsproben werden als Blechzuschnitte aus Blechtafeln entnommen. Die Proben weisen dabei eine Länge von 100 mm und eine Breite von 70 mm auf, wobei die Abkantoperation entlang der Probenbreite erfolgt. Die Flanschhöhe beträgt 10 mm.

Für die Herstellung der vorverformten Proben ist ein zweistufiger Prozess erforderlich. Zunächst wird mit Hilfe des Umformwerkzeugs auf Basis einer der Probengeometrien des Najakima-Versuchs gemäß Abschnitt 9.2 eine Primärprobe mit sphärischer Wölbung im Polbereich erzeugt. Die eingestellte Ziehtiefe ist dabei abhängig von dem jeweiligen Blechwerkstoff und der Wahl der spezifischen Initialgeometrie. Im nachfolgenden Arbeitsschritt werden die Abkantproben dann mittels einer 3D-Laserschneidanlage aus dem Dombereich herausgetrennt. Sofern

erforderlich, wird der Kantenbereich mit einem Fächerschleifer entgratet, um eine ausreichende Kontaktführung mit dem Niederhalter bzw. mit der Matrize zu gewährleisten. Die Arbeitsschritte zur Ableitung der dreidimensionalen Schnittlinienkontur zum Laserschneiden, bestehen aus der Oberflächendigitalisierung der vorverformten Primärprobe und einer nachfolgenden topographischen Datenaufbereitung. Abbildung 9.14a zeigt zusammenfassend die Prozesskette zur Herstellung der vorverformten Probengeometrie, während Abbildung 9.14b die Probenabmaße und den Verlauf der Biegelinie darstellt. Analog zu den ebenen Proben beträgt die Flanschhöhe 10 mm.

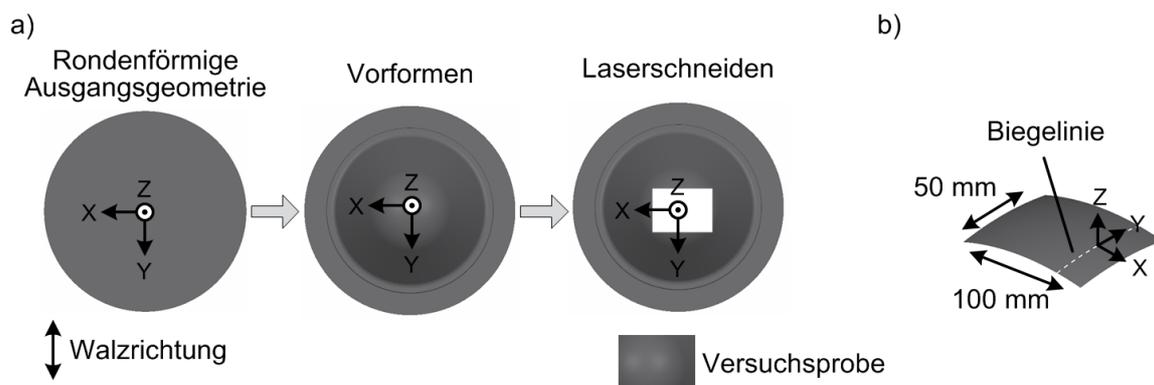


Abbildung 9.14: a) Schematische Darstellung der Prozesskette zur Herstellung der vorverformten Probengeometrien am Beispiel einer rundenförmigen Initialgeometrie; b) Probengröße (Dimension auf Basis geometrischer Projektion)

Aufgrund der unterschiedlichen Eigenschaften der Versuchswerkstoffe hinsichtlich ihres erreichbaren Umformvermögens wird das Vorverformungsniveau der Primärproben über die Ziehtiefe werkstoffspezifisch eingestellt. Die jeweilige Ziehtiefe orientiert sich dabei an den Ergebnissen zur Untersuchung der linearen Grenzformänderungsdiagramme, bei der unter anderem die maximal mögliche Ziehtiefe der einzelnen Probengeometrien bestimmt wurde (vgl. Abschnitt 10.1). Für das Vorverformungsniveau der Abkantproben wird eine Ziehtiefe gewählt, die im Verhältnis 1 zu 3 bzw. 1 zu 2 zur maximal möglichen probenspezifischen Ziehtiefe steht. Dabei werden bezüglich der verwendeten Initialgeometrien drei verschiedene Geometrievarianten untersucht, die mit den Versuchsvarianten im Rahmen der Prägeversuche auch hinsichtlich ihrer Ziehtiefe konform sind (vgl. Abschnitt 10.4). Konkret werden die Nakajima-Geometrien Nr. 1, die repräsentativ für eine

Beanspruchung im biaxialen Bereich ist, sowie Nr. 4 und Nr. 5 verwendet, die wiederum den Bereich ebener Dehnung respektive den Übergangsbereich plain strain/uniaxial beschreiben (vgl. Tabelle 9.2). Bei den gewählten Ziehtiefen ist zum einen davon auszugehen, dass bereits eine ausreichende Vorverformung und somit Kaltverfestigung vorliegt, um dessen Einfluss beim Abkanten zu untersuchen. Zum anderen sind bei dem eingestellten Umformgrad gewisse mikrostrukturelle Schädigungen (z.B. Gitterversetzungen oder Korngrenzen als strukturelle Stör- bzw. Schwachstellen) im Vergleich zum Ausgangsgefüge vorhanden, die aus der irreversiblen plastischen Umformung resultieren. Jedoch ist das Schädigungsniveau noch nicht soweit fortgeschritten, dass ein Versagen unmittelbar bevorsteht bzw. eine Rissinitiierung erfolgt. Daher steht für die Probe ein ausreichendes Restverformungspotential zur Verfügung. Die Schemadarstellung von Abbildung 9.15 fasst die unterschiedlichen Ziehtiefen der einzelnen Versuchsvarianten zusammen.

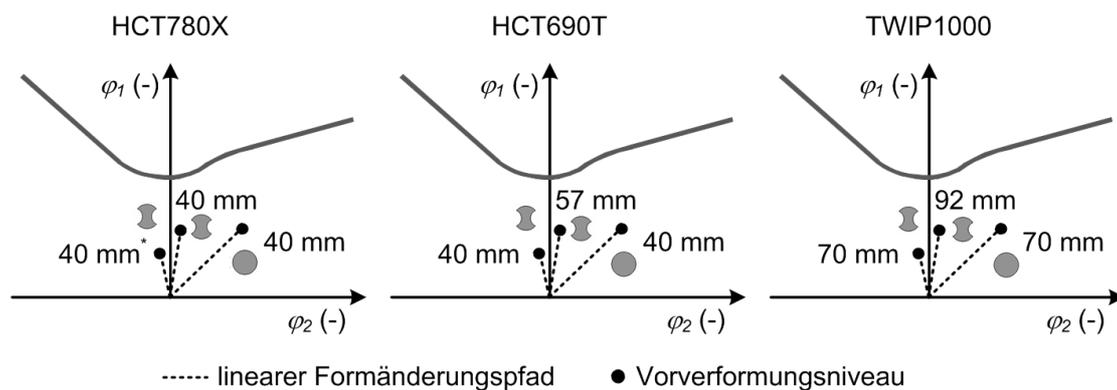


Abbildung 9.15: 3D-Abkantproben - Spezifikation der Ziehtiefen zur Erzeugung des Vorverformungsgrads (\* Für den Fall der Versuchsgeometrie Nr. 5 beim HCT780X musste zur vollständigen Ausformung der Probe im Polbereich sowie zur Einstellung einer homogenen Vorverformung die Ziehtiefe von 25 mm auf 40 mm erhöht werden; vgl. auch Abbildung 9.4)

Abbildung 9.16 zeigt den hiermit korrelierenden Vorverformungsgrad anhand der Verteilung der Formänderung  $\varphi_1$  im Polbereich der Proben auf Basis der Messung mit Hilfe des optischen Messsystems ARAMIS.

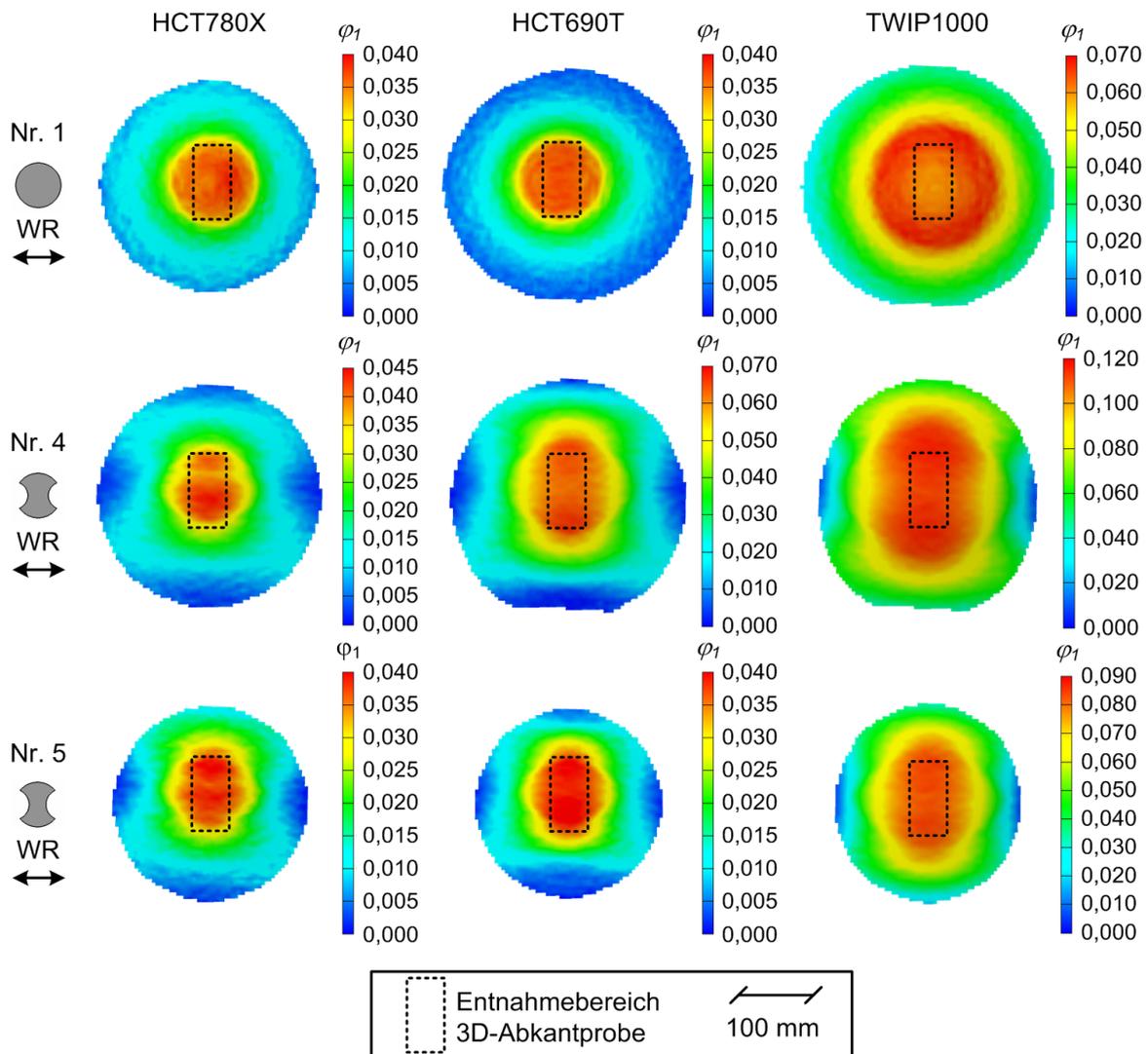


Abbildung 9.16: 3D-Abkantproben - Verteilung der Formänderung  $\varphi_1$  im Kuppenbereich nach der Vorverformung

### Prozesskräfte

In Abbildung 9.17 ist der grundsätzliche Kraftverlauf beim Abkanten in Abhängigkeit vom Stempelhub verdeutlicht. Auf Basis einer vereinfachten Prinzipdarstellung berücksichtigt die Grafik die mit dem Kraftverlauf korrelierende Stempelbewegung anhand exemplarischer Positionen. Die Darstellung beschränkt sich dabei auf die Hubbewegung bis zum unteren Totpunkt. Es zeigt sich, dass die jeweiligen Maxima der Kräfte in Richtung  $F_x$  und  $F_z$  zu unterschiedlichen Stempelpositionen bzw. Zeitpunkten erreicht werden. Aufgrund der Stempelbewegung erfolgt zunächst ein deutlicher Kraftanstieg senkrecht zur initialen Blechlage in Richtung der Kraftkomponente  $F_z$ . Die zunehmende Kaltverfestigung des Blechwerkstoffes im Laufe der

Biegeoperation bedingt eine Zunahme der Kraft  $F_Z$  solange bis das Maximum erreicht ist. Ab diesem Maximum dominiert zunehmend in Richtung der Stempelbewegung der Anteil der Gleitreibungskomponente [TIPL94]. Dies hat zur Folge, dass das Kräftelevel in Richtung  $F_Z$  absinkt. Dagegen steigt das Niveau der Querkraft  $F_X$  weiter an bis der Flansch entlang des Matrizenkantenradius ausgeformt ist. Danach fällt auch die Querkraft  $F_X$  ab. Ein nahezu gleichbleibender Kräfteverlauf von  $F_Z$  und  $F_X$  stellt sich ein, wenn der Flansch ganz gebogen ist und der Abkantstempel am Blech vollständig entlang gleitet. Gemäß dem Coulombschen Reibungsgesetz stellt dann die Kraft  $F_Z$  die Gleitreibungskraft dar, während Kraft  $F_X$  die Normalkraft abbildet. Dabei bedingt die Werkstoffpaarung Stahl/Stahl einen Gleitkoeffizienten, der kleiner als 1 ist. Folglich verläuft die Kraft  $F_X$ , als Komponente in Normalenrichtung, auf einem höheren Niveau im Vergleich zur Kraft  $F_Z$ , die in Richtung der Gleitbewegung des Abkantstempels orientiert ist.

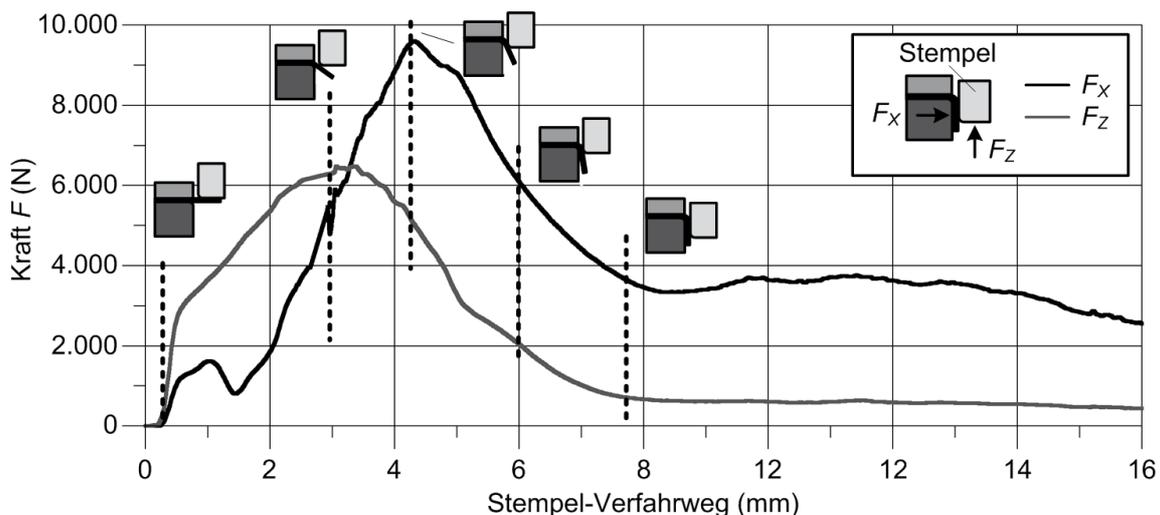


Abbildung 9.17: Exemplarischer Verlauf der Prozesskräfte für den Versuchswerkstoff TWIP1000 (ebene Probengeometrie,  $r_M = 2$  mm, Probenbreite 70 mm)

### Optische Bauteiloberflächendigitalisierung zur Bestimmung der Rückfederung

Die Charakterisierung der Rückfederungseigenschaften der Versuchsproben erfolgt mit Hilfe des optischen Messsystems ATOS der Fa. GOM. Das Messsystem ermöglicht neben der grundsätzlichen Vermessung und Digitalisierung von 3D-Oberflächen auch die Analyse bestimmter Geometrielemente. Eine detaillierte Beschreibung des Messsystems befindet sich in Abschnitt 5.5.

## 9.6 Durchführung der Schneidversuche

Die Aufgabe der Schneiduntersuchungen besteht in der grundlegenden Charakterisierung der Scherschneidbarkeit von Mehrphasenstählen. Die Bewertung erfolgt hinsichtlich der erreichbaren Schnittflächenqualität der Schnittteile. Daneben werden die auftretenden Prozesskräfte ( $F_x$ ,  $F_y$ ,  $F_z$ ) in Relation zur Hubbewegung des Schneidstempels betrachtet. Die Auswertung der Prozesskräfte liefert zum einen Erkenntnisse über die Reproduzierbarkeit der Schneidoperationen und ist zum anderen für die vergleichende Betrachtung unterschiedlicher Versuchsreihen von Bedeutung. Sie dient somit als weiteres Kriterium zur Bewertung der versuchsreihenspezifischen Einflussgrößen. Die prozessbedingten gefügetechnischen Veränderungen im Schnittkantenbereich der Probe werden mittels Mikro-Härtemessungen untersucht.

### Versuchsparameter der Schneiduntersuchungen

Im Rahmen der Versuchsreihen werden unterschiedliche Prozessparameter eingestellt. In Abbildung 9.18 sind die werkzeugseitig realisierbaren Einstellparameter schematisch zusammengefasst. Die Untersuchungen beschränken sich auf die Variation des Schneidspalts, des Blechlagewinkels sowie auf kreuzend-ziehende Schneidoperationen [DIN8588]. Dabei erfolgen sämtliche Schneidoperationen grundsätzlich im offenen Schnitt.

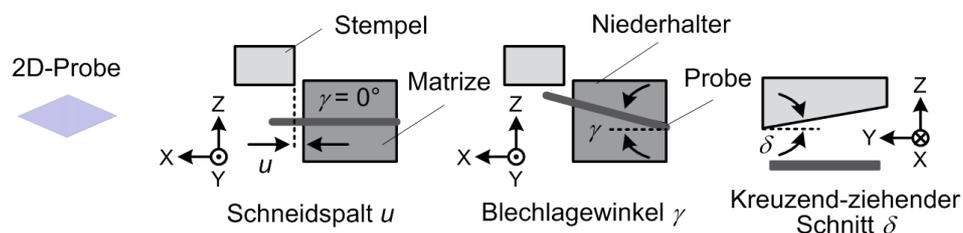


Abbildung 9.18: Schematische Darstellung einstellbarer Schneidprozessparameter für die zwei- und dreidimensionalen Probengeometrien

Die in Abbildung 9.18 verwendete schematische und symbolische Darstellung findet im Folgenden maßgeblich referenzierende Verwendung, insbesondere im Rahmen der Ergebnisdarstellung von Kapitel 10, um die jeweils zentralen Untersuchungsparameter in den Ergebnisdiagrammen zu verdeutlichen. Die konkreten Untersu-

chungsparameter der einzelnen Versuchsreihen zum Scherschneiden im offenen Schnitt für ebene Blechproben fasst Tabelle 9.6 zusammen.

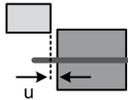
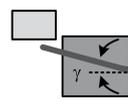
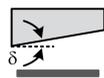
Merkmale	Schneidspalt $u$ (%)	Blechlagewinkel $\gamma$ (°)			Kreuzend-ziehender Schnitt $\delta$ (°)		
							
	5						
	10	0	5	10	15	2,5	5
	15						

Tabelle 9.6: Versuchseinstellungen zum ebenen Platinenbeschnitt

Gemäß der VDI-Richtlinie 3368 hat der Schneidspalt  $u$ , der sich über den achsparallelen Abstand zwischen dem Schneidstempel und der Matrize definiert, dominierenden Einfluss auf die Ausbildung der resultierenden Schnittfläche im Zuge einer Schneidoperation [VDI3368]. Im Fall des Normalschneidens wird ein auf die Blechdicke  $s_0$  bezogener Schneidspalt  $u$  von 5 % empfohlen, was entsprechend in dieser Größe als Einstellungsparameter innerhalb des Versuchsprogramms verwendet wird. Ausgehend von den Erkenntnissen der Lochaufweitungsuntersuchungen (vgl. Kapitel 10.4) wirken sich bei TRIP- und TWIP-Stählen tendenziell größere Schneidspalteinstellungen günstiger auf das Umformvermögen von Schnittflächen aus. Da dieser Zusammenhang presswerkseitig einen nicht unerheblichen Sachverhalt darstellt, werden in den Untersuchungen Einstellungen mit Werten von 10 und 15 % bezüglich des bezogenen Schneidspalts berücksichtigt.

Der Blechlagewinkel spielt insbesondere bei Schneidoperationen von bereits umgeformten Bauteilen eine wichtige Rolle. Dies ist dadurch begründet, dass bei komplex gestalteten Bauteilgeometrien eine senkrechte Positionierung des Schneidstempels zur Probenoberfläche im Bereich der Schnittstelle oftmals nicht möglich ist und daher seitlich versetzt, z.B. über ein Keilschiebersystem, erfolgen muss. Bei den ebenen Proben werden daher unterschiedliche Blechlagewinkel mit einer Orientierung von 5 Grad, 10 Grad und 15 Grad zum Schneidstempel betrachtet. In diesem Zusammenhang ist zu beachten, dass in industriellen Applikationen bei einer schiefen Blechlageposition in der Regel kein flacher

Schneidstempel, sondern ein entsprechend des Blechlagewinkels abgeschrägter Schneidstempel verwendet wird. In dem hier vorliegenden Fall der ebenen Versuchsproben wird bewusst ein horizontaler Schneidstempel eingesetzt, der zur Superposition eines zusätzlichen Biegemoments innerhalb des Scherbereichs vor dem eigentlichen Beginn der Schneidoperation führen soll. Von Interesse ist dabei, inwieweit das Biegemoment die resultierende Schnittflächenqualität und den erforderlichen Schneid- und Querkraftbedarf beeinflusst.

Beim kreuzend-ziehenden Schnitt ist der Prozessablauf durch ein kontinuierliches Durchtrennen des Werkstoffes entlang des Schnittlinienverlaufs gekennzeichnet. Hierdurch kann der erforderliche maximale Schneidkraftbedarf reduziert werden, was im Kontext einer Verarbeitung hoch- und höchstfester Stahlwerkstoffe von Relevanz ist. Allerdings ist bei dieser Verfahrensvariante von einer erhöhten Verschleißneigung der Aktivelemente auszugehen. Bedingt durch die erforderliche Verlängerung der Hubbewegung zum vollständigen Durchtrennen des Blechwerkstoffes taucht der Schneidstempel entlang der Matrize tiefer ein. Dies hat eine vergrößerte Überlappungslänge im Mantelbereich der Aktivelemente während der Schneidoperation zur Folge, was wiederum die Verschleißentwicklung begünstigt.

Um unter anderem die Bildung von Aufbauschneiden und Aufschweißungen an Aktivelementen im Zuge einer spanenden oder spanlosen Fertigung, z.B. beim Scherschneiden von Aluminium [ERDM04], zu vermeiden, werden in der industriellen Praxis im Allgemeinen Schmierstoffe eingesetzt. Im Rahmen der an dieser Stelle durchgeführten Schneidversuche wird allerdings auf eine Beölung der Proben verzichtet, da eine Betrachtung der Werkzeugstandmenge bzw. die Verschleißentwicklung der Schneidaktivelemente nicht im Fokus stehen.

Die für die Schneidoperation pressenseitig definierte Verfahrbewegung des Stößels bis zum unteren Totpunkt entspricht der Schneidgeschwindigkeit und wurde für die Untersuchungen auf 50 mm/s eingestellt. Dabei liegt die gewählte Geschwindigkeit unterhalb der in der Praxis beim Normalschneiden eingesetzten Schneidgeschwindigkeit, was auf die Limitierung durch die eingesetzte hydraulische Presse

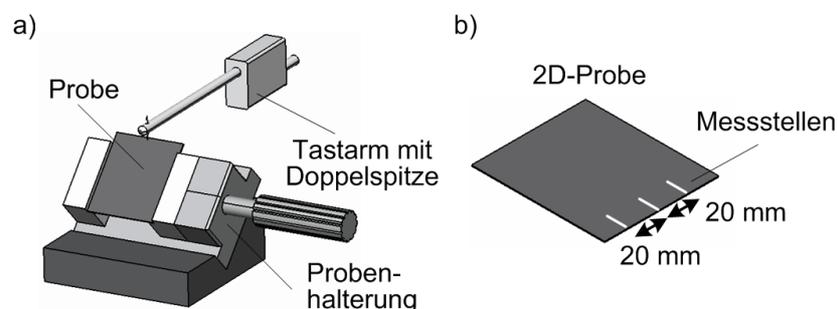
zurückzuführen ist. Üblicherweise liegen die Hubfrequenzen von Karosseriepressen im Bereich von ungefähr 10 Hub pro Minute.

### **Probenherstellung**

Die Probenentnahme der ebenen Versuchsbauteile erfolgt direkt aus den werkstoffspezifischen Blechtafeln. Die Probengeometrie weist jeweils eine Länge von 100 mm und eine Breite von 70 mm auf, wobei die Längenrichtung parallel zur Walzrichtung der Bleche orientiert ist. Die Schneidoperation erfolgt in Breitenrichtung der Probe, wodurch ein 20 mm langer und 70 mm breiter Butzen als Abfallprodukt entsteht. Die Anzahl der Versuchsproben für die jeweilige Parametereinstellung beträgt jeweils fünf Stück.

### **Bestimmung der Schnittflächenqualität**

Die qualitative Charakterisierung der aus dem Schneidprozess resultierenden Schnittkanteneigenschaften erfolgt mit Hilfe des in Abschnitt 5.6 und 9.5 beschriebenen kombinierten Rauheits- und Konturen-Messgeräts der Fa. Mahr, Göttingen. Abbildung 9.19 zeigt die Probenhalterung sowie die Messstellen der ebenen und vorverformten Proben. Dabei werden für die einzelnen Versuchsvarianten drei verschiedene Proben mit jeweils drei Messpositionen senkrecht zur Schnittlinie vermessen und zur Bildung des arithmetischen Mittels ( $\bar{x}_i, i = 9$ ) der spezifischen Schnittflächenkenngrößen gemäß [VDI2906-2] herangezogen. Die Messpositionen befinden sich in der Probenmitte sowie links- und rechtsseitig davon in einem Abstand von 20 mm.



*Abbildung 9.19: Taktile Schnittkantenvermessung der Proben aus den Scherschneiduntersuchungen - a) Probenhalterung; b) Kennzeichnung der Messpositionen*

### ***Mikro-Härteverlaufsmessung***

Um den Einfluss der verschiedenen Schneidprozessparameter auf die Veränderung des Blechwerkstoffgefüges nach dem Scherschneidprozess zu untersuchen, wird eine Mikro-Härtemessung nach dem Vickers-Verfahren (vgl. Abschnitt 5.7) durchgeführt. Die prinzipielle Vorgehensweise ist vergleichbar mit der Härtemessung der Schnittflächen im Rahmen der Lochaufweitungsversuche von Abschnitt 9.5. Für die Durchführung der Messungen werden innerhalb dieser Versuchskampagne hinsichtlich der Variation des Blechlagewinkels bzw. des kreuzend-ziehenden Schnitts jeweils nur die Varianten mit einem Schneidspalt von 5 % und 15 % berücksichtigt. Die Auswahl repräsentiert somit jeweils die untere und obere Begrenzung der Schneidspalteinstellung. Die Härteverlaufsmessung orientiert sich an Abbildung 9.13 (vgl. Abschnitt 9.4). Allerdings wird zur Grundhärtebestimmung eine fünfte parallel zur Schnittfläche verlaufende Linie ergänzt. Ihr Abstand zur Schnittfläche beträgt 1,5 mm.

## **9.7 Numerische Umformsimulation**

Für die numerische Analyse wird das dynamisch-explizite Finite Elemente Programm LS-Dyna der Fa. Livermore Software Technology Corporation, Livermore/USA, eingesetzt. Gekoppelt wird das Programm mit zwei Modulen der Fa. MATFEM, München. Hierbei übernimmt das Modul MF GenYld ("generalized yield") die Werkstoffmodellierung und das Modul CrachFEM die Vorhersage des Versagens durch Scher- und Trennbruch sowie durch Instabilität aufgrund lokaler Einschnürung [DELL08]. Die Aufbereitung der Eingangsdaten sowie die Ergebnisauswertung erfolgen mit Hilfe des Programms LS-PrePost [DYNA07]. Für die Vernetzung der Simulationsmodelle mit Schalenelementen wird das Softwareprogramm HyperMesh der Fa. Altair Engineering verwendet.

### ***Berechnungsmodell***

Abbildung 9.21 zeigt die Simulationsmodelle zur numerischen Analyse der Nakajima-Versuche (vgl. Abschnitt 10.1) sowie zur Untersuchung der Prägeversuche (vgl.

Abschnitt 10.3). Ersteres Modell wird zugleich zur Abbildung der Vorverformung im Rahmen der mehrstufigen Prägeversuche herangezogen.

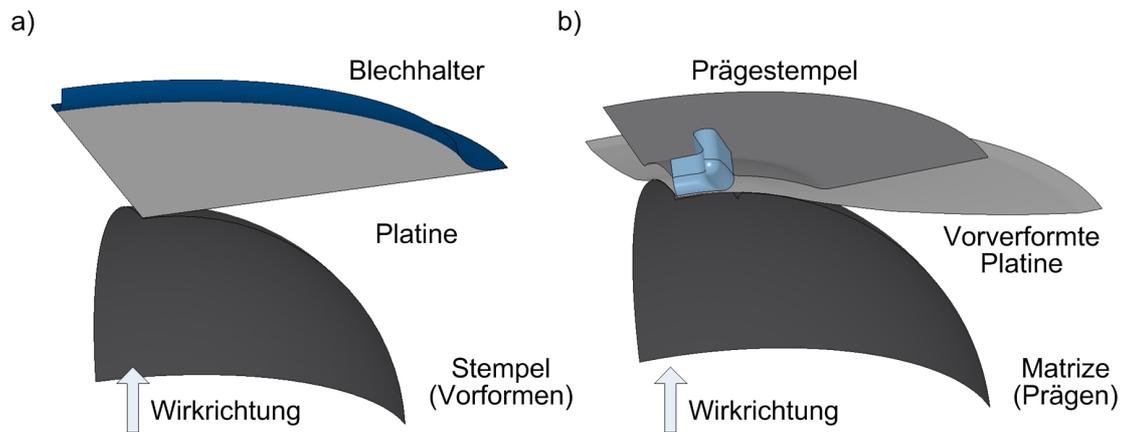


Abbildung 9.20: Simulationsmodelle - a) Anordnung der Werkzeuge zum Vorverformen und zum Nakajima-Versuch; b) Anordnung der Werkzeuge zum Prägen

Aufgrund der vorhandenen Symmetrie wird jeweils ein  $\frac{1}{4}$ -Modell mit entsprechenden Symmetrie-Randbedingungen betrachtet. Zudem wird die Sperrsicke, die zur Verhinderung eines Blechnachfließens während der Umformung in den Blechhalter integriert ist, an dieser Stelle über entsprechende Randbedingungen als feste Einspannung der Blechaußenkante modelliert (Abbildung 9.20a). Im Fall des Nakajima-Versuchs bzw. der Vorverformungserzeugung zum Prägen ist der Blechhalter samt Einklemmung der Platine vereinfachend als ortsfest definiert, während der Stempel in Wirkrichtung weggesteuert die Position verändert. Die Werkzeugwirkflächen sind in diesem Zusammenhang als ideal-starr definiert. Um die Qualität der Simulationsergebnisse zu verbessern, wird die vorverformte Blechprobe für die Prägesimulation adaptiv vernetzt. Ausgehend von einer Elementgröße von 3 mm werden die Elemente im Kontaktbereich des Prägestempels schrittweise in drei Stufen bis auf eine Größe von 0,75 mm verkleinert. Hierdurch ist beispielsweise eine zielführende Abbildung des 4 mm Kantenradius der Matrize gewährleistet. Der Reibwert zwischen dem Stempel und der Blechprobe sowie zwischen der Blechprobe und der Matrize wird aufgrund des verwendeten tribologischen Systems (vgl. Abbildung 9.7) und basierend auf Erfahrungswerten mit einem statischen Wert von 0,08 festgelegt.

### Simulationskenngrößen

Für die Versuchswerkstoffe HCT780X und TWIP1000 konnten zur Verfügung gestellte Materialkarten zur Nutzung der Module MF GenYld und CrachFEM verwendet werden, während die Modellierung des HCT690 auf Basis einer konventionellen Methode erfolgt. Zudem ist für diesen Werkstoff ein Versagen durch Scher- oder Trennbruch nicht berücksichtigt. Bezüglich des Moduls MF GenYld besteht, wie in Abbildung 9.22 gezeigt, die grundsätzliche Möglichkeit, den Basisfließort durch zusätzliche Parameter anzupassen. Dabei ist es möglich, über eine Biaxskalierung (a) den Fließort im Bereich des zweiachsigen Zugs oder Drucks aufzuweiten. Zudem gibt es die Möglichkeit, im Scherbereich eine Taillierung (b) zu berücksichtigen und im Druckbereich einen höheren Druckwiderstand gegenüber dem Fließen (c) abzubilden. Bedeutsamer für die vorliegende Arbeit ist jedoch die Nutzungsmöglichkeit verschiedener Verfestigungsmechanismen (d), die sich durch die unterschiedliche Entwicklung des Fließortes charakterisieren lassen [DELL08] [GESE07].

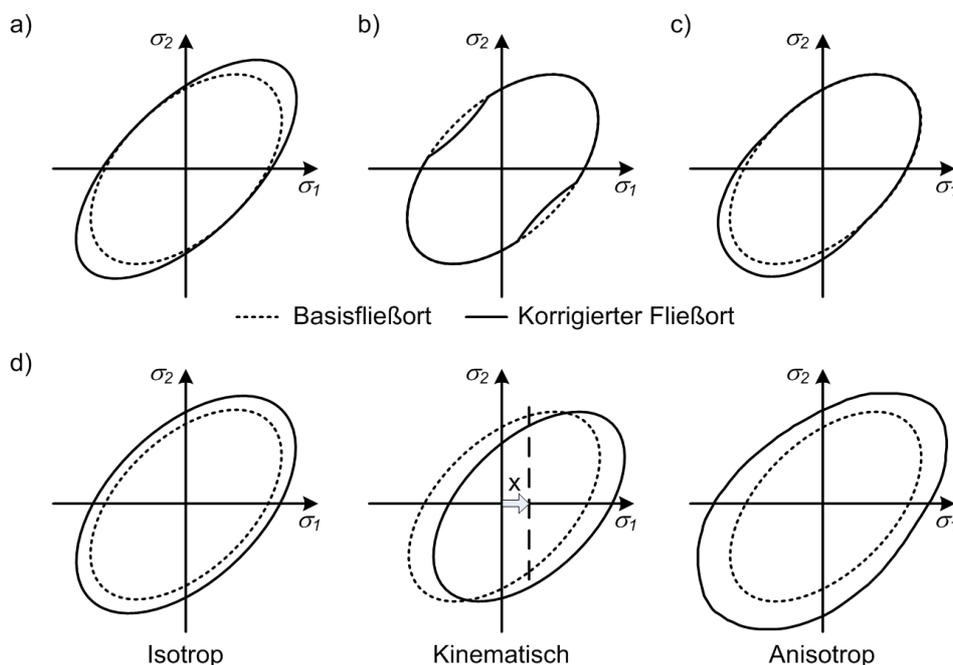


Abbildung 9.21: Korrektur des Basisfließorts mit a) Biaxskalierung, b) Taillierung im Scherbereich; c) Erhöhung des Druckwiderstands; d) Verfestigungsspezifische Fließortentwicklung (nach [DELL08])

Für die Versuchswerkstoffe HCT780X und TWIP1000 erfolgt die Werkstoffmodellierung unter Berücksichtigung des Bauschinger-Effekts (vgl. Abschnitt 2.2). Dagegen wird dessen Einflussnahme auf das Umformverhalten bei der Modellierung des Werkstoffes HCT690T nicht mit berücksichtigt. Die nachstehende Tabelle 9.7 fasst die wesentlichen verwendeten Modellierungsansätze zusammen.

	HCT690T	HCT780X	TWIP1000
Fließort	Hill 48 (m=3)	Barlat 2000 (m=8)	Barlat 2000 (m=8)
Verfestigung	Isotrop/Swift	Isotrop-kinematisch/Swift	Isotrop-kinematisch/Swift
Bauschinger Effekt	-	Berücksichtigt	Berücksichtigt
Versagensmodell	Instabilität	Trennbruch, Scherbruch, Instabilität	Trennbruch, Scherbruch, Instabilität

*Tabelle 9.7: Übersicht der Modellierung der Versuchswerkstoffe*

## 10 Versuchsergebnisse und Diskussion

Die Kenntnis einer werkstoffgerechten Bauteilkonstruktion im Zuge einer qualitäts- und fertigungsorientierten Methodenplanung im Produktentstehungsprozess bedingt in der industriellen Blechbauteilfertigung eine umfassende Werkstoffcharakterisierung zur abgesicherten Beherrschung des Umformverhaltens des eingesetzten Halbzeugs. Die im Rahmen dieser Arbeit vorgeschlagene Methodik zur Charakterisierung des Umform- und Schneidverhaltens von Mehrphasenstählen wird anhand der erzielten Ergebnisse der gewählten Untersuchungsverfahren im Folgenden diskutiert.

### 10.1 Grenzformänderung bei proportionalen Formänderungspfaden

Für die Beschreibung des Grenzformänderungsvermögens der Mehrphasenstähle wird die Nakajima-Konfiguration des modularen Umform- und Nachformwerkzeugs in Kombination mit der integrierten in-situ-Verformungsmessung auf Basis des Messsystems ARAMIS verwendet. Die eingesetzten Probengeometrien orientieren sich an den in [HASE78] beschriebenen lateralen Taillierungsformen. Aufgrund der Größe des kugelförmigen Umformstempels mit einem Durchmesser von 400 mm sind die Probengeometrien bezüglich ihrer Dimensionierung entsprechend weiterentwickelt und der Werkzeuggröße angepasst. Zur Verifizierung der Funktionalität des messtechnischen ARAMIS-Aufbaus werden im Rahmen von Vorversuchen exemplarische Proben auf eine definierte Ziehtiefe gezogen und die ermittelte Formänderungsverteilung im Kuppenbereich wird verglichen. Die auf Basis des stochastischen Sprühmusters berechnete Formänderungsverteilung des ARAMIS-Systems wird dabei den Ergebnissen einer ARGUS-Messung gegenübergestellt, welcher die Erfassung eines gedehnten deterministischen Messrasters zugrunde liegt. Der Vergleich der Formänderungsverteilung ist im Anhang 14.1 aufgeführt. Es zeigt sich, dass die Ergebnisse der ARAMIS-Messung in guter Übereinstimmung mit dem ARGUS-System stehen.

Aus der Ermittlung der maximal erreichbaren Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  als Wertepaare der GFK resultiert die korrespondierende maximale Ziehtiefe sowohl in Abhängigkeit von den unterschiedlichen Probengeometrien, als auch von der Taillierungsausrichtung in Bezug zur Walzrichtung. Abbildung 10.1 stellt die unterschiedlichen Ziehtiefenniveaus zusammenfassend dar. Aus der Abbildung geht hervor, dass der Versuchswerkstoff TWIP1000 gegenüber dem HCT690T und dem HCT780X grundsätzlich höhere Ziehtiefen aufweist. Das geringste Ziehtiefenniveau wird in diesem Zusammenhang von dem Dualphasen-Stahl erreicht. Der Einfluss des anisotropen Werkstoffverhaltens geht aus der Variation der Taillierungsausrichtung in Relation zur Walzrichtung hervor. Dabei zeigt sich ein tendenziell diametrales Verhalten des TWIP-Stahls im Vergleich zu den beiden Werkstoffen HCT690T und HCT780X. Beim HCT690T und HCT780X ergeben sich bei einer Probentaillierung von 0 Grad bzw. 45 Grad jeweils nahezu identische Resultate, während bei einer Taillierung, die senkrecht zur Walzrichtung steht, die jeweils niedrigsten Ziehtiefen erreicht werden. Im Gegensatz dazu sind beim TWIP1000 die Ziehtiefen im Fall einer senkrecht zur Walzrichtung verlaufenden Taillierung am höchsten, während wiederum die Probentaillierungen mit einer Lage von 0 Grad bzw. 45 Grad zur Walzrichtung jeweils ein nahezu übereinstimmendes Ergebnis aufweisen. Des Weiteren zeigt sich, dass die Ergebnisdarstellung von Abbildung 10.1 aufgrund fehlender Versuchsvarianten teilweise defizient ist. Dieser Sachverhalt ist zum einen auf ein außermittiges und somit gemäß der Schnittlinienmethode ungültiges Probenversagen zurückzuführen (Abbildung 10.2). Zum anderen kann insbesondere für die weniger stark taillierten Versuchsgeometrien eine charakteristische Rissneigung außerhalb des Stempelkontaktbereichs in unmittelbarer Sperrschichtnähe identifiziert werden. Auch in diesem Fall ist eine Auswertung aufgrund des vorzeitigen Versagens nicht möglich. Dieses ausgeprägte variantenspezifische Phänomen konnte im Zuge der Untersuchungen insbesondere bei den Stählen HCT690T und TWIP1000 identifiziert werden.

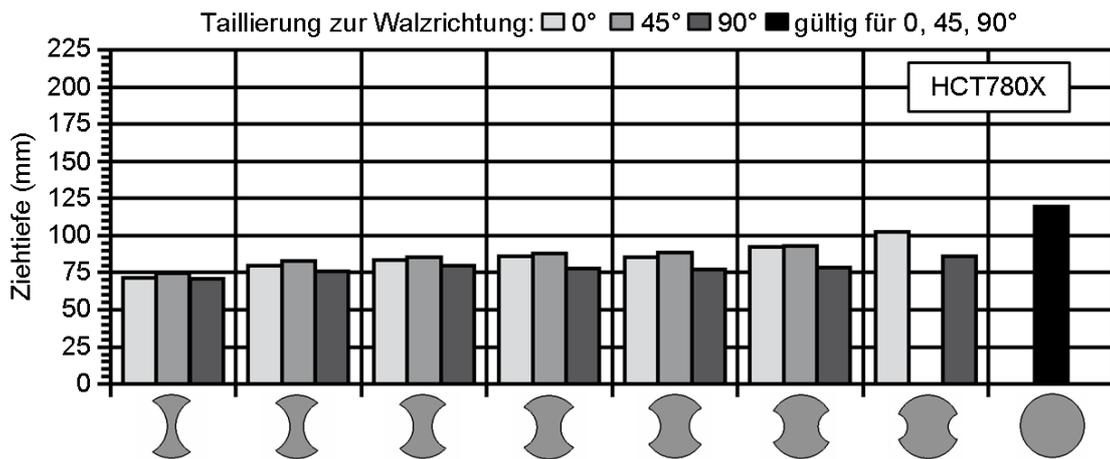
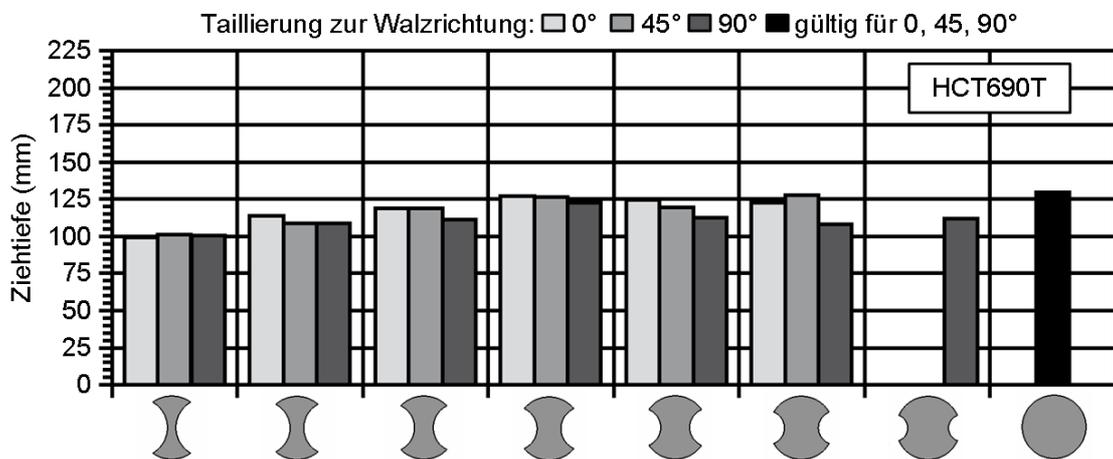
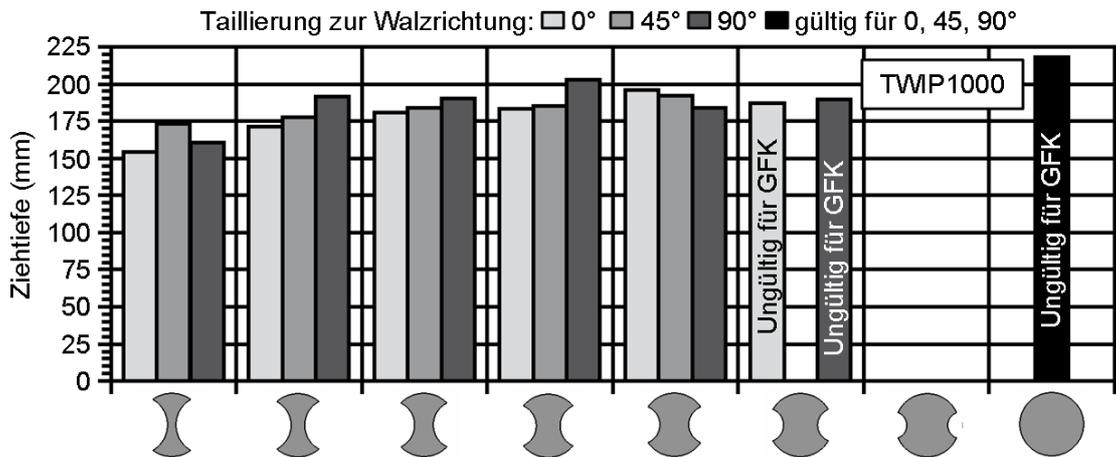


Abbildung 10.1: Erreichte Ziehtiefen der Nakajima-Proben bei der Ermittlung der GFK

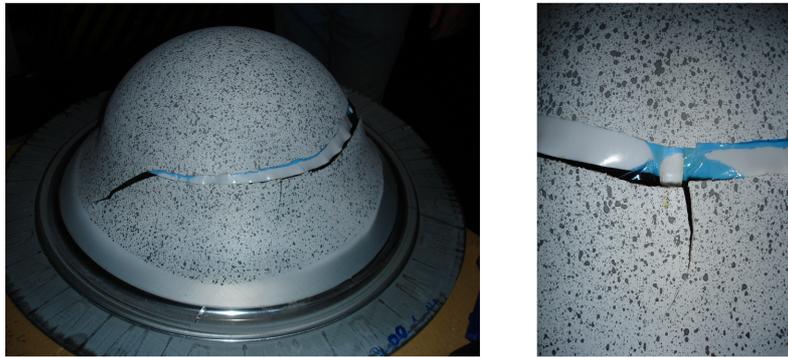


Abbildung 10.2: Charakteristisches Versagensbild der rundenförmigen Probengeometrie für den TWIP1000

### Parametereinfluss auf die Grenzformänderung

Die Darstellung der anhand der Schnittlinienmethode berechneten kritischen Formänderung  $\varphi_1$  und der korrespondierenden Formänderung  $\varphi_2$  in Abhängigkeit der unterschiedlichen Geometrievarianten führt zur Ableitung der Grenzformänderungskurve. Abbildung 10.3 zeigt die erreichten Grenzformänderungskurven für den Werkstoff HCT780X. Die senkrecht zur Walzrichtung ausgeführte Taillierung der Proben führt dabei zum geringsten Umformvermögen und bestätigt die normativen Vorgaben von [ISO12004-2] unter dem Gesichtspunkt einer konservativen und somit im industriellen Kontext prozesstechnisch abgesicherten Betrachtung des Umformvermögens eines Werkstoffes. Entsprechend resultiert die Empfehlung, die Taillierung für die Ermittlung der GFK orthogonal zur Walzrichtung auszuführen.

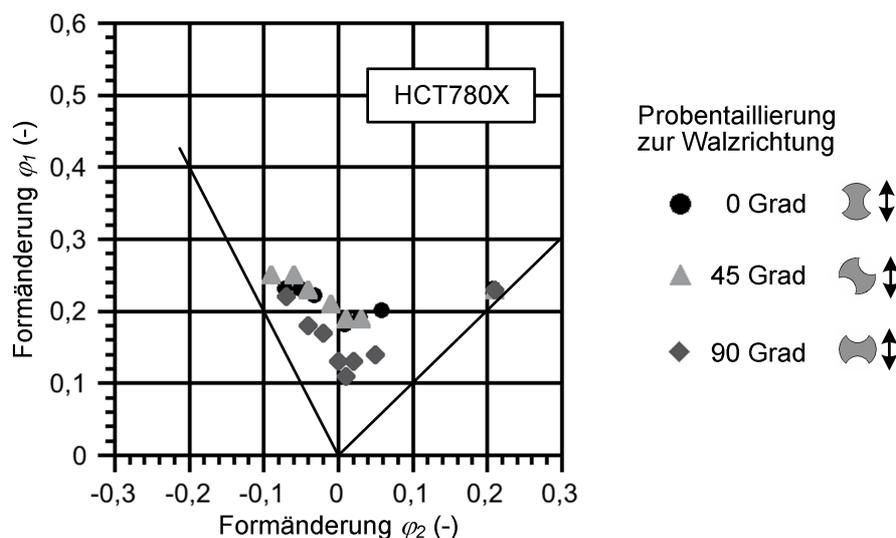


Abbildung 10.3: Einfluss der Taillierungsausrichtung zur Walzrichtung auf die Grenzformänderungskurve für den Werkstoff HCT780X

Im Vergleich zu den in der Literatur angegebenen Grenzformänderungskurven auf Basis eines normkonformen Umformstempels mit 100 mm Durchmesser ist für den HCT780X festzustellen, dass trotz übereinstimmender orthogonaler Taillierungsform die im Rahmen der Untersuchung ermittelte GFK niedrigere Umformgrade erreicht. Dies ist auf den reduzierten superpositionierten Biegemomentanteil zurückzuführen. Geometrisch bedingt ergeben sich auf der dem kugelförmigen Nakajima-Stempel zugewandten Blechinnenseite kleinere Formänderungen als auf der Außenseite. Deren Differenz nimmt in diesem Zusammenhang mit abnehmendem Stempelradius zu. Des Weiteren beeinflusst die Blechdicke den Unterschied zwischen den Formänderungen auf der Außen- und Innenseite des Blechs. Dabei gilt, dass die Differenz der Dehnungen mit zunehmender Blechdicke ansteigt. Aus diesen Zusammenhängen folgt, dass der Umformprozess anfangs durch einen elastischen Biegeanteil superpositioniert ist. Entsprechend dem Verhältnis vom Stempelradius  $r_{St}$  zur Blechdicke  $s_0$  führt dieser Biegeanteil im Rahmen der Auswertung zu einer Erhöhung respektive Verringerung des Niveauverlaufs der Grenzformänderungskurve. Demnach kann im vorliegenden Fall aufgrund des Stempeldurchmessers von 400 mm davon ausgegangen werden, dass der überlagerte Biegeanteil als geringfügig anzusehen ist.

In Abbildung 10.4 und 10.5 sind die Grenzformänderungskurven für die Versuchswerkstoffe HCT690T sowie TWIP1000 aufgetragen. Analog zum Dualphasen-Stahl stellt sich beim TRIP-Stahl im Fall einer senkrecht zur Walzrichtung ausgerichteten Taillierung das niedrigste Umformvermögen ein (Abbildung 10.4). Jedoch liegen die erreichten Umformgrade im Vergleich zum Dualphasen-Stahl auf einem grundsätzlich höheren Niveau. Bei der Gegenüberstellung mit Literaturangaben zeigen sich tendenziell reduzierte Umformgrade, was in Korrelation zum Dualphasen-Stahl auf den niedrigeren Biegeanteil aufgrund des verwendeten Stempeldurchmessers zurückgeführt werden kann [LI10]

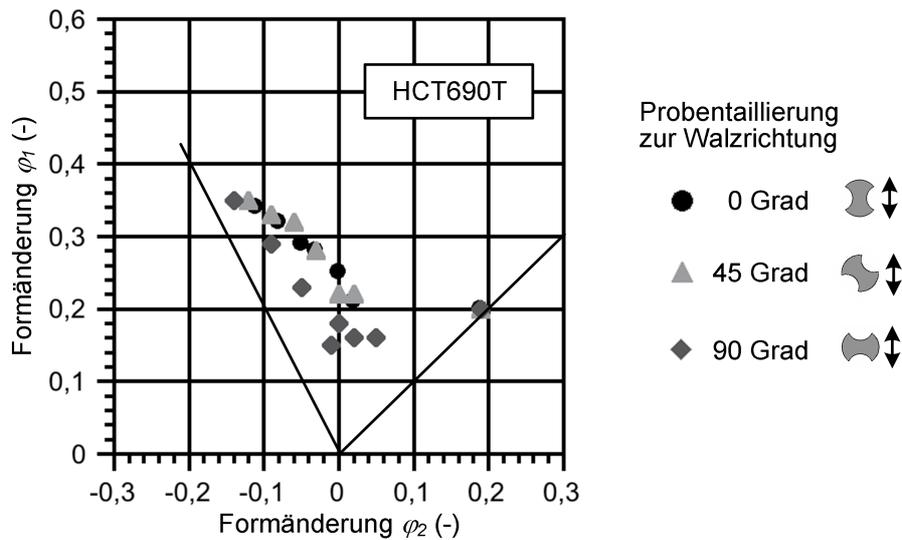


Abbildung 10.4: Einfluss der Taillierungsausrichtung zur Walzrichtung auf die Grenzformänderungskurve für den Werkstoff HCT690T

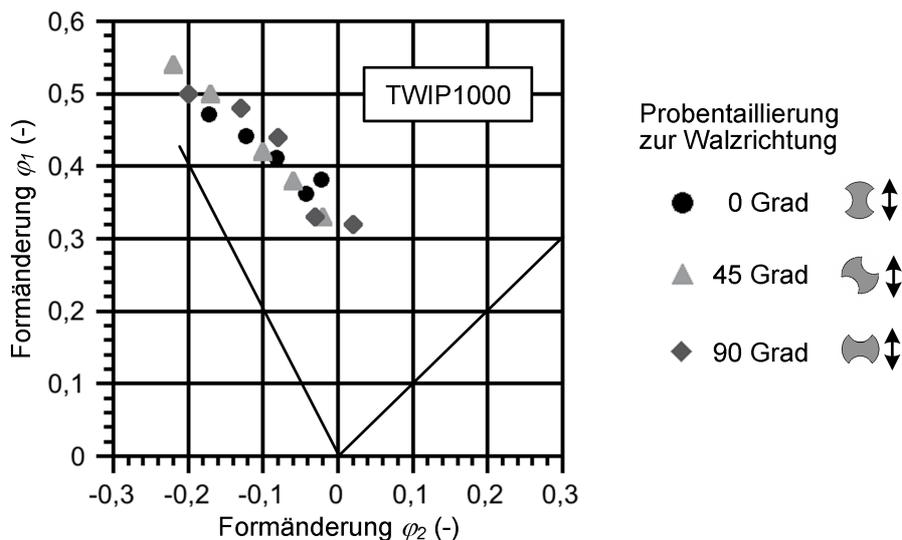


Abbildung 10.5: Einfluss der Taillierungsausrichtung zur Walzrichtung auf die Grenzformänderungskurve für den Werkstoff TWIP1000

Beim Umformen der Proben des TWIP1000 werden die höchsten Ziehtiefen erreicht. Entsprechend resultiert ein hohes Umformvermögen. Allerdings weisen die Proben eine gewisse Empfindlichkeit gegenüber einer Rissentstehung im Sperrsickenbereich auf, was auf die ausgeprägte Verfestigungsneigung des Werkstoffes zurückgeführt werden kann. Das vorzeitige Probenversagen tritt dabei insbesondere bei den geringfügig taillierten Versuchsvarianten auf, unabhängig von ihrer Ausrichtung zur Walzrichtung. Infolgedessen kann keine vollständige Grenzformänderungskurve abgeleitet werden. Für den Bereich der equibiaxialen Beanspruchung im Fall der

rondenförmigen Probengeometrie erfolgt die Rissinitiierung außermittig im polabgewandten Flankenbereich (siehe Abbildung 10.2). Dieses Phänomen deckt sich mit praxisbezogenen Erfahrungen aus dem industriellen Umfeld [ILLI09]. Aus den ermittelten Grenzformänderungskurven wird ersichtlich, dass lediglich für den Zug-Druck-Bereich gültige Ergebnisse bestimmt werden konnten (Abbildung 10.5).

Die ARAMIS-Auswertung des TWIP1000 zeigt, dass die Versuchsproben vor der Rissentstehung durch ein vergleichsweise geringfügig ausgeprägtes Einschnürungsverhalten gekennzeichnet sind. Aus den Kurvenverläufen der Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  in Abhängigkeit der senkrecht zum Riss verlaufenden Schnittlänge ist in den letzten Aufnahmestufen vor der Rissinitiierung ein im Allgemeinen symptomatischer „glockenartiger“ Werteanstieg nicht erkennbar. Daher kann nicht von einer Instabilität infolge einer lokalen Einschnürung als Versagensursache ausgegangen werden. Ausgehend von der visuellen Betrachtung der Risse erscheint ein Versagen, das auf einen Trenn- oder Scherbruch zurückzuführen ist, als wahrscheinlicher. Diese Annahme wird durch den Verlauf der Grenzkurven in Abhängigkeit von den Versagensarten bestätigt, da die Kurven für den Scherbruch beim TWIP1000 für bestimmte Bereiche des Formänderungsverhältnisses  $\alpha_F$  ( $\varphi_1/\varphi_2$ ) unterhalb der Instabilitätskurve liegen (Abbildung 10.6).

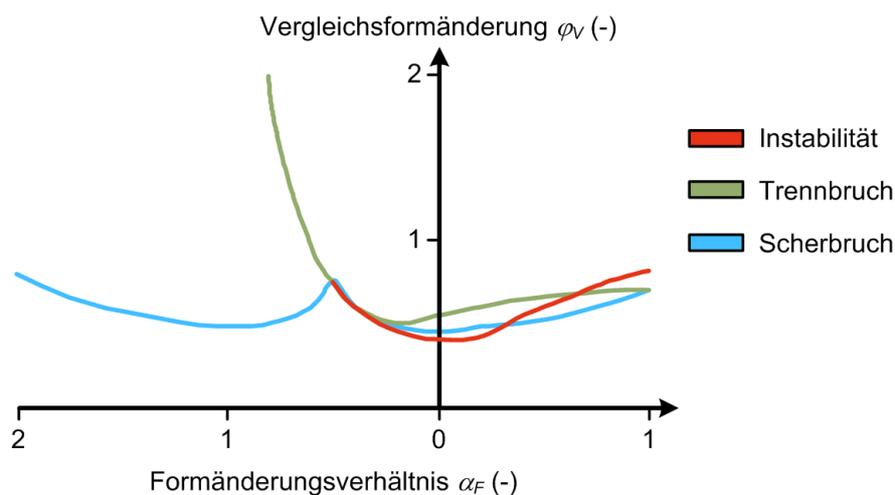


Abbildung 10.6: Grenzkurven für die Versagensarten vom TWIP1000 (nach [HOFM07])

Die im Zug-Druck-Bereich maximal erreichbaren Formänderungen für den TWIP1000 spiegeln sich in Abbildung 10.6 durch ein negatives Formänderungsverhältnis wider. Insbesondere für den Bereich  $-0,5 < \alpha_F < 0$  zeigt sich ein nahezu identischer Verlauf der Grenzkurven. Somit handelt es sich bei den in Abbildung 10.5 dargestellten Daten nicht um Punkte der Grenzformänderungskurve auf Basis des Versagens durch Instabilität, sondern die Punkte repräsentieren die werkstoffspezifische Grenze des Umformvermögens im Zug-Druck-Bereich ohne eindeutige Zuordnung zu der Versagensart. Des Weiteren folgt aus dem Verhalten der Grenzkurven die Notwendigkeit einer erweiterten Versagensprognose bzw. -modellierung, da mit Hilfe einer herkömmlichen GFK eine präzise Vorhersage des Versagens nicht realisierbar ist.

Zu den zentralen Verformungsmechanismen beim TWIP1000 zählen die Versetzungsbewegung und insbesondere die Zwillingsbildung. Daneben tritt eine Anomalie der Versetzungsbewegung auf, deren phänomenologische Beschreibung durch den Effekt der dynamischen Reckalterung begründet wird. Sie führt zu einer Inhomogenität bei der plastischen Umformung und äußert sich in Form einer lokalen Dehnungs- bzw. Dehnratenkonzentration (Lüdersband). Dieser Zusammenhang kann mit Hilfe des ARAMIS-Systems sichtbar gemacht werden und ist in Abbildung 10.7 anhand der Entstehung und Ausbildung charakteristischer Dehnungsbänder im Kuppenbereich der Versuchsproben verdeutlicht.

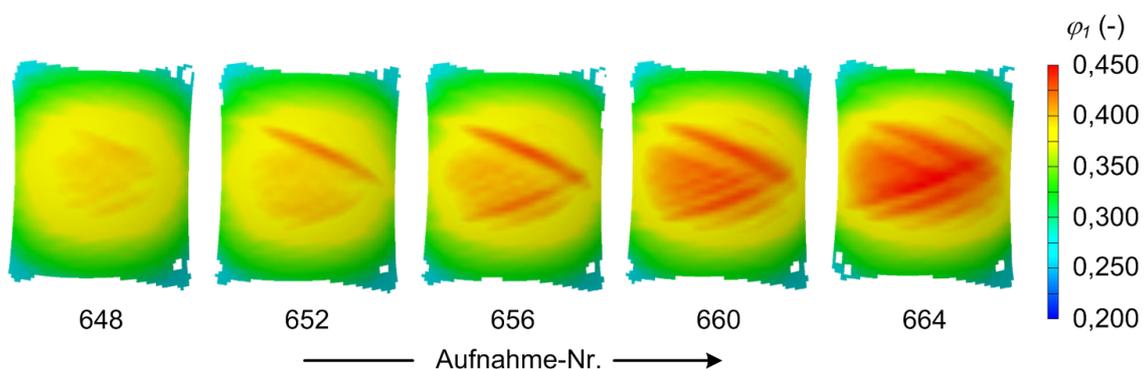


Abbildung 10.7: Ausbildung von Lüdersbändern während der Umformung des TWIP1000 (Nakajima-Probe, Bildaufnahmefrequenz 4 Hz, Umformgeschwindigkeit 1 mm/s)

Auf Basis des konventionellen Ermittlungskonzepts der Grenzformänderungskurve ist eine Versagensprognose jenseits einer reinen Scherbeanspruchung im zweiten Quadranten des Grenzformänderungsdiagramms nicht realisierbar. Aus diesem Grund wird in [L110] für diesen Bereich ein Modellierungsansatz vorgestellt, mit dem sich das Versagen durch Scherbruch vorhersagen lässt. Das Modell basiert auf dem Mohr-Coulombschen-Bruchkriterium (Schergesetz), das das Bruchverhalten eines Festkörpers in Folge einer Scherbeanspruchung beschreibt. Anhand umfangreicher experimenteller Umformversuche (z.B. Näpfchenziehversuch) mit dem Blechwerkstoff HCT690T konnte das Konzept sehr erfolgreich angewendet werden.

### Modellierung der Grenzformänderungskurve

In Abbildung 10.8 ist das Umformvermögen der Versuchswerkstoffe zusammenfassend dargestellt. Wie bereits erwähnt, erreicht der TWIP1000 im Vergleich zu den Werkstoffen HCT690T und HCT780X die höchsten Umformgrade im Zug-Druck-Bereich. Ausgehend von dem eingesetzten Umformstempel mit einem Durchmesser von 400 mm erreichen die ermittelten Grenzformänderungskurven ein im Vergleich zur konventionellen Prüfmethode niedrigeres Umformvermögen. Für die Anwendung auf industriennahe Umformteile bedeutet dies, dass ein größerer Sicherheitsabstand zur konventionellen GFK gewählt werden sollte.

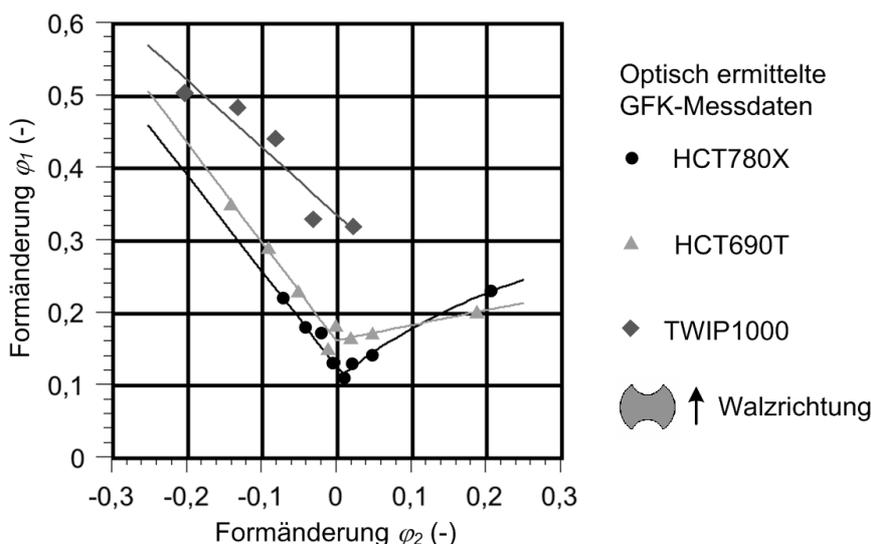


Abbildung 10.8: Approximierte und extrapolierte Grenzformänderungskurven der Versuchswerkstoffe

Die im Diagramm von Abbildung 10.8 dargestellte Approximierung sowie Extrapolation der Grenzformänderungskurve erfolgt in Anlehnung an den in [GERL07] vorgestellten Ansatz. Grund hierfür ist vor allem der vergleichsweise einfache mathematische Modellierungsansatz. Dieser kombiniert zwei unterschiedliche mathematische Funktionen miteinander. Dabei wird sowohl ein linearer, als auch ein exponentieller Ansatz mit entsprechenden Randbedingungen verwendet. Die prinzipielle Methode ist in Abbildung 10.9 verdeutlicht. Im Gegensatz zu dem in [GERL07] verwendeten konstanten Wert für den Parameter  $a_1$  wird dieser Wert für die Modellierung zusammen mit den unbekanntenen Größen  $a_0$ ,  $b_0$ ,  $b_1$ ,  $b_2$  sowie der Übergangsstelle  $\varphi_0$  mit Hilfe der Methode der kleinsten Quadrate berechnet [ROSS04].

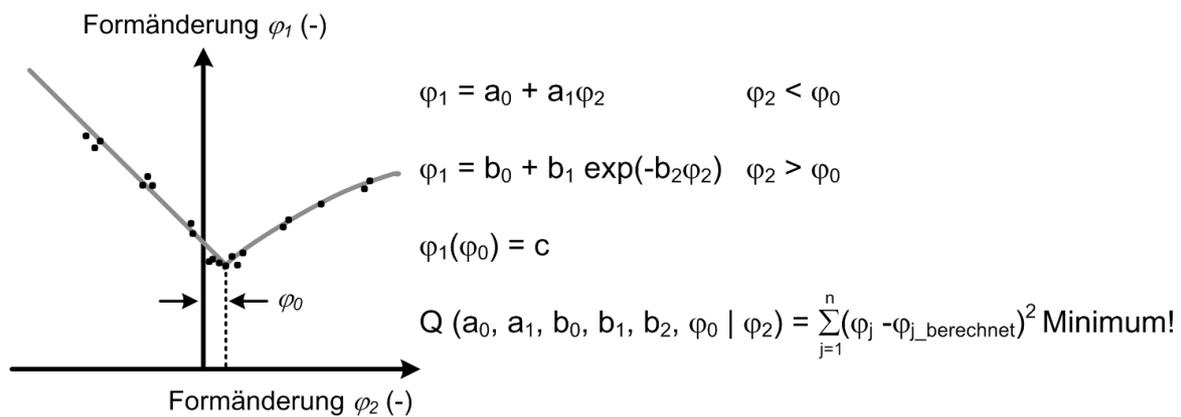


Abbildung 10.9: Modellierungsansatz der Grenzformänderungskurve (nach [GERL10])

### **Positions- und zeitabhängiges Auswerteverfahren**

Die Methode des Schnittlinienverfahrens, das auch als positionsabhängiges Auswerteverfahren bezeichnet wird, stellt das im industriellen Kontext etablierte Referenzverfahren zur Ermittlung von Grenzformänderungskurven gemäß der Normvorgaben von [ISO12004-2] dar. Aus dem zunehmenden Einsatz hochwertiger Digitalkameras mit immer besserem zeitlichen und lokalen Auflösungsvermögen resultieren Ansätze, die um eine optimierte Beschreibung des Beginns der lokalen Einschnürung aufgrund von plastischer Instabilität bestrebt sind. In diesem Zusammenhang wird in [EBER08] eine sogenannte zeitabhängige Auswertestrategie vorgestellt. Die Methode basiert auf einer Korrelation zwischen der Dehnratenänderung (insbesondere der Ausdünnungsrate  $d\varphi_3/dt$ ) und dem Beginn der Instabilität.

Demnach nimmt die Dehnrates nach dem Beginn der Einschnürung innerhalb des lokalisierten Dehnungsbereichs zu, während sie im Randbereich abnimmt. Zur Ermittlung der kritischen Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  als Wertepaar der GFK wird die Änderung eines definierten Dehnungsnetzes im Bereich der Einschnürung betrachtet. Die Änderung dieses Dehnungsnetzes umfasst dabei zunächst den Bereich der plastischen Verformung bis hin zum Instabilitätsbeginn und schließlich die finale Rissentstehung. Die Identifizierung des Zeitpunkts der Einschnürungsinitiierung erfolgt auf Basis eines charakteristischen Anstiegs der Ausdünnungsrate  $d\varphi_3/dt$ . Das Anwenden dieser Methode bei exemplarischen Nakajima-Proben der Versuchswerkstoffe liefert die in Abbildung 10.10 dargestellten maximalen Formänderungen, die den Ergebnissen der konventionellen Schnittlinienmethode, die im Rahmen dieser Arbeit verwendet wird, gegenübergestellt sind.

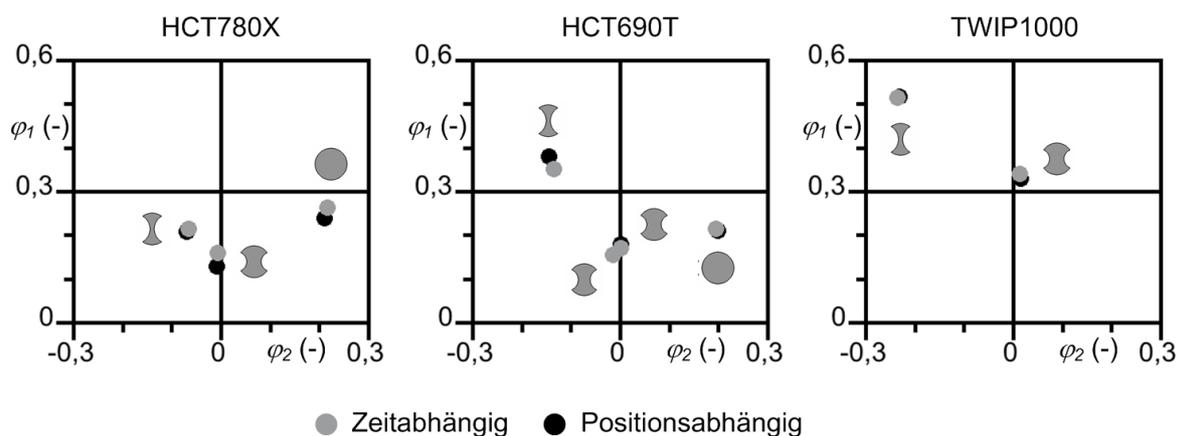


Abbildung 10.10: Gegenüberstellung der Ergebnisse der positions- und zeitabhängigen Auswertemethode zur Ermittlung von Grenzformänderungskurven

Aus Abbildung 10.10 geht hervor, dass sich aus den Ergebnissen lediglich geringe Unterschiede ergeben. Allerdings bietet das vorgeschlagene zeitabhängige Konzept den Vorteil einer vollautomatischen Auswertung. Zudem ist der Anteil eines fehlerbehafteten Bedieneringriffs, der zu abweichenden Ergebnissen führen kann, im Vergleich zur Schnittmethode niedriger. Der in [MERK10] und [MERK10a] beschriebene Ansatz ist als neue Erweiterung der zeitabhängigen Auswertestrategie anzusehen und konnte bereits erfolgreich für die numerische FE-Analyse einer B-Säule aus einem hochfesten bainitischen Stahl angewendet werden.

## 10.2 Grenzformänderung bei nicht-proportionalen Formänderungspfaden

Da die konventionelle Ermittlung von Grenzformänderungskurven auf linearen Belastungspfaden basiert, ist eine Applikation auf komplexe nicht-lineare Formänderungspfade, die beispielsweise in mehrstufigen Umformoperationen auftreten, nur bedingt zur präzisen Versagensprognose möglich. Im Rahmen der Versuchskampagne wird der Einfluss eines zweistufigen Umformprozesses auf das Formänderungsvermögen der Versuchswerkstoffe bewertet. Der Umformprozess beinhaltet dabei eine Vorformoperation auf eine definierte Ziehtiefe, eine anschließende Laserschneidoperation, in der eine laterale Taillierung der Proben appliziert wird, und den abschließenden Prozessschritt des Weiterformens bis zur Rissentstehung. Die Ausgangs- und Beschnittgeometrien orientieren sich an den verwendeten erweiterten Nakajima-Geometrien zur Bestimmung der linearen GFK. Da der vorherrschende Spannungszustand während der Vorverformung als wesentlicher Einflussfaktor auf die maximal erreichbaren Umformgrade angesehen werden kann, werden unterschiedliche Belastungszustände berücksichtigt. Die Variation des Vorverformungsgrads erfolgt in diesem Zusammenhang neben der grundsätzlichen Einstellung über die Ziehtiefe zusätzlich in Form eines equibiaxialen Spannungszustands, einer Beanspruchung im Bereich plain-strain und im Übergangsbereich von plain-strain zu einer uniaxialen Spannungsbelastung. Die während des Umformens auftretenden Dehnungen werden mit Hilfe des optischen Messsystems ARAMIS bestimmt und die Grenzformänderung wird nach der Schnittlinienmethode berechnet. Hierdurch ist eine Gegenüberstellung bzw. Vergleichsmöglichkeit der Formänderungen mit der GFK auf Basis proportionaler Belastungspfade gegeben. Die Festlegung der unterschiedlichen Ziehtiefen bei der Vorverformung orientiert sich an bestimmten Ziehtiefenverhältnissen, die sowohl in werkstoff-, als auch in variantenspezifischer Abhängigkeit stehen (vgl. Abbildung 9.3).

### ***Einfluss des Dehnungspfad auf das Formänderungsvermögen***

In Abbildung 10.11 ist der Einfluss nicht-linearer Dehnungspfade auf die Grenzformänderung in Abhängigkeit von differenten Vorverformungsniveaus und Beschnittkonturen für den Versuchswerkstoff HCT780X dargestellt.

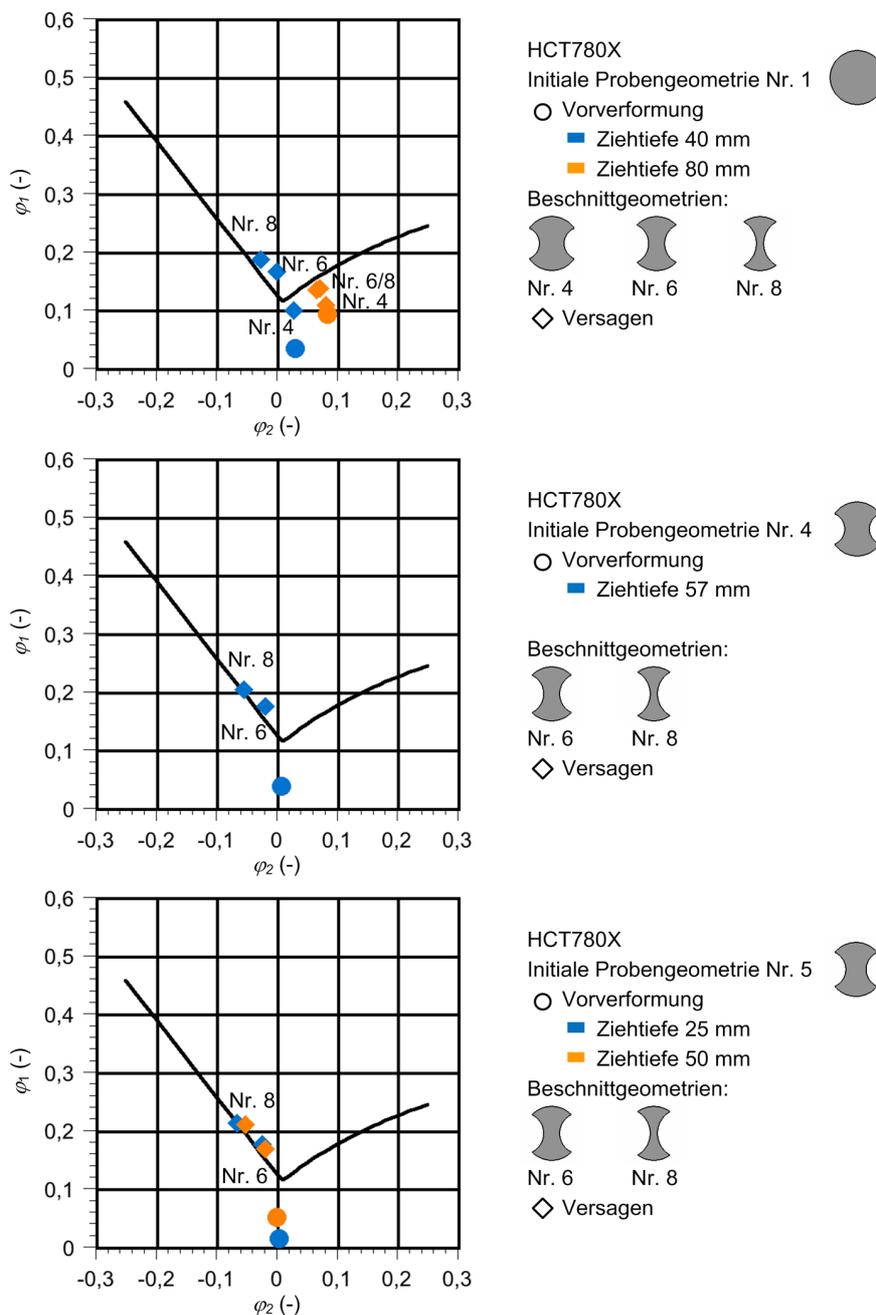


Abbildung 10.11: HCT780X - Umformvermögen bei nicht-linearen Formänderungspfaden

Die Änderung des Vorverformungsgrads im Bereich equibiaxialer Spannung führt im Fall des Dualphasen-Stahls zu ausgeprägten Unterschieden des maximalen Umformgrads. Dabei zeigt sich, dass eine niedrigere Ziehtiefe bei der Vorverformung im Vergleich zur Grenzformänderungskurve zu tendenziell höheren maximalen Umformgraden führt. Hiervon ausgenommen ist in diesem Kontext das Ergebnis der Beschnittkontur Nr. 4, die als repräsentativ für den plain-strain-Bereich angesehen

werden kann. In diesem Fall liegt der erreichte Umformgrad unterhalb der GFK. Bei einer Tiefung auf 80 mm im Zuge der Vorverformung erfolgt das Probenversagen grundsätzlich unterhalb der Standard-GFK. Es ist davon auszugehen, dass bei diesem Vorverformungsniveau, das im Verhältnis 2 zu 3 zur maximal mit der rundenförmigen Geometrie erreichbaren Ziehtiefe steht, die mikrostrukturellen Schädigungsprozesse bzw. die Ausdünnung in Blechdickenrichtung derart vorangeschritten sind, dass anstelle einer Verbesserung des Umformvermögens ein tendenziell vorzeitiges Versagen auftritt. Bezogen auf den lateralen Taillierungsgrad zeigt sich mit abnehmender Stegbreite der Proben eine Zunahme der Formänderung  $\varphi_1$ . Diese Zunahme zeigt einen nahezu linearen Bezug bei zunehmend kleineren Werten der Formänderung  $\varphi_2$ . Dieses Verhalten entspricht dem charakteristischen Verlauf einer GFK im Bereich der negativen Formänderung  $\varphi_2$ . Werden die Proben im plain-strain-Bereich oder im Übergangsbereich mit uniaxialer Spannungsbelastung vorverformt, resultiert ein Probenversagen, das mit dem Formänderungsvermögen der konventionellen GFK nahezu identisch ist.

Abbildung 10.12 stellt die Ergebnisse für den TRIP-Stahl HCT690T dar. Aus den Diagrammen geht ein mit dem Dualphasen-Stahl tendenziell analoges Verhalten hinsichtlich der bei bestimmten Vorverformungsgraden erreichten Formänderungen hervor. Aus einer Vorverformung mit induziertem equibiaxialen Spannungszustand resultiert im Vergleich zur konventionellen GFK eine Zunahme des Umformvermögens. Im Unterschied zum HCT780X kann beim HCT690T eine Zunahme der maximalen Umformgrade sowohl bei einem geringeren Vorverformungsgrad mit einer Ziehtiefe von 40 mm, als auch bei einem höheren Vorverformungsgrad mit einer Ziehtiefe von 80 mm identifiziert werden. Zudem ist das Niveau der Steigerung der erreichten Umformgrade stärker ausgeprägt als beim Dualphasen-Stahl. In diesem Zusammenhang konnte für die Beschnittkontur Nr. 8 und einer Vorverformung von 40mm kein gültiges und somit darstellbares Ergebnis erzielt werden, da es bei sämtlichen Versuchsproben zu einem vorzeitigen Probenversagen aufgrund von Kantenrissen kam. Insbesondere der TRIP-Stahl zeigt bei laserbeschnittenen Schnittflächen, die umformtechnisch beansprucht werden, eine ausgeprägte Neigung gegenüber vorzeitigem Kantenrissen (vgl. Abschnitt 10.4).

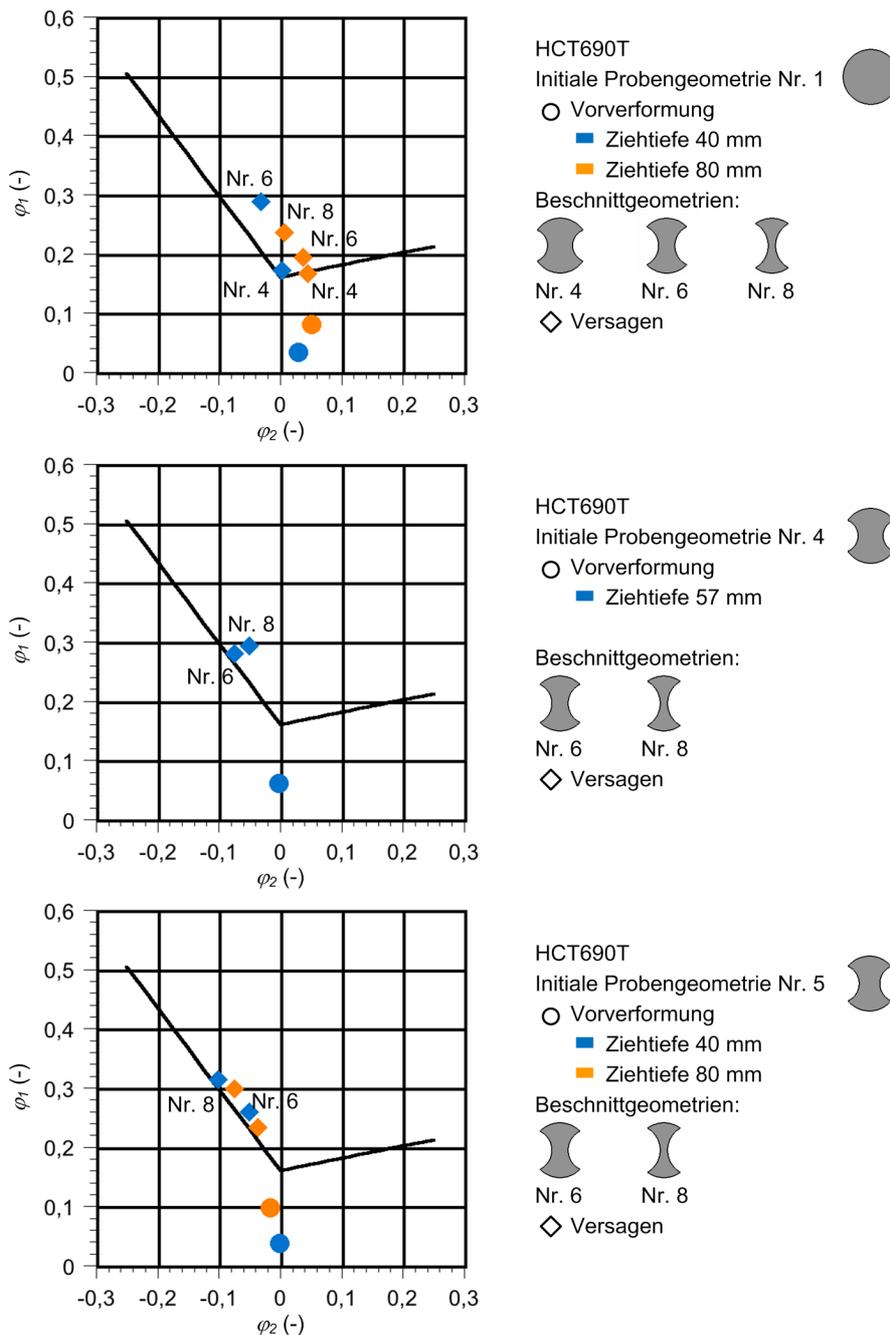


Abbildung 10.12: HCT690T - Umformvermögen bei nicht-linearen Formänderungspfaden

Ein möglicher Grund für das erhöhte Umformvermögen des TRIP-Stahls liegt in der Richtungsabhängigkeit der Umwandlung des Restaustenits in Martensit. Die Stabilität des Restaustenits bei einer verformungsinduzierten Martensitbildung ist unter anderem von der kristallographischen Ausrichtung des Austenitkorns in Relation zu einer von außen angreifenden Beanspruchung abhängig [TRAI02]. Zudem wird die Restaustenitstabilität von der Belastung (Zug, Druck, Scherung)

beeinflusst [PYCH02] [REIS97]. Somit lässt sich vermuten, dass bedingt durch die Änderung des Formänderungspfades verbunden mit einer Richtungs- und Belastungsänderung, zusätzliche Restaustenitkörner zur Umwandlung in Martensit aktiviert werden können, die im Fall einer fortgesetzten linearen Beanspruchung gegebenenfalls keine Phasenumwandlung vollzogen hätten. Dies wird auch durch die vergleichsweise geringer ausgeprägte Änderung der maximalen Umformgrade im Vorverformungsbereich mit uniaxialer Spannung gegenüber einer equibiaxialen Vorverformung deutlich, da die Belastungsrichtung hier nur unwesentlich variiert, im Gegensatz zu einem Formänderungspfad beginnend im Bereich equibiaxialer Spannung hin zu einer uniaxialen Belastung.

Abbildung 10.13 zeigt die Beeinflussung des Umformvermögens in Folge nicht-linearer Formänderungspfade für den Versuchswerkstoff TWIP1000. Im Gegensatz zum HCT780X und zum HCT690T ist die aufgenommene konventionelle Grenzformänderungskurve unvollständig, da lediglich die kritischen Formänderungen im Zug-Druck-Bereich experimentell ermittelt werden konnten. Dieser Sachverhalt ist dabei zum einen auf die ausgeprägte Rissentstehung der Proben im Bereich der Sperrsicke und zum anderen auf eine für die Auswertung ungültige werkstoffseitige Einschnürung außerhalb des Stempelkontaktbereichs im Probenrand zurückzuführen (Abbildung 10.14). Allerdings wird der Toleranzbereich zur Spezifizierung einer zu sehr dezentralen Lage des Risses im Vergleich zur Normvorgabe deutlich erweitert, da trotz optimierter Schmierung grundsätzlich nicht von einer Versagensinitiierung im Kuppenpol der Probe bei nicht-proportionalen Dehnungspfaden ausgegangen werden kann. Diese Zusammenhänge sind auch für die unvollständigen Messergebnisse im Fall einer equibiaxialen Vorverformung mit einer Ziehtiefe von 140 mm verantwortlich, da bei den Beschnittkonturen Nr. 4 und Nr. 8 ein Probenversagen vorzeitig auftritt. Lediglich für den Messpunkt mit der Beschnittkontur Nr. 6 konnte das erreichbare Formänderungsvermögen ermittelt werden. Aus den Diagrammen von Abbildung 10.13 geht hervor, dass das erreichte Formänderungsvermögen unabhängig vom gewählten initialen Vorverformungsniveau zum Teil deutlich unterhalb der konventionellen Grenzformänderungskurve liegt. Dieser Zusammenhang unterscheidet sich maßgeblich von den beim Dualphasen- und TRIP-Stahl

gemachten Beobachtungen. Grund für die reduzierten Umformgrade ist das ausgeprägte Verfestigungsverhalten des TWIP-Stahls. Wie bei den Untersuchungen zur Ermittlung der konventionellen GFK bereits festgestellt wurde, ist eine charakteristische Einschnürung der Proben anhand der ARAMIS-Messungen nicht erkennbar, so dass auf ein Versagen durch Scher- oder Trennbruch geschlossen werden kann.

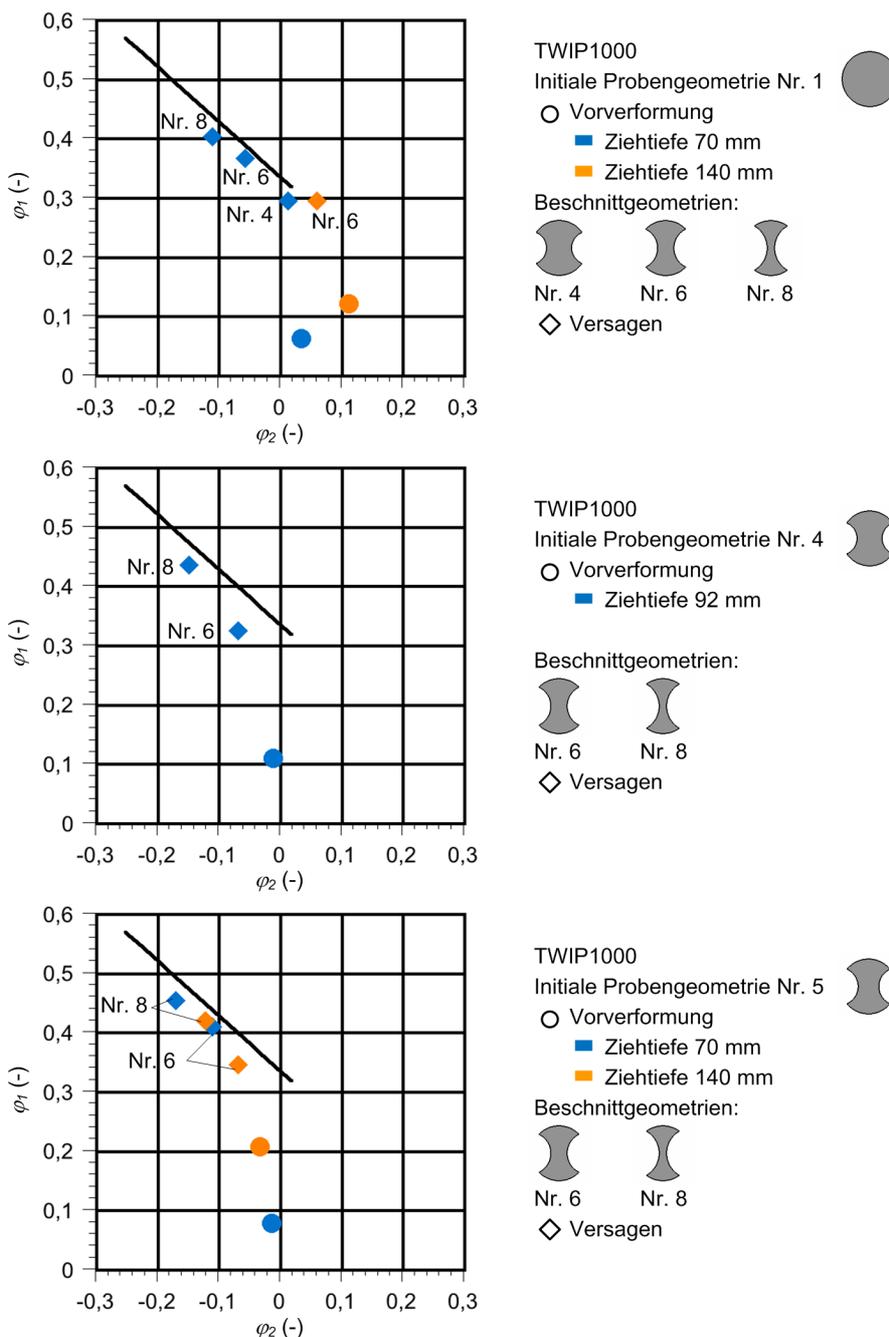


Abbildung 10.13: TWIP1000 - Umformvermögen bei nicht-linearen Formänderungspfaden

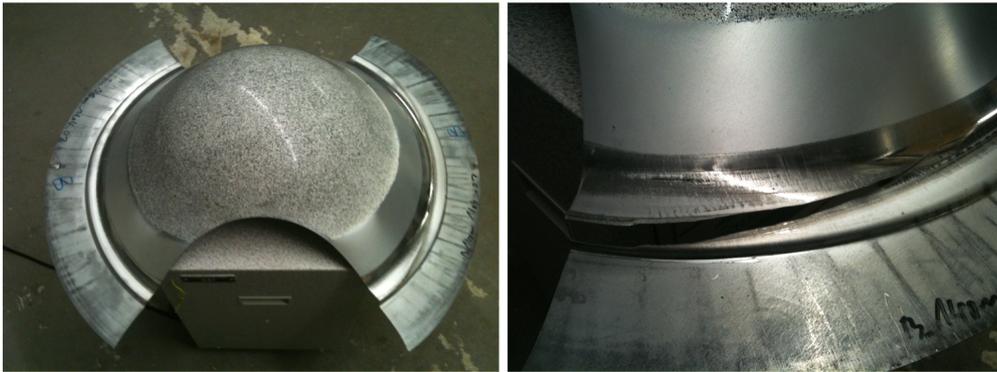


Abbildung 10.14: Charakteristische Rissentstehung im Sperrsickenbereich

Insgesamt geht aus den Ergebnisdiagrammen hervor, dass sich die erreichten kritischen Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  bei nicht-linearen Formänderungspfaden zum Teil deutlich von der konventionellen Grenzformänderungskurve unterscheiden. Dabei kann in Abhängigkeit des applizierten Vorverformungsniveaus das Formänderungsniveau sowohl oberhalb, als auch unterhalb des theoretisch durch die konventionelle GFK beschriebenen Umformvermögens liegen. Das reduzierte Umformvermögen des Dualphasen-Stahls bei einer Vorverformung im Bereich equibiaxialer Spannung steht in Übereinstimmung mit den unabhängigen Erkenntnissen von [GRAF93a], [KLEE77] und [MÜSC75] im Zuge ihrer Untersuchungen des Einflusses nicht-linearer Dehnungspfade auf das Formänderungsvermögen. In [MÜSC75] erfolgt die experimentelle Untersuchung anhand von zwei unterschiedlichen Tiefziehstählen. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass eine Vorverformung mit deutlicher Blechdickenreduzierung, wie es sich im Fall einer Streckziehbeanspruchung darstellt, zu einem im Vergleich zur ursprünglichen Grenzformänderungskurve reduzierten Umformvermögen führt. Dieser Zusammenhang kann allerdings aufgrund der vorliegenden Resultate des Formänderungsvermögens im Fall des HCT690T nicht verifiziert werden. Hier resultiert durch die Vorverformung im Streckziehbereich ein tendenziell verbessertes Umformvermögen bzw. zumindest ein gleichbleibendes Niveau der maximalen Umformgrade. Dieses Verhalten ist auf die mikromechanischen Besonderheiten der verformungsinduzierten Martensitumwandlung der Restaustenitbestandteile zurückzuführen, deren Neigung zur Phasentransformation unter anderem in Abhängigkeit von der Belastungsorientierung zur kristallographischen Kornausrichtung steht.

Bezüglich der erreichten Umformgrade stellt der TWIP1000 eine weitere Ausnahme innerhalb der Erkenntnisse von [GRAF93a], [KLEE77] und [MÜSC75] dar, da die Ergebnisse bei den untersuchten Versuchsvarianten aufzeigen, dass ein nicht-linearer Belastungspfad grundsätzlich zu einem reduzierten Formänderungsvermögen führt. Die erreichten Umformgrade liegen in diesem Zusammenhang alle unterhalb der konventionellen Grenzformänderungskurve. Des Weiteren bestätigt sich, dass sich ausgehend von einem bestimmten Vorverformungsniveau wiederum ein für dieses Niveau spezifisches Umformvermögen ausbildet, das zwar hinsichtlich der Umformgrade entsprechend verschoben ist, jedoch im Wesentlichen den typischen Verlauf einer GFK aufweist [MÜSC75]. Insgesamt folgt aus den Ergebnissen, dass durch den Einsatz von Grenzformänderungsdiagrammen eine umfassende Beschreibung des Umformverhaltens bzw. die Spezifizierung der Grenze des Umformvermögens für die untersuchten Mehrphasenstähle als unzureichend angesehen werden kann. Hierdurch entsteht in Konsequenz auch die Notwendigkeit einer umfangreichen Werkstoffmodellierung zur verbesserten Beschreibung des Versagensverhaltens der Mehrphasenstähle.

### ***Numerische FEM-Betrachtung***

Für die Durchführung einer abgleichenden Umformsimulation zur Verifizierung der experimentell ermittelten Umformgrade im Kuppenpol der Versuchsproben auf Basis nicht-linearer Dehnungspfade wird die in Abschnitt 9.7 beschriebene Vorgehensweise verwendet. In Abbildung 10.15 sind die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen und der Simulation exemplarisch anhand einer Versuchsvariante des Blechwerkstoffes HCT780X dargestellt. Die initiale rondenförmige Versuchsgometrie wird dabei nach der equibiaxialen Vorverformung mit einer Beschnittkontur gemäß der Probengeometrie Nr. 4 versehen und nachfolgend bis zum Riss weiterverformt. Aus der Formänderungsverteilung nach der Vorverformung geht ein für die Spannungsbelastung typischer zirkularer Dehnungsverlauf hervor, der sich im Zuge des Weiterformens zunehmend einer ellipsenförmigen Dehnungsverteilung annähert. Die letzte ARAMIS-Aufnahme vor der Rissentstehung zeigt die im Probenpol vorherrschende Verteilung der Formänderung  $\varphi_1$ . Mit Hilfe des verwendeten Simulationsansatzes kann das Werkstoffverhalten bereits sehr präzise

abgebildet werden, da die erreichten Umformgrade im Kuppenpol der Probe fast identisch sind. Auch die leicht dezentrale Lage der lokalen Dehnungsmaxima entspricht nahezu den sich im Experiment ausbildenden Einschnürungsbereichen.

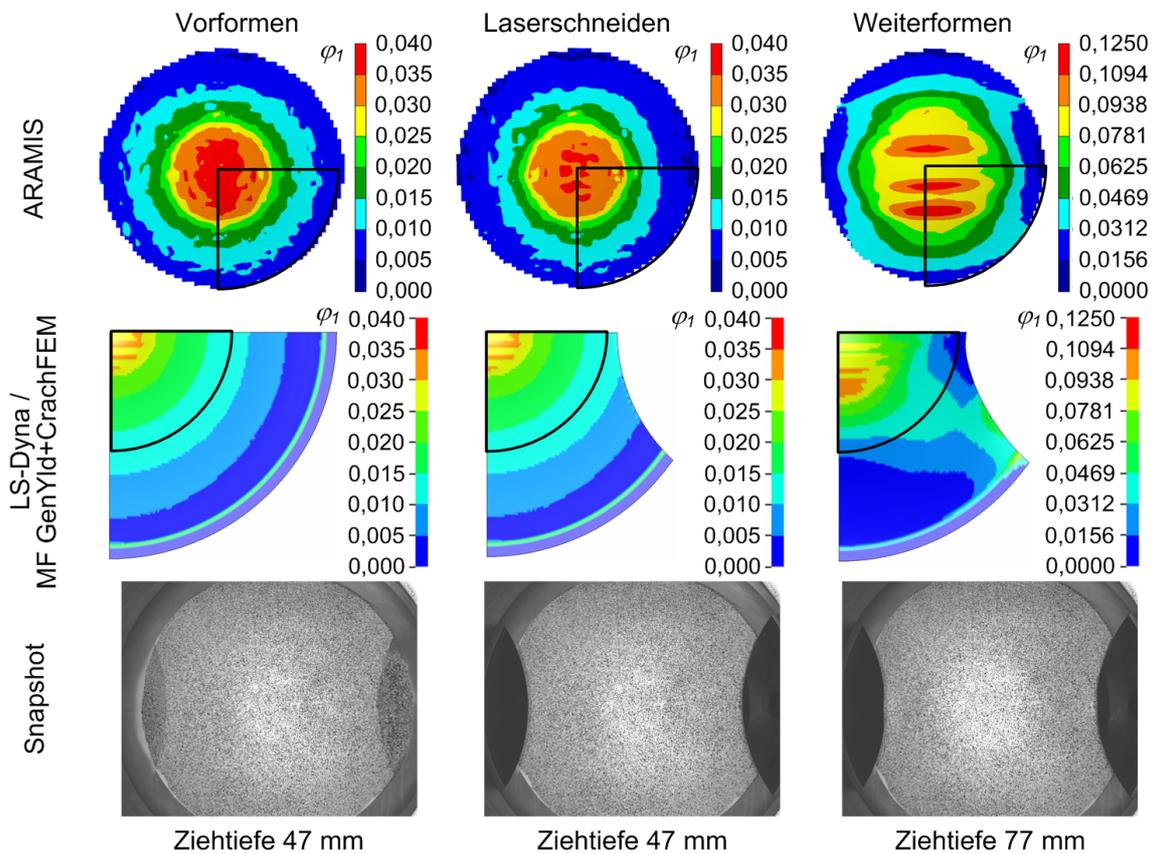


Abbildung 10.15: HCT780X - Entwicklung der Formänderungsverteilung bei nicht-linearen Dehnungspfaden (biaxial  $\rightarrow$  plain-strain) - Gegenüberstellung der simulativen und experimentellen Ergebnisse

Ein weiteres Beispiel zeigt Abbildung 10.16. Auch in diesem Fall zeigt sich bei der Gegenüberstellung eine gute Übereinstimmung der ermittelten Formänderungsverteilung. Hierdurch wird unter anderem die Bedeutung des Einsatzes komplexer Modelle zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens sowie zur Versagensprognose ersichtlich, was sich insbesondere für die Anwendung bei Mehrphasenstählen empfiehlt.

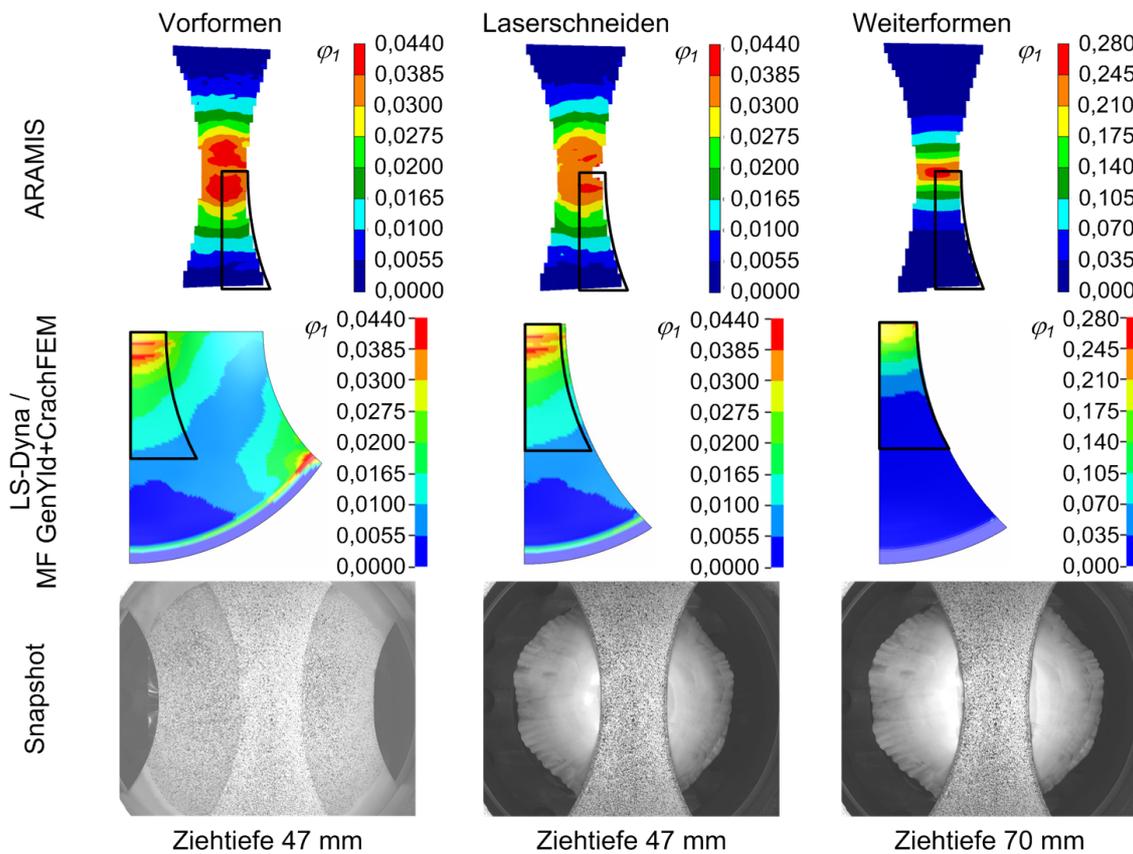


Abbildung 10.16: HCT780X - Entwicklung der Formänderungsverteilung bei nicht-linearen Dehnungspfaden (plain-strain -> uniaxial) - Gegenüberstellung der simulativen und experimentellen Ergebnisse

### 10.3 Prägeversuche

Die spezifischen Umformmechanismen der Versuchswerkstoffe resultieren in dem Bedarf einer entsprechenden Berücksichtigung innerhalb der Werkstoffmodellierung und hierbei insbesondere innerhalb numerischer Ansätze zur virtuellen Abbildung des plastischen Umformverhaltens [GERL07]. Zur Modellierung des gegenüber konventionellen Stahllegierungskonzepten vergleichsweise als komplex anzusehenden Werkstoffverhaltens stehen zum Teil Instrumente bzw. Softwarelösungen zur Verfügung, die die Möglichkeit einer umfassenderen Werkstoffbeschreibung bereitstellen [DELL08] [GESE07]. Die in Abschnitt 9.8 dargestellten Softwaremodule der Fa. MATFEM, München, bieten beispielsweise eine solche Modellierungsmöglichkeit und werden entsprechend für die hier angewendete numerische Simulation berücksichtigt. Im Fokus der Prägeversuche steht aus diesem Grund die qualitative Verifizierung der durchgeführten FE-Simulationen auf Basis des abgebildeten zwei- bzw. dreistufigen Umformprozesses, bei dem eine „H“-förmige Nebenformgeometrie in den vorverformten Polbereich einer Nakajima-Probe eingeprägt wird. Zum Zweck einer konkreten Charakterisierung der im Polbereich der Versuchsproben auftretenden Formänderungen wird die Darstellung der Umformgrade  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  entlang definierter Schnittlinien herangezogen. Hierdurch erfolgt der Abgleich zwischen den experimentell ermittelten Dehnungen sowie den berechneten Formänderungen. Die Schnitte sowie den ausgewerteten Bereich der Probe zeigt Abbildung 10.17. Da die Versuchsprobe zwei Symmetrieebenen aufweist, werden die Ergebnisse des verwendeten  $\frac{1}{4}$ -Modells der Simulation im Nachfolgenden entsprechend gespiegelt dargestellt. Die Versuchsauswertung erfolgt in diesem Abschnitt anhand der Darstellung exemplarischer Ergebnisse.

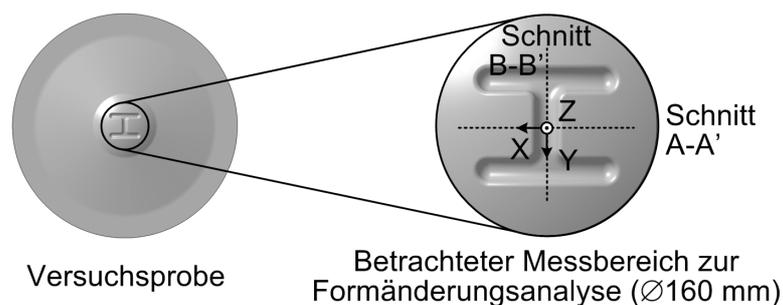


Abbildung 10.17: Kennzeichnung der Schnittprofile geprägter Proben

Abbildung 10.18 stellt die Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B' exemplarisch für den Versuchswerkstoff HCT690T dar, die einen linearen Dehnungspfad zur Erzeugung der Vorverformung aufweisen.

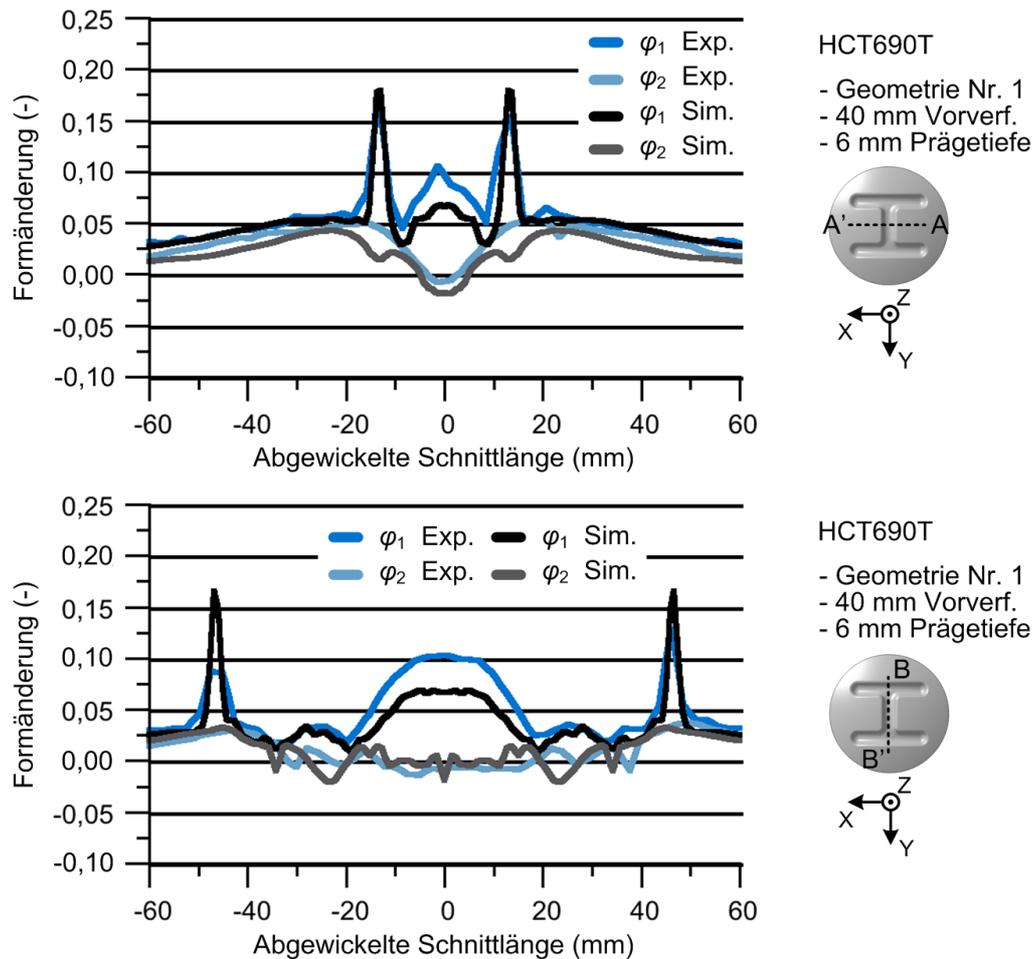


Abbildung 10.18: HCT690T - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B'

Die Formänderungsverläufe in Abbildung 10.18 zeigen, dass sowohl entlang des Schnittes A-A', als auch entlang des Schnittes B-B' die höchsten Werte der Formänderung  $\varphi_1$  im Bereich des Matrizenradius und im direkten Pol der Probe auftreten. Hierbei ist zunächst vom Randbereich her eine ähnliche Entwicklung der Formänderungen zu erkennen, die im Bereich positiver Formänderungen verläuft und durch einen leichten Anstieg der Werte gekennzeichnet ist. Im Bereich der Matrizenradien des Nebenformelements kommt es zu einem lokalen Anstieg der Formänderung  $\varphi_1$ , der mit einer gleichzeitigen Abnahme der Formänderung  $\varphi_2$  verbunden ist. Hiervon ausgehend erfolgt im Fall des Schnittes A-A' zunächst eine

Abnahme der Formänderung  $\varphi_1$ , bevor ein erneutes lokales Maximum im mittigen Probenbereich erreicht wird. Das Niveau der Formänderung  $\varphi_2$  nimmt dabei sukzessiv bis zur Mitte ab, bis nahezu kein Anteil mehr vorhanden ist. Dagegen verlaufen die Formänderungen im Fall des Schnittes B-B' nach dem Matrizenradius zunächst auf einem niedrigen Niveau weiter. Bei einer Entfernung von  $\pm 20$  mm zur Probenmitte steigt die Formänderung  $\varphi_1$  erneut an, ohne Anteile der Formänderung  $\varphi_2$ , wodurch der Dehnungszustand plain-strain charakterisiert ist. Bezüglich der Qualität der numerischen Abbildung der Formänderungen gegenüber den experimentell ermittelten Daten zeigt sich eine grundsätzliche Übereinstimmung bei den Kurvenverläufen. Beim Schnitt B-B' werden die Maxima der Formänderung  $\varphi_1$  allerdings nur bedingt durch die FE-Simulation wiedergegeben. Zu berücksichtigen ist in diesem Zusammenhang jedoch, dass sich der beim HCT690T gewählte simulative Ansatz an der konventionellen Vorgehensweise orientiert und keine Zusatzmodule zur Werkstoffmodellierung verwendet.

Ausgehend von der rundenförmigen Initialgeometrie und einem linearen Formänderungspfad für die Vorverformung zeigt Abbildung 10.19 den Vergleich der berechneten und experimentell ermittelten Formänderungen für den Versuchswerkstoff TWIP1000. Die Unterschiede zum HCT690T bestehen im Wesentlichen in höheren Werten der Zieh- und Prägertiefe, was auf das unterschiedliche Formänderungsvermögen des TWIP-Stahls zurückzuführen ist und bei dem höhere Umformgrade realisiert werden können. Aus dem Verlauf der Formänderung  $\varphi_1$  geht zunächst ein zum HCT690T hinsichtlich der Lage der Maxima korrelierendes Verhalten hervor. Bezüglich der virtuellen Abbildung der Formänderung  $\varphi_1$  ist für Schnitt A-A' insbesondere im Randbereich ein ausgeprägter Unterschied zu den Messwerten der optischen Formänderungsanalyse zu erkennen. Konträr hierzu zeigt sich im Bereich des Matrizenkantenradius und in der Probenmitte ein nahezu identischer Kurvenverlauf, bei dem die Formänderungsmaxima entsprechend abgebildet werden. Bezüglich der Formänderung  $\varphi_2$  zeigen sich entlang der gesamten Schnittlänge charakteristische Differenzen zwischen den Messdaten und der Berechnung. Die Simulation ergibt für den Bereich der Probenmitte negative Werte der Formänderung  $\varphi_2$ , was im Gegensatz zu dem Ergebnis des HCT690T

steht, der in diesem Bereich eine plain-strain-Beanspruchung aufweist. Hier wird diese Beanspruchungsart lediglich durch die experimentellen Messdaten bestätigt. Für den Schnitt B-B' sind die Abweichungen zwischen den berechneten und den gemessenen Formänderungen entlang der gesamten Schnittlänge im Vergleich zum Schnitt A-A' geringer ausgeprägt. Vielmehr stellt sich die virtuelle Abbildungsqualität an dieser Stelle deutlich verbessert dar. Lediglich für die Formänderung  $\varphi_2$  ergeben sich wiederum im Bereich der Probenmitte Werte im negativen Bereich, die von den experimentellen Daten abweichen.

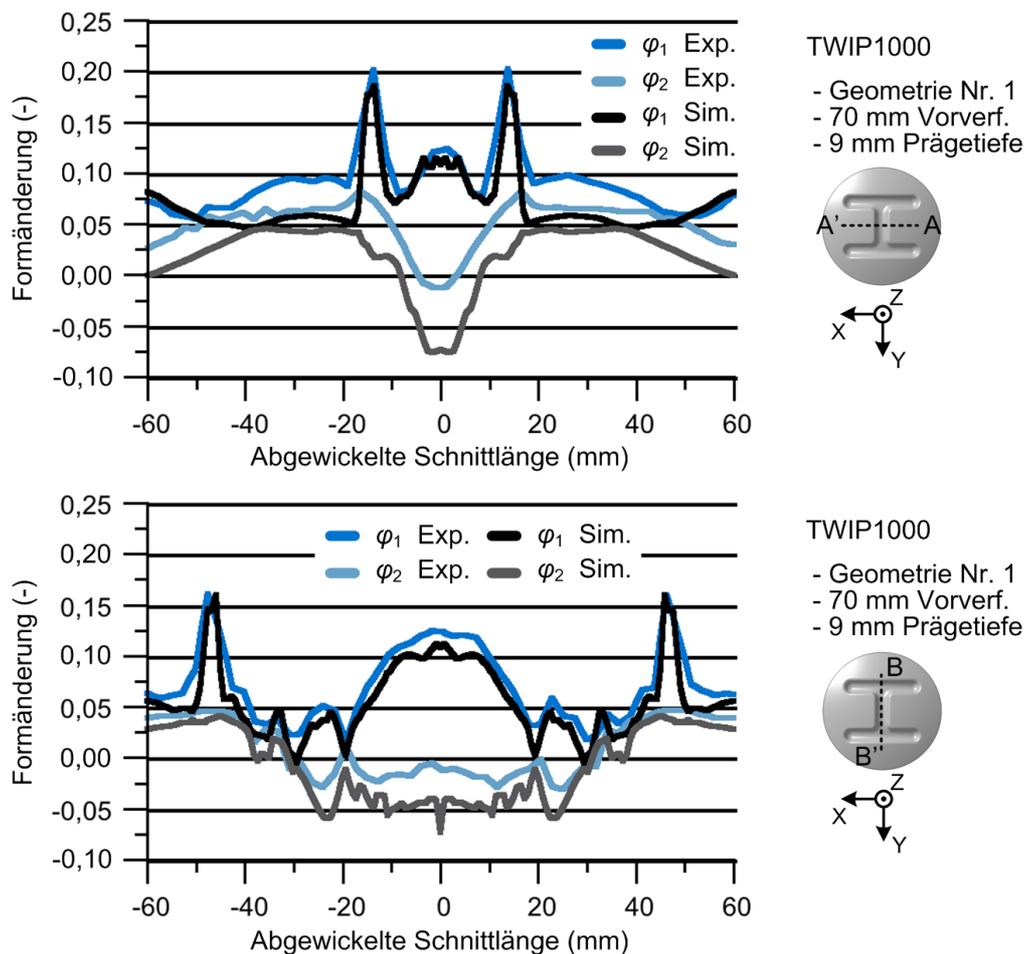


Abbildung 10.19: TWIP1000 - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B'

Die Gegenüberstellung der Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B' für den Versuchswerkstoff HCT780X zeigt Abbildung 10.20.

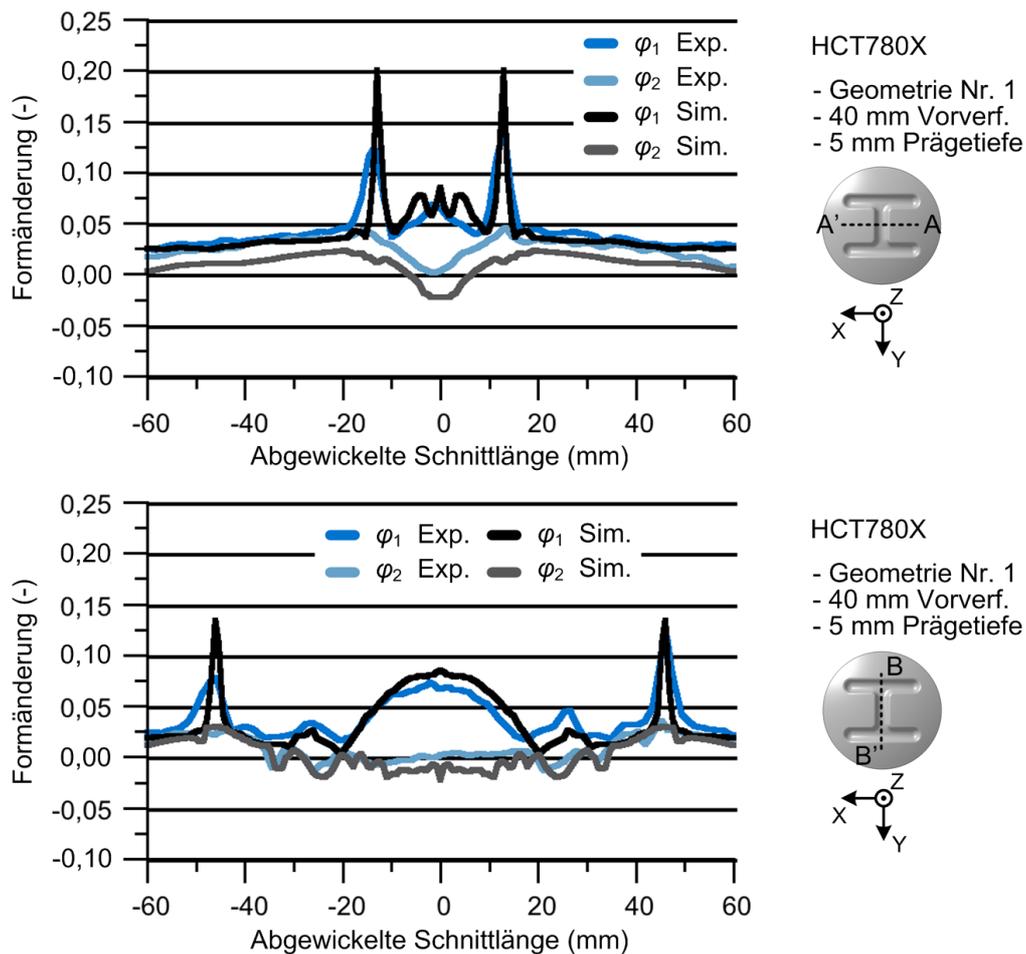


Abbildung 10.20: HCT780X - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B'

Analog zum TWIP1000 zeigen sich für den HCT780X im Schnitt A-A' in der Probenmitte Abweichungen zwischen den experimentell und mittels Simulation ermittelten Werten der Formänderung  $\varphi_2$ . Aus der Simulation gehen negative Werte der Nebenformänderung  $\varphi_2$  in der Probenmitte hervor, die jedoch durch die experimentellen Daten nicht bestätigt werden. Bezüglich der Formänderung  $\varphi_1$  zeigt sich entlang des gleichen Schnittes ein charakteristischer Unterschied in den erreichten Maximalwerten im Bereich des Matrizenkantenradius. Die numerische Betrachtung liefert für diesen Bereich deutlich höhere Formänderungen als im Experiment nachgewiesen werden konnte. Für den Schnitt B-B' stellt sich erneut, wie beim TWIP1000, die numerische Abbildungsqualität der gemessenen Daten sowohl für die Formänderung  $\varphi_1$ , als auch für die Formänderung  $\varphi_2$  verbessert dar, mit nahezu identischen Kurvenverläufen. Die Simulation liefert in der Probenmitte für die

Formänderung  $\varphi_2$  Werte, die geringfügig unterhalb von Null liegen und mit den Werten der optischen Formänderungsanalyse korrelieren. Für die Formänderung  $\varphi_1$  entsprechen die berechneten Werte überwiegend den Messdaten, insbesondere die Bereiche mit den lokalen Maxima werden hierbei, abgesehen vom lokalen Maximum beim Matrizenkantenradius im Bereich B, entsprechend abgebildet. Die existierenden Abweichungen in diesem Bereich sind wahrscheinlich auf eine fehlerhafte optische Messung zurückzuführen, da die Messung im gespiegelten Punkt im Bereich B' einen höheren Wert für die Formänderung  $\varphi_1$  liefert.

Der Einfluss eines nicht-linearen Formänderungspfads auf das Prägeverhalten ist exemplarisch für den Dualphasen-Stahl in der nachfolgenden Abbildung 10.21 dargestellt.

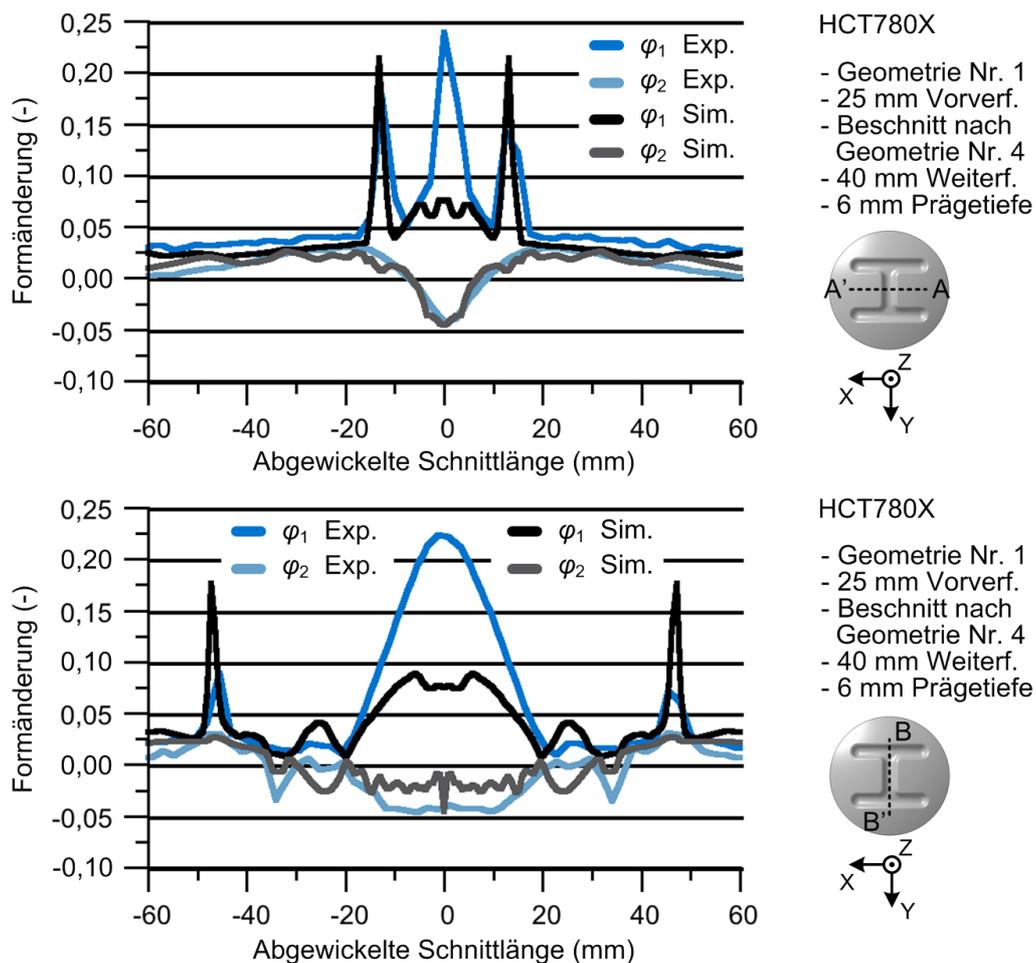


Abbildung 10.21: HCT780X - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B' auf Basis einer nicht-linearen Vorverformung

In Abbildung 10.21 werden die gemessenen und die berechneten Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  entlang der Schnitte A-A' und B-B' gegenüber gestellt. Hierbei zeigt sich, dass die Abweichung zwischen der Simulation und dem Experiment, bis auf die Extremwerte im Polbereich und am Matrizenradius, gering ist. Allerdings liegt die Abbildungsqualität bei den Extremwerten im Vergleich zu den vorangegangenen Ergebnissen auf einem deutlich niedrigeren Niveau, was aus der deutlichen Differenz der Formänderungen im Polbereich hervorgeht. Hier liefert die Simulation wesentlich geringere Werte für die Formänderung. Zudem sind die numerisch ermittelten Formänderungen  $\varphi_1$  am Matrizenradius größer als aus der optischen Formänderungsanalyse hervorgeht. Konträr zu den dargelegten Abweichungen lässt sich sowohl beim Schnitt A-A', als auch beim Schnitt B-B' der Verlauf der Formänderungen  $\varphi_2$  besser abbilden, mit einem nahezu identischen Verlauf der Kurven.

Die aus Abbildung 10.21 hervorgehende charakteristische Abweichung zwischen den experimentellen und den berechneten Daten für die Hauptformänderung  $\varphi_1$  im Bereich der lokalen Maxima ist übertragbar auf sämtliche Versuchsproben mit nicht-linearer Vorverformung. Diese Unterschiede sind insbesondere in der Probenmitte ausgeprägt. Dort führt die mit fortschreitender Umformung zunehmende Einschnürung des Blechwerkstoffes zu höheren Formänderungen, die aus der numerischen Betrachtung hinsichtlich des Ausprägungsgrads nicht hervorgehen.

Wird die werkstoff- und probenspezifische maximal mögliche Prägetiefe auf Basis der FE-Simulation mit den experimentellen Ergebnissen verglichen, so resultieren die in Tabelle 10.1 zusammengefassten Werte. Dabei zeigt sich, dass die maximale Prägetiefe nur beim HCT780X hinreichend genau vorhergesagt werden kann, während für die Werkstoffe HCT690T und TWIP1000 die Divergenz der Ergebnisse zwischen der Simulation und dem Experiment deutlicher ausgeprägt ist. Zu berücksichtigen ist jedoch, dass für die experimentelle Umsetzung die Zustellung der Prägetiefe auf Millimeterschritte begrenzt ist und somit eine feinere Diskretisierung der Prägetiefe nicht möglich ist.

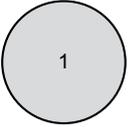
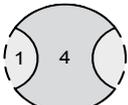
	Initiale Proben- geometrie Nr.	Werkstoff	Vorverformung		Max. Prägetiefe (mm)	
			1-stufig Ziehtiefe (mm)	2-stufig Ziehtiefe (mm)	Simulation	Experiment
Lineare Vorverformung		HCT690T	40	-	8,94	6,00
		HCT780X	40	-	5,27	5,00
		TWIP1000	70	-	12,66	10,00
		HCT690T	40	-	10,70	8,00
		HCT780X	40	-	5,63	6,00
		TWIP1000	70	-	12,92	11,00
		HCT690T	40	-	10,62	9,00
		HCT780X	40	-	5,39	5,00
		TWIP1000	70	-	13,68	11,00
Nicht-lineare Vorverformung		HCT690T	25	40	9,66	8,00
		HCT780X	25	40	5,75	6,00
		TWIP1000	40	70	12,92	11,00

Tabelle 10.1: Gegenüberstellung der maximalen Prägetiefe ohne Probenversagen

Insgesamt bestätigen sich aus den Ergebnissen der Prägeversuche die hohen Anforderungen an die Vorgehensweise zur numerischen Betrachtung des Umformverhaltens von Mehrphasenstählen bzw. zur Werkstoffmodellierung. Ausgehend von den durchgeführten FE-Simulationen zeigt der Vergleich der berechneten Formänderungen mit den experimentellen Daten Abweichungen insbesondere in den Bereichen lokaler Maxima, wie sie typischerweise bei Geometrieübergängen bei Nebenformelementen auftreten. Bei komplexeren mehrstufigen Umformoperationen sind diese Abweichungen deutlicher ausgeprägt. Dennoch ist festzustellen, dass trotz der aufgezeigten Abweichungen in den Abbildungen 10.18 bis 10.21 der grundsätzliche Verlauf der experimentell ermittelten

Formänderungen  $\varphi_1$  und  $\varphi_2$  mit Hilfe des gewählten Simulationsansatzes abgebildet werden kann. Zur komplexeren und umfassenderen Modellierung des Werkstoffverhaltens stehen Instrumente zur Verfügung, die eine verbesserte Abbildungsqualität ermöglichen. Beispiel hierfür ist die Verwendung der Zusatzmodule MF GenYld und CrachFEM, die beim HCT780X eine Vorhersage der realisierbaren Prägetiefe möglich macht. Konventionelle FEM-Werkstoffmodelle setzen eine Volumenkonstanz voraus. Diese ist auf das reale Umformverhalten des HCT690T nicht anwendbar, da die Austenitumwandlung in Martensit mit einer Volumenvergrößerung verbunden ist. Entsprechend erklären sich die vom Experiment abweichenden numerischen Ergebnisse, so dass für die Werkstoffmodellierung von TRIP-Stählen zukünftig eine Berücksichtigung der Volumenänderung anzustreben ist.

#### 10.4 Kantenrissempfindlichkeit von Schnittflächen

Neben der grundsätzlich werkstoffabhängigen Begrenzung des Umformvermögens stellt die topologische Beschaffenheit und Struktur der Schnittkante, die aus der spezifischen Herstellungsgeschichte resultiert, einen zentralen Einflussparameter auf das Bauteilversagen bei Abkantoperationen von Flanschen dar. Zudem neigen insbesondere die durch eine Scherschneidoperation kaltverfestigten Schnittflächen von Bauteilen aus hoch- und höchstfesten Stählen zu Kantenrissen, was zu einem vorzeitigen Versagen während der Umformoperation führt. Die dabei maximal erreichten Dehnungen entlang der Schnittfläche liegen zum Teil deutlich unterhalb der potentiellen Grenzformänderung des jeweiligen Werkstoffes. Im Nachfolgenden wird das Umformvermögen verfestigter Schnittflächen auf Basis eines instrumentierten Lochaufweitungsversuchs näher mit dem Ziel betrachtet, die Auswirkung zentraler Scherschneidparameter auf die Formänderungsgrenze der erzeugten Schnittfläche zu identifizieren.

##### ***Schnittflächencharakterisierung***

Die Ergebnisse der taktilen Profilvermessung der Versuchsproben mit schergeschnittener Schnittfläche sind in Abbildung 10.22 dargestellt. Das Diagramm zeigt die ermittelten qualitativen Anteile der Kanteneinzugshöhe, des Glattschnittanteils sowie der Bruchfläche für die jeweiligen Versuchswerkstoffe in Abhängigkeit vom Schneidspalt und der verwendeten Schneidstempelausführung. Im Kontext der schnittflächencharakterisierenden Kennparameter konnte unter Berücksichtigung sämtlicher herangezogener Versuchsproben keine als ausgeprägt einzustufende Ausbildung des Gratanteils beobachtet werden. Die ermittelten Werte für die Grathöhe liegen insgesamt unterhalb von 1 %, bezogen auf die Blechdicke von 1 mm. Infolgedessen ist eine Aussage über die Beeinflussung der Lochaufweitungsrates durch den Schnittgrat im Rahmen der Untersuchungen grundsätzlich nicht ableitbar. Aufgrund des als vergleichsweise niedrig anzusehenden Wertenniveaus des Schnittgrats wird auf dessen Darstellung innerhalb des Ergebnisdiagramms verzichtet.

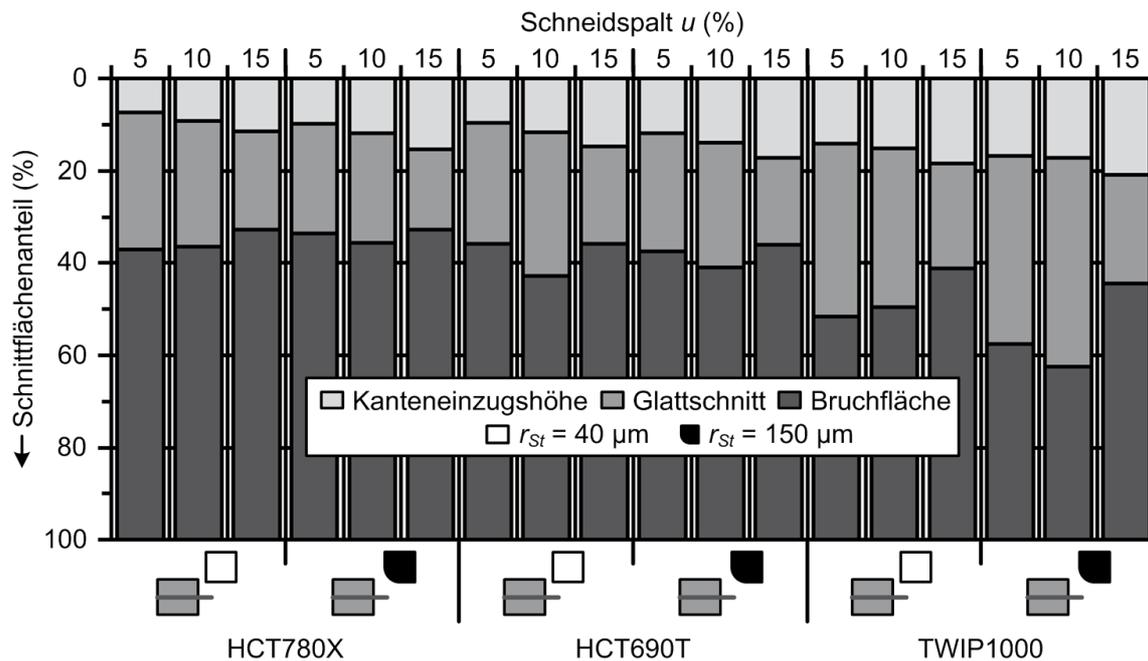


Abbildung 10.22: Schnittflächenausprägung der schergeschnittenen Lochaufweitungsproben

Aus Abbildung 10.22 geht hervor, dass sich die Kanteneinzugshöhe mit zunehmendem Schneidspalt stärker ausbildet. Der Glattschnittanteil erfährt das Maximum seiner Ausprägung bei kleinen Schneidspalten. Während die Größe des glattgeschnittenen Bereichs zwischen einem Schneidspalt von 5 % und 10 % lediglich geringfügig variiert, zeigt sich bei einem Schneidspalt von 15 % eine deutlich geringere Glattschnitthöhe. Die Versuchswerkstoffe HCT780X und HCT690T zeigen in Abhängigkeit von dem jeweiligen Prozessparameter eine gewisse Vergleichbarkeit hinsichtlich der resultierenden Schnittflächenqualität, insbesondere bei den Anteilen der glattgeschnittenen Flächen. Die Unterschiede in der Kanteneinzugshöhe zwischen den beiden Werkstoffen können auf das unterschiedliche Verfestigungsverhalten der Werkstoffe zurückgeführt werden. Dabei bietet der TRIP-Stahl gegenüber dem Dualphasen-Stahl ein höheres Formänderungspotential. Dies wirkt sich auf die Größe der Scherzone aus und führt zu einem höheren Anteil des Einzugs an der Schnittfläche. Gegenüber dem HCT780X und dem HCT690T weist der TWIP1000 die größten Werte für die Kanteneinzugshöhe und den Glattschnittanteil auf. Im Rahmen der Auswertung der durchgeführten Scherschneiduntersuchungen erfolgt in Abschnitt 10.6 eine detaillierte Beschreibung der phänomenologischen Zusammenhänge zwischen den mechanischen Werkstoffeigenschaften und dem

Verfestigungsverhalten sowie deren Einfluss auf die die Schnittflächen kennzeichnenden Kenngrößen.

Bezüglich der verschiedenen Stempelausführungen geht aus Abbildung 10.22 hervor, dass sich die Annahme einer unterschiedlichen Ausbildung der resultierenden Schnittflächenqualität bestätigt. Bei der abgerundeten Kantenausführung des Schneidstempels werden während des Schneidprozesses höhere Druckspannungen induziert, die im Vergleich zur scharfkantigen Variante zu einem differenten Scherspannungszustand führen und auf den die Unterschiede zwischen den Schnittflächen zurückzuführen sind. Dabei stellt sich im Fall des abgerundeten Schneidstempels im direkten Vergleich grundsätzlich eine höhere Kanteneinzugs-höhe ein, während die Unterschiede hinsichtlich des Glattschnittanteils keine eindeutige Tendenz aufweisen. Dennoch zeigt sich eine Entwicklung hin zu leicht reduzierten Glattschnitthöhen. In diesem Kontext zeigen die Ergebnisse der Schnittfläche des TWIP-Stahls und die der Versuchswerkstoffe HCT780X und HCT690T ein konträres Verhalten, da bei einem abgerundeten Schneidstempel sowohl bei einem Schneidspalt von 5 %, als auch bei 10 % ein höherer Glattschnittanteil als beim scharfkantigen Schneidstempel erreicht wird.

Bei der Induzierung eines Scherspannungszustands im Blechwerkstoff während der Hubbewegung des Schneidstempels kommt es zu einer plastischen Verformung des Schnittkantenbereichs, die mit einer Aufhärtung der Werkstoffgrundmatrix verbunden ist. Die Werkstoffverfestigung ist dabei auf das Phänomen der Kaltverfestigung zurückzuführen, die z.B. bedingt durch die Zunahme der lokalen Versetzungsdichte und die damit verbundene Behinderung von Abgleitvorgängen einzelner Kristallbereiche bedingt ist. In Abbildung 10.23 sind die Ergebnisse der Mikro-Härteverlaufsmessung zur qualitativen Charakterisierung der Schnittkantenverfestigung dargestellt. Die Darlegung der Ergebnisse erfolgt exemplarisch für die mit dem scharfkantigen Schneidstempel hergestellten Versuchsvarianten mit einem Schneidspalt von 5 % bzw. 15 %.

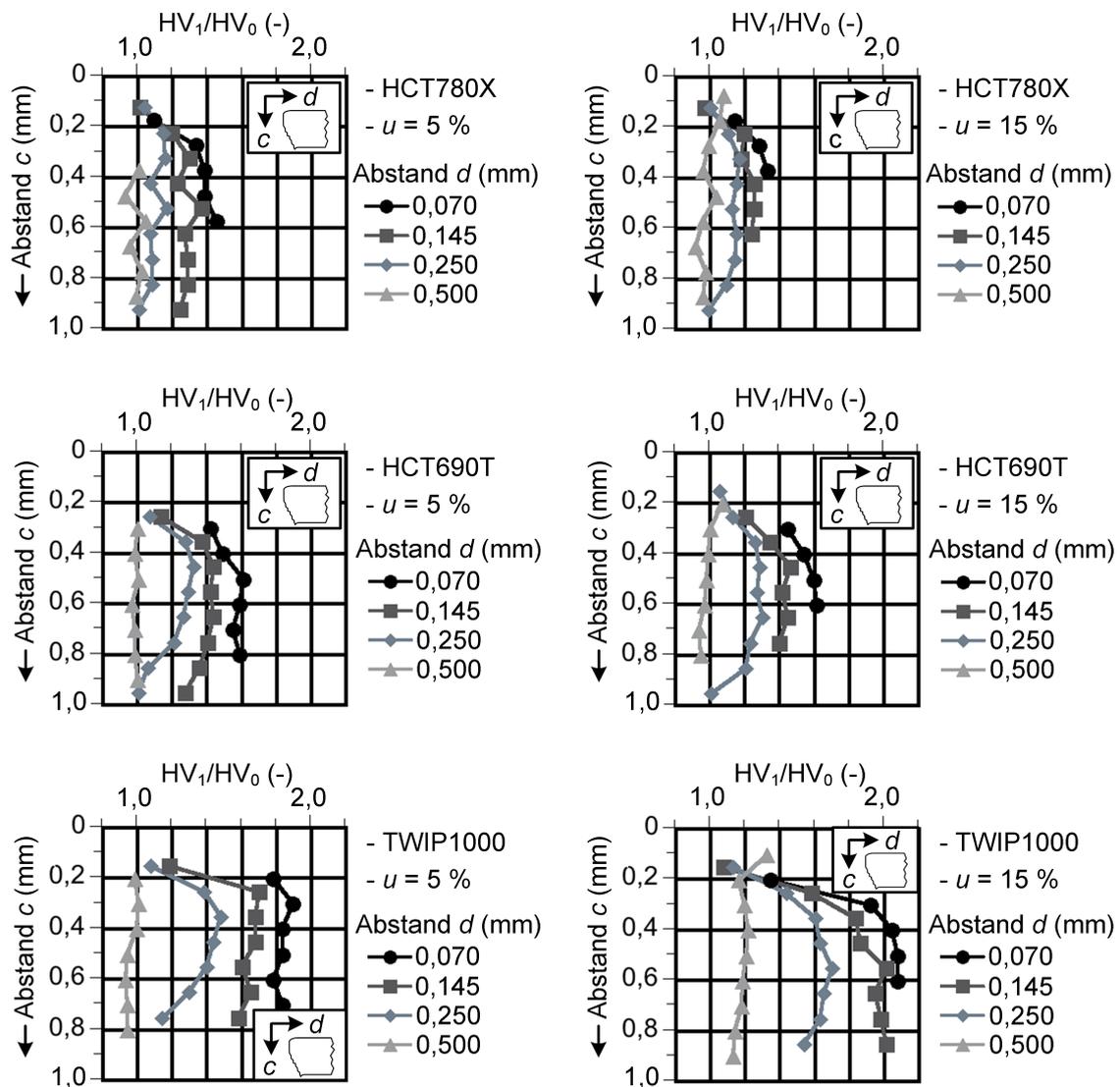


Abbildung 10.23: Mikro-Härteverlauf der schergeschnittenen Lochaufweitungsproben durch scharfkantigen Schnitt

Aus Abbildung 10.23 geht hervor, dass im Abstand von 0,070 mm zur Schnittkante eine deutliche Zunahme der Härte gegenüber der Grundhärte (Abstand 0,5 mm) identifiziert werden kann. Dabei werden Werte im Bereich des 1,5- bis 2-fachen der initialen Härte der Grundmatrix erreicht. Von den Versuchswerkstoffen erreicht der TWIP-Stahl die deutlichste Ausprägung der Schnittkantenverfestigung. Eine Vergrößerung des Schneidspalts hat zur Folge, dass das Werkstoffvolumen innerhalb der Scherzone zwischen Schneidstempel und Matrize analog mit zunimmt. Hierdurch wird ein größerer Werkstoffbereich in die Umformung mit einbezogen, der entsprechend auch einer gewissen Kaltverfestigung unterliegt. Dieser Zusammen-

hang wird insbesondere beim TWIP-Stahl ersichtlich, da die Härtewerte bei einem Abstand von 0,500 mm im Vergleich zur initialen Grundhärte ein deutlich höheres Niveau erreichen. Im Gegensatz dazu bleibt das Grundgefüge bei einem Schneidspalt von 5 % und entsprechend korrelierendem Abstand unbeeinflusst. Das von den Versuchswerkstoffen lediglich der TWIP1000 dieses Phänomen aufweist, ist auf den vergleichsweise niedrigen Wert des Streckgrenzenverhältnisses (vgl. Tabelle 6.3) zurückzuführen. Nach [HÖRM08] ergibt sich bei Blechwerkstoffen mit niedrigem Streckgrenzenverhältnissen eine kleiner Umformgradient an der Schnittlinie, wodurch ein größeres Werkstoffvolumen in den Schneidvorgang einbezogen wird.

Die Abbildung 10.24 zeigt mit Hilfe der Mikro-Härteverlaufsmessung die fertigungstechnische Beeinflussung der qualitativen Gefügestruktur im Schnittflächenbereich bedingt durch die Erodier- bzw. Laserbearbeitung. Aus den Härteverläufen der erodierten Versuchsproben geht eine deutliche Veränderung der Gefügestruktur der Versuchswerkstoffe nicht hervor, da innerhalb der Ergebnisdiagramme die Kurven einen nahezu identischen Trendverlauf aufweisen. Vereinzelt Sprünge im Kurvenverlauf sind in diesem Zusammenhang durch die unterschiedlichen Festigkeiten der einzelnen Phasenbestandteile begründet. Insgesamt bestätigen die Ergebnisse die Ausgangsbetrachtung einer vergleichsweise schonenden Schnittflächenerzeugung mit Hilfe eines Erodierprozesses. Diametral hierzu ist bei den lasergeschnittenen Proben eine zur Schnittfläche hin gerichtete Zunahme des Härteniveaus zu verzeichnen. Besonders ausgeprägt ist dieser Zusammenhang bei dem Blechwerkstoff HCT690T, da die erreichten maximalen Aufhärtingsgrade mit dem Niveau der schergeschnittenen Varianten vergleichbar sind. Aufgrund der metastabilen Restaustenitphase innerhalb des Gefüges ist davon auszugehen, dass der HCT690T im Fall einer thermischen Beanspruchung am sensibelsten im Vergleich zu den anderen Versuchswerkstoffen reagiert. Damit verbunden ist eine Reduzierung des Restaustenit-Gefügeanteils im schnittkantennahen Bereich. Grundsätzlich ist der Härteanstieg im Schnittkantenbereich auf die Ausbildung einer Wärmeeinflusszone zurückzuführen. Die für das thermische Trennen erforderlichen Leistungsdichten des gebündelten Laserstrahls liegen im Bereich von  $10^6$  -  $10^9$  W/cm<sup>2</sup>. Bei diesen Leistungsdichten wird der Werkstoff aufgeschmolzen und

zum Teil verdampft. Dabei bildet sich entlang des Schnittlinienverlaufs eine Wärmeeinflusszone aus. Das partielle Aufschmelzen des Werkstoffes innerhalb der Wärmeeinflusszone führt zu einer Phasenumwandlung des Gefüges, die unter der Voraussetzung einer prävalenten hohen Abkühlrate mit einem Härteanstieg im Vergleich zur Ausgangsmatrix verbunden sein kann.

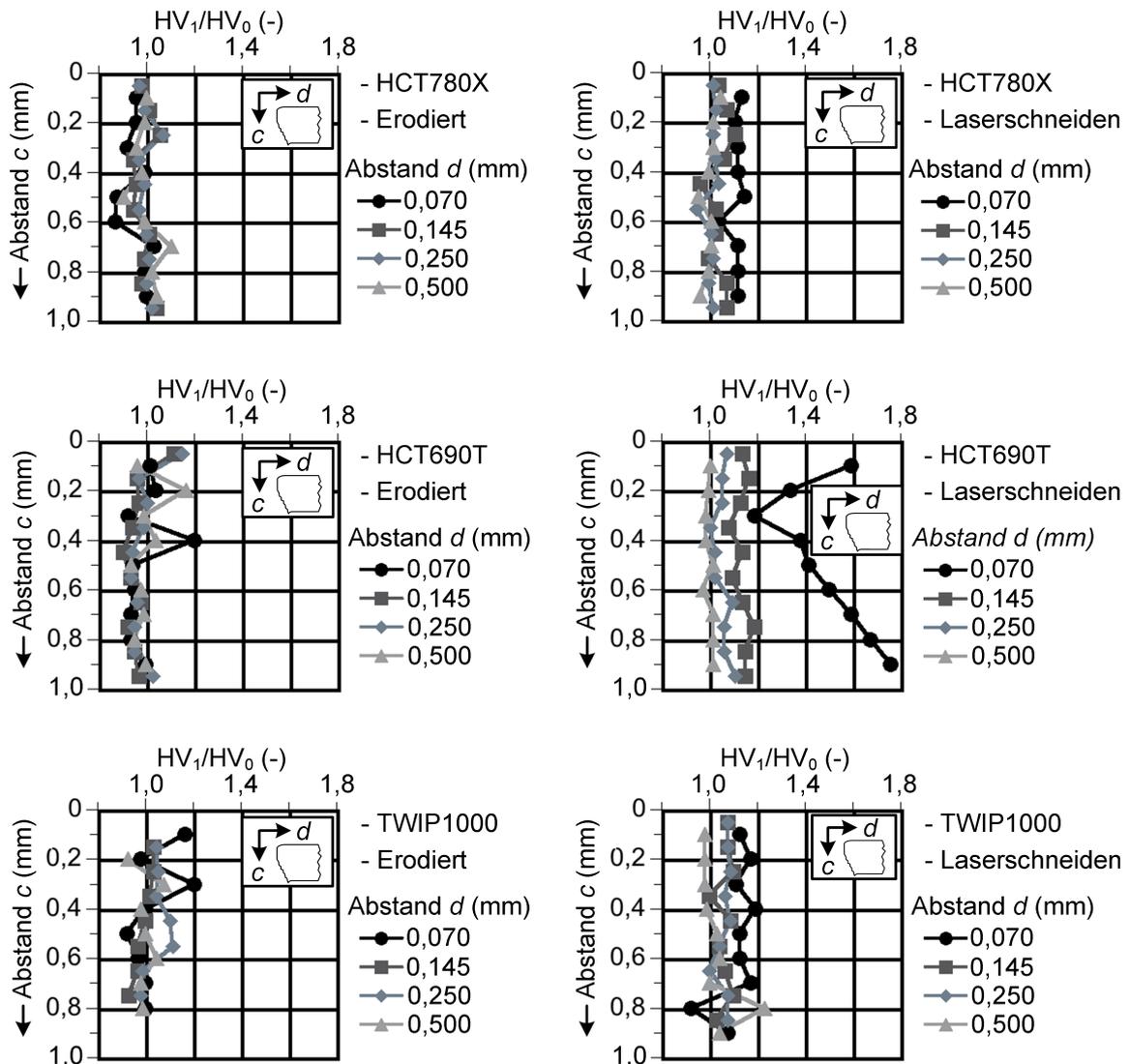


Abbildung 10.24: Mikro-Härteverlauf der erodierten und lasergeschnittenen Lochaufweitungssproben

### **Lochaufweitungsrates $\lambda$**

Eine exemplarische Auswahl umgeformter Aufweitungsproben zeigt Abbildung 10.25. Anhand der insgesamt identifizierten Rissverläufe ist eine grundlegende werkstoff-spezifische Aussage bzw. Abhängigkeit bezüglich einer bevorzugten Rissorientierung in Relation zur Walzrichtung nicht ableitbar. Der Grund hierfür ist im Wesentlichen in der vergleichsweise geringen Probenanzahl pro Versuchsvariante zu sehen, auch wenn eine hohe Reproduzierbarkeit der Versuche vorhanden ist, die sich durch die geringe Streuung der Lochaufweitungsrates  $\lambda$  äußert.

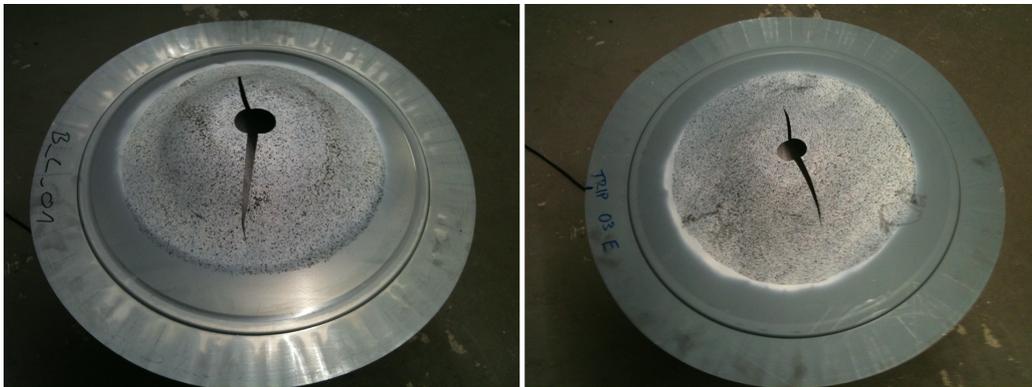


Abbildung 10.25: Umgeformte Versuchsproben (links: TWIP1000; rechts: HCT690T)

Die ermittelten Lochaufweitungsrates  $\lambda$  der Versuchswerkstoffe in Abhängigkeit von den Schneidprozessparametern bzw. dem Lochherstellungsverfahren sind in Abbildung 10.26 dargestellt. Innerhalb der Versuchskampagne zeigte der Referenzwerkstoff DC04 (lasergeschnitten) das größte Formänderungsvermögen mit  $\lambda$ -Werten von bis zu 108 %. Aufgrund der mechanischen Randbedingungen entspricht der Spannungszustand an der Schnittfläche des Loches in umlaufender Richtung einer uniaxialen Beanspruchung und ist folglich dem uniaxialen Spannungszustand des Zugversuchs ähnlich [SHI07]. Jedoch zeigt sich im Vergleich zum Zugversuch, dass sich die geometrische Instabilität, charakterisiert durch den Beginn einer lokalen Einschnürung, hin zu höheren plastischen Dehnungen verschiebt. Nach [KARE09] ist dieser phänomenologische Zusammenhang auf die stabilisierende Wirkung des im kantennahen Bereich weniger gedehnten Werkstoffes zurückzuführen. In Konsequenz können höhere Dehnungen erreicht werden als im Zugversuch, was in den Ergebnissen für den Tiefziehstahl DC04 bestätigt wird. Zur Beschreibung

des Stabilisierungseinflusses wird in der Arbeit von Karelva et al. ein Kennwert auf Basis eines vereinfachten analytischen Ansatzes eingeführt und anhand eines Complex- und Dualphasen-Stahls verifiziert.

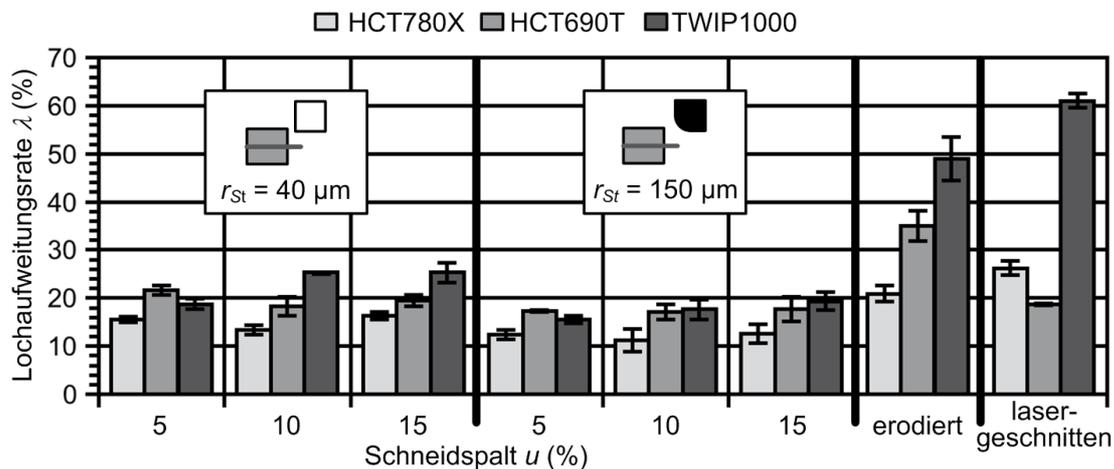


Abbildung 10.26: Lochaufweitungsvermögen der Versuchswerkstoffe

Die Verschiebung der Formänderungsgrenze hin zu höheren plastischen Dehnungen im Vergleich zum Zugversuch bestätigt sich im Fall der untersuchten Mehrphasenstähle nicht, da die erzielten Lochaufweitungen der schergeschnittenen Versuchsvarianten ein deutlich niedrigeres Niveau erreichen als aus den werkstoffspezifischen Werten der Gleichmaßdehnung  $A_g$  zu schließen wäre (vgl. Tabelle 6.3). Das Probenversagen beginnt mit der Initiierung von Mikrorissen ausgehend von der verfestigten Schnittfläche, die sich mit zunehmendem Grad der Ausprägung als Makrorisse durch die Blechdicke und/oder in die Probe hinein fortsetzen. Neben der umformtechnisch bedingten Beanspruchung der Schnittfläche während der Lochaufweitung nimmt die Beschaffenheit der Bruchfläche Einfluss auf das Probenversagen. Dies ist dadurch begründet, dass die Bruchfläche durch eine größere Anzahl an Imperfektionen, wie beispielsweise bereits vorhandene Mikrorisse sowie eine gewisse topologische Rauheit, gekennzeichnet ist, was die Versagensneigung begünstigt. Zudem ist bei Schnittflächen von Mehrphasenstählen im Vergleich zu Güten konventioneller Tiefziehstähle mit niedrigerer Festigkeit ein erhöhter Bruchflächenanteil symptomatisch. Dies unterstützt die Versagensneigung zusätzlich und tritt somit als Versagensphänomen der Kantenrisse häufiger auf. Hierdurch erklärt sich zum Teil das charakteristische Formänderungsvermögen des

Referenzwerkstoffes DC04, bei dem der Bruchflächenanteil deutlich niedriger ausfällt (vgl. auch Abschnitt 10.6).

Die Gegenüberstellung der  $\lambda$ -Werte bei unterschiedlichen Kantenradien des Schneidstempels zeigt, dass aus der Verwendung eines scharfkantigen Schneidaktivelements grundsätzlich ein höheres Lochaufweitungsvermögen resultiert als bei den Schneidstempeln mit einem Kantenradius von 150  $\mu\text{m}$ . Dabei ist beim TWIP-Stahl die günstige Auswirkung eines scharfkantigen Schneidstempels auf das Lochaufweitungsverhalten am deutlichsten ausgeprägt. Folglich erscheint der Einsatz von qualitativ hochwertigen Schneidstempeln mit entsprechender Verschleißbeständigkeit für die industrielle Anwendung als vorteilhaft. Für die Werkstoffe HCT780X und HCT690T ist keine ausgeprägte Einflussnahme auf die Verschiebung der Formänderungsgrenze durch den Schneidspalt erkennbar, da die  $\lambda$ -Werte lediglich geringfügig variieren. Konträr hierzu zeigen die dargestellten Ergebnisse für den TWIP-Stahl, unabhängig von der verwendeten Stempelausführung, eine charakteristische Erhöhung des Lochaufweitungsvermögens mit zunehmender Schneidspaltgröße. Im Vergleich zum  $\lambda$ -Wert bei einem bezogenen Schneidspalt von 5 % beträgt die Steigerung bis zu 5 %. Dieser Effekt ist auf die Abnahme des glattgeschnittenen Anteils an der Schnittkante mit zunehmendem Schneidspalt zurückzuführen und ist äquivalent zu einer Reduzierung des Bereichs mit hoher Verfestigung. In Konsequenz resultiert hieraus eine Verschiebung der Formänderungsgrenze hin zu höheren  $\lambda$ -Werten. Für den Werkstoff HCT690T zeigen die Proben mit drahterodiertem Loch im Vergleich zu den schergeschnittenen Proben nahezu eine Verdoppelung der Aufweitungsrates. Dies bestätigt die ursprüngliche Annahme einer im Initialzustand hochwertigen Schnittfläche, die durch eine vergleichsweise geringe Anzahl an Imperfektionen gekennzeichnet ist. Dagegen erreichen die lasergeschnittenen Proben ein deutlich niedrigeres Aufweitungsniveau und sind qualitativ mit den Resultaten der schergeschnittenen Proben vergleichbar. Diese Vergleichbarkeit der Ergebnisse entspricht den Erkenntnissen der Mikro-Härteverlaufsmessungen von Abbildung 10.24, die ein tendenziell ähnliches Aufhärtungsverhalten im Schnittflächenbereich zeigen. Allerdings ist im Fall des Laserschneidens die Härtezunahme nicht durch eine Kaltverfestigung der Schnittfläche begründet, sondern durch eine

thermisch induzierte Gefügeänderung beim Auf- bzw. Anschmelzen des Blechwerkstoffes. In diesem Zusammenhang ist zu vermuten, dass das niedrige Umformvermögen der lasergeschnittenen Schnittfläche beim TRIP-Stahl auf den in der Wärmeeinflusszone reduzierten Austenit-Anteil zurückzuführen ist. Aufgrund der kurzzeitig im Schnittkantenbereich wirkenden hohen Temperaturen kann es zu einer Umwandlung der austenitischen Phasenbestandteile kommen.

Beim TWIP-Stahl liegt das Lochaufweitungsvermögen sowohl bei den drahterodierten, als auch bei den lasergeschnittenen Proben auf einem deutlich höheren Niveau als bei den schergeschnittenen Proben. Dabei werden im Fall der lasergeschnittenen Proben höhere  $\lambda$ -Werte erreicht als bei den Proben mit drahterodierter Schnittfläche. In diesem Kontext kann sich die scharfe Kante der drahterodierten Proben aufgrund der Bildung von möglichen Spannungskonzentrationen während der Umformung nachteilig auf das Aufweitungsverhalten auswirken. Hierdurch lässt sich erklären, dass trotz der evident höheren Schnittflächenqualität der drahterodierten Proben die Zunahme des  $\lambda$ -Werts zum einen niedriger ausfallen kann als erwartet bzw. zum anderen unterhalb der lasergeschnittenen Variante liegen kann. Beim TWIP-Stahl sind die erzielten Lochaufweitungsraten der schergeschnittenen Proben tendenziell mit den Werten des TRIP-Versuchswerkstoffes vergleichbar. Hieraus folgt, dass das erreichte Aufweitungsniveau der schergeschnittenen TWIP-Proben als auffallend niedrig anzusehen ist, wenn das grundsätzlich mögliche Umformpotential auf Basis des Zugversuchs, was im Vergleich zum TRIP-Stahl weitaus höher liegt, als Grundlage herangezogen wird bzw. mit den erreichten  $\lambda$ -Werten der erodierten und lasergeschnittenen Proben verglichen wird. Die mittels Scherschneiden erzeugten Schnittflächen zeigen sich daher sensibel gegenüber der vorzeitigen Initiierung von Kantenrissen. Der HCT780X verhält sich bezüglich des Versagenszeitpunkts der erodierten und lasergeschnittenen Proben analog zu dem TWIP1000. Auch hier erfolgt das Probenversagen der erodierten Probe vor der lasergeschnittenen Variante, was ergebniskonform mit den Untersuchungen von [KONI07] ist. Grundsätzlich zeigt der HCT780X das geringste Lochaufweitungsvermögen innerhalb der Versuchswerkstoffe.

In Abbildung 10.27 sind die Ergebnisse der in-situ-Dehnungsanalyse des Lochaufweitungsversuchs exemplarisch dargestellt.

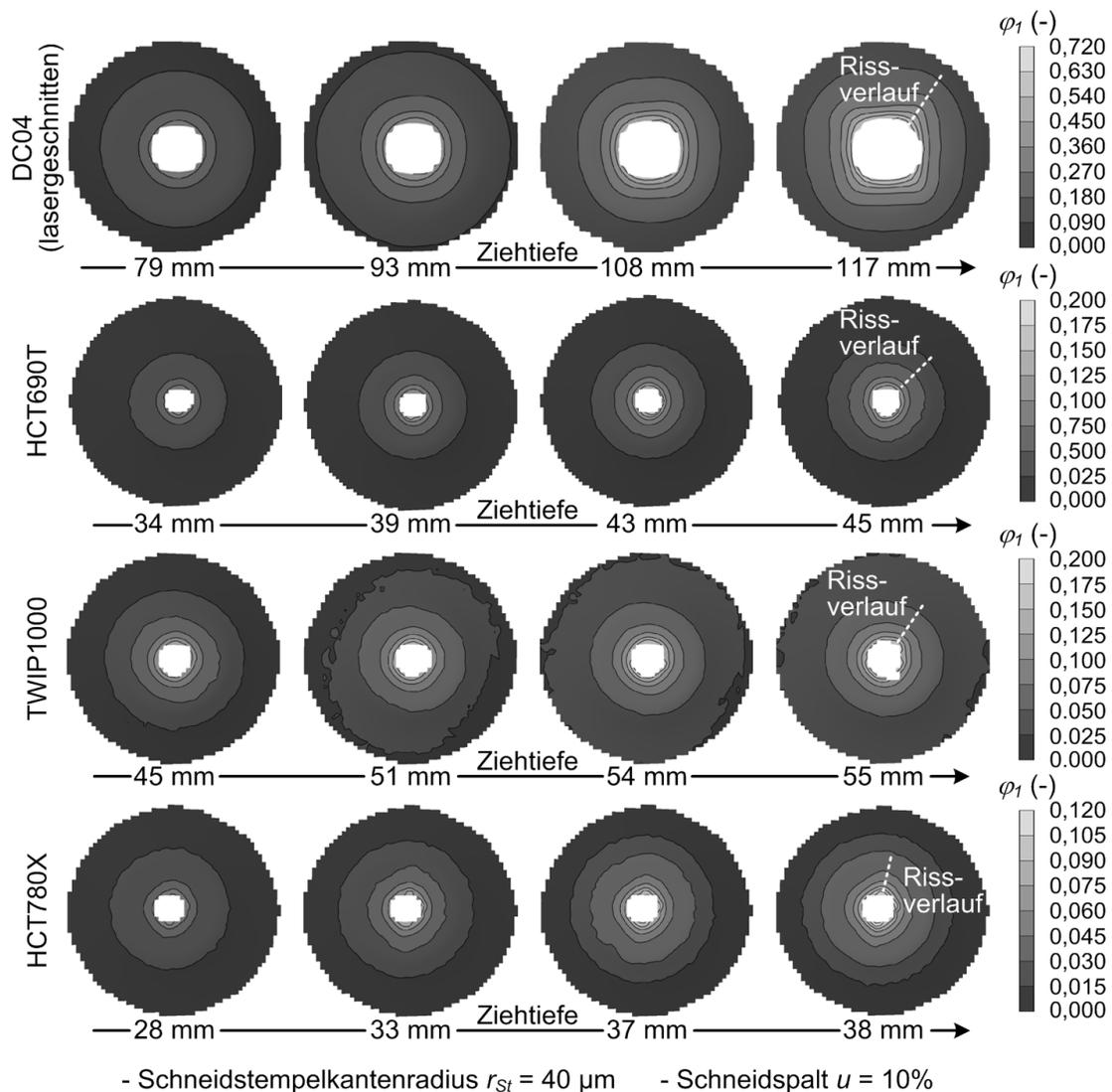


Abbildung 10.27: Verteilung der Formänderung  $\varphi_1$  zu unterschiedlichen Ziehtiefen

Abbildung 10.27 veranschaulicht exemplarisch für die Versuchswerkstoffe die Entwicklung der Formänderung im kantennahen Bereich zu unterschiedlichen Stadien der Umformung. Die Ergebnisse des Werkstoffes DC04 sind zu Vergleichszwecken mit aufgeführt. Für jeden Blechwerkstoff repräsentiert das letzte dargestellte Bild den vom ARAMIS-Messsystem ermittelten Zustand der Probe unmittelbar vor der Rissinitiierung als letzte Aufnahme vor dem Probenversagen. In diesem Zusammenhang symbolisiert die weiß gekennzeichnete, punktförmige Linie in

vereinfachter Form die probenspezifische Ausbreitungsrichtung des ersten auftretenden Makrorisses. Des Weiteren geht aus Abbildung 10.27 hervor, dass die Mehrphasenstähle durch eine durchgängig kreisförmige Verteilung der Formänderung bis zum Zeitpunkt des Versagens charakterisiert sind. Lediglich in der letzten Bildaufnahmestufe vor der Rissinitiierung sind tendenzielle Abweichungen von der Kreisform zu erkennen. Diesbezüglich zeigt der HCT780X im Vergleich zum HCT690T und zum TWIP1000 die ausgeprägteste Deformation der zirkularen Formänderungsverteilung. In diesem Fall verläuft die Formänderung insbesondere im Kantenbereich ellipsenförmig. Eine charakteristische Lokalisierung der Dehnung aufgrund von Einschnürungseffekten ist bei den Proben der Mehrphasenstähle nicht identifizierbar. Daher ist eine Vorhersage der genauen Versagensstelle anhand der Bildaufnahmen nicht möglich. Die Ursache hierfür kann in dem reduzierten Auflösungsvermögen des Lochbereichs gesehen werden. Dieses ist durch die quadratische Form der Auswerte-Facetten, die durch die ARAMIS-Software implementiert und zur Berechnung der Formänderungen herangezogen werden, bedingt. Hierdurch ist eine präzise Abbildung der Lochkontur nur eingeschränkt möglich. Infolgedessen werden die Dehnungen im Kantenbereich vergleichsweise ungenau wiedergegeben. Aufgrund der Neigung der Mehrphasenstähle zu einem Versagen durch Trenn- bzw. Scherbruch lässt sich eine konkrete Vorhersage des Versagensortes anhand ihres Instabilitätsverhaltens allerdings nicht ableiten, zumal da beim Trenn- bzw. Scherbruch keine charakteristische Einschnürung der Proben erfolgt. Dennoch ist beim HCT780X die vermeintliche Lage des Rissentstehungsortes bereits über mehrere Prozessstufen hinweg tendenziell entlang der Hauptachse der ellipsenförmigen Verteilung erkennbar.

Hinsichtlich der Verteilung der Formänderung zeigt der lasergeschnittene Tiefziehstahl DC04 im Vergleich zu den Mehrphasenstählen ein konträres Verhalten während der Lochaufweitung. Zu Beginn des Versuchs ist die typisch kreisförmige Dehnungsverteilung deutlich erkennbar. Mit zunehmender Ziehtiefe verändert sich die zirkuläre Form hin zu einer quadratischen Struktur, wobei sich diese Veränderung nicht auf die letzten Bildaufnahmen vor der Rissentstehung beschränkt, sondern vielmehr über einen vergleichsweise weiten Ziehtiefenbereich zu erkennen ist. Für

den Fall des DC04 ist somit eine Lokalisierung der Formänderung entlang der Eckbereiche der rechteckförmigen Dehnungsverteilung erkennbar und als Indikator für einen möglichen Rissentstehungsort verwendbar. Die phänomenologische Ursache für die Lokalisierung der Formänderung liegt in diesem Zusammenhang in dem Werkstoffversagen durch Instabilität und der damit verbundenen Neigung zur Einschnürung. Ein weiterer Aspekt stellt das im Vergleich zu den anderen Versuchswerkstoffen deutlich anisotropere Verhalten des DC04 dar.

Ausgehend von den exemplarisch dargestellten Versuchsproben aus Abbildung 10.27 zeigt Abbildung 10.28 den zu angegebenen Ziehtiefen korrelierenden Verlauf der Formänderung in radialer Richtung. Die Formänderung nimmt von der Schnittfläche beginnend exponentiell ab, wobei die grundsätzliche Höhe des Kurvenniveaus mit zunehmender Ziehtiefe ansteigt.

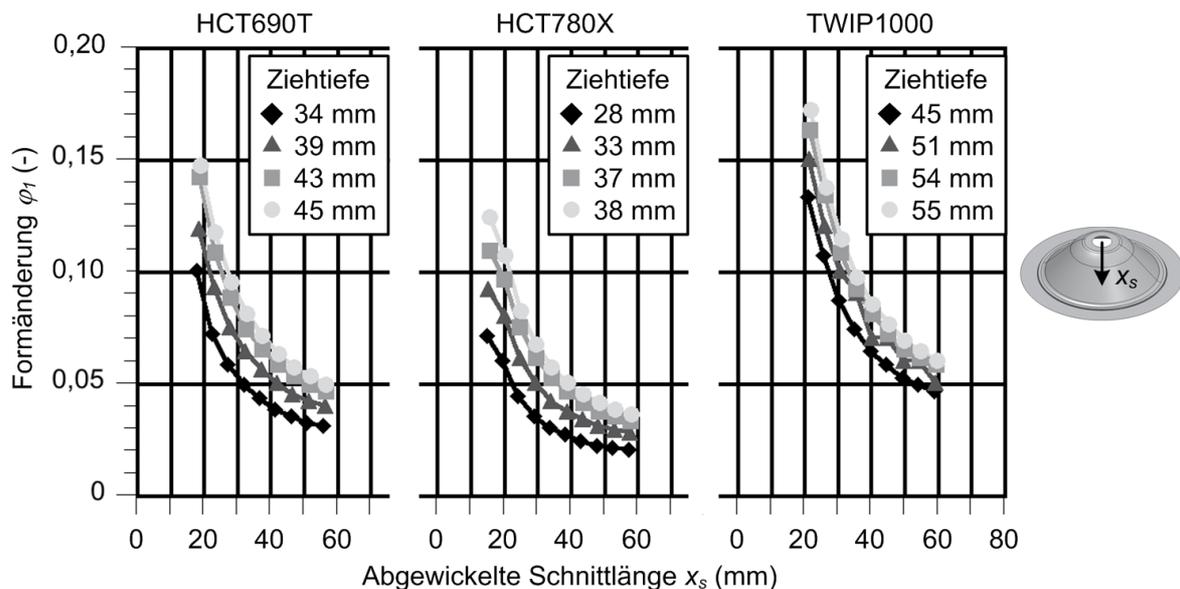


Abbildung 10.28: Radialer Verlauf der Formänderung  $\varphi_1$  in Abhängigkeit von der Ziehtiefe

## 10.5 Abkantversuche

Der nachfolgende Abschnitt befasst sich mit der Charakterisierung der Biegeeigenschaften der Versuchswerkstoffe. Im Fokus der Biegeversuche steht die Bewertung der Rückfederungseigenschaften der Versuchswerkstoffe nach Entlastung des stempelseitig aufgebracht Biegemoments am Ende der Abkantoperation. Die in die Versuchsproben induzierte Biegebeanspruchung wird in diesem Zusammenhang durch eine Abstelloperation (Abkanten) eines Flansches herbeigeführt. Der Biegewinkel beträgt dabei 90 Grad. Die Beschreibung des Rückfederungsverhaltens erfolgt sowohl anhand von unverfestigten, als auch von bereits verfestigten Proben. Ein weiterer Gegenstand der Untersuchungen betrifft die Variation des Biegeradius, der entsprechend durch den Kantenradius der Matrize vorgegeben wird. Darüber hinaus werden die während des Abkantens auftretenden Prozesskräfte in Abhängigkeit des Stempelwegs betrachtet und zu Vergleichszwecken bzw. zur Beschreibung der Werkzeugbelastung herangezogen. Nach der Ergebnisdarstellung der ebenen Versuchsgeometrien folgt die Beschreibung des Einflusses der Kaltverfestigung auf das Biegeverhalten auf Basis von vorverformten Versuchsproben.

### 10.5.1 Abkanten ebener Versuchsproben

Für die ebenen, zweidimensionalen Versuchsgeometrien erfolgt die Biegeoperation entlang einer geradlinig verlaufenden Biegeachse (vgl. Abbildung 2.11). Aus diesem Grund werden die auftretenden Biegespannungen nicht von zusätzlichen Zug- oder Druckspannungen überlagert. Außerdem ist der Spalt zwischen Abkantstempel und Matrize derart ausgelegt, dass eine zusätzliche Abstreckung des Flansches, wie es im Allgemeinen in der industriellen Praxis zur Reduzierung des Rücksprungverhaltens umgesetzt wird, nicht erfolgt.

#### ***Prozesskräfte***

Die Ergebnisdarstellung der Prozesskräfte in Abhängigkeit von der Hubbewegung beschränkt sich im Folgenden auf das Intervall zwischen dem Erreichen eines

Startschwellenwertes von 50 N in Richtung  $F_x$  bis zum unteren Umkehrpunkt des Abkantstempels. In Abbildung 10.29 ist der Verlauf der Prozesskräfte  $F_x$  und  $F_z$  exemplarisch anhand des Werkstoffes TWIP1000 dargestellt (vgl. auch Abbildung 9.17). Dabei wird in Abbildung 10.29 die Beeinflussung des Kraftverlaufs in Abhängigkeit von dem Matrizenkantenradius  $r_M$  mit berücksichtigt. Aus der Abbildung geht hervor, dass die zum Abkanten erforderliche Stempelkraft  $F_z$  mit zunehmendem Biegeradius abnimmt. Dagegen ist in Querrichtung mit zunehmendem Matrizenkantenradius  $r_M$  zunächst ein Anstieg des Kraftmaximums in Richtung  $F_x$  zu erkennen, bevor der Maximalwert der Querkraft bei einem Matrizenkantenradius von 3 mm wieder deutlich abfällt. In Abhängigkeit vom verwendeten Biegeradius werden die jeweiligen Kraftmaxima in Richtung  $F_x$  und  $F_z$  zu unterschiedlichen Hubpositionen des Abkantstempels erreicht, was auf die geometrischen Eigenschaften der Matrize und des Abkantstempels im Kantenbereich zurückzuführen ist. Dass die Kraftverläufe bei größeren Biegeradien zunehmend flacher verlaufen, entspricht den formellen Zusammenhängen von Abschnitt 2.5.2, da das für die Umformung erforderliche Biegemoment und damit auch die erforderliche Stempelkraft  $F_z$  bei kleiner werdendem Biegeradius ansteigen.

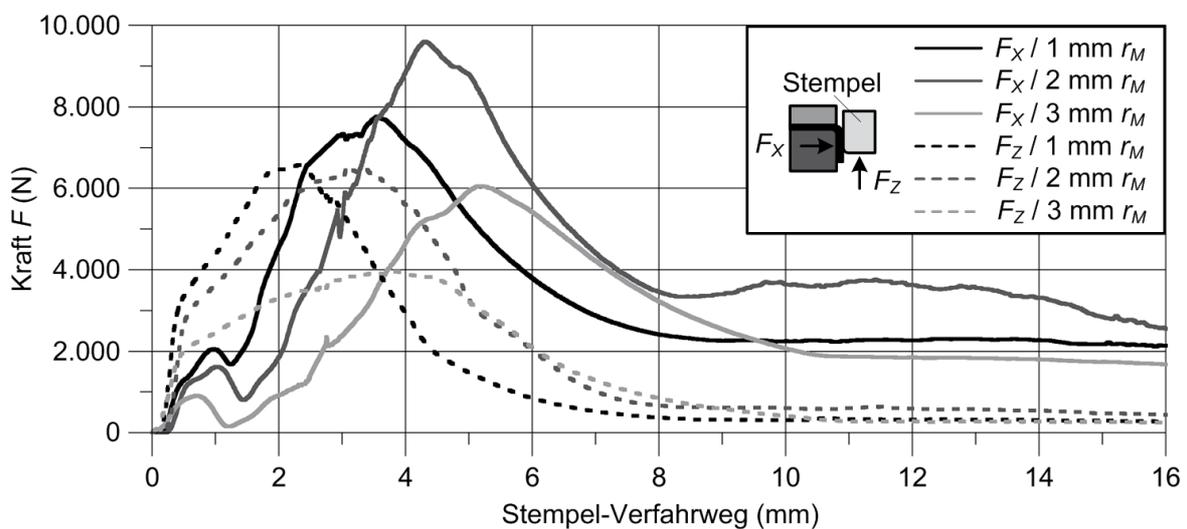


Abbildung 10.29: Prozesskräfteverlauf beim Abkanten ebener Probengeometrien bei unterschiedlichen Matrizenkantenradien (Versuchswerkstoff: TWIP1000, Probenbreite 70 mm)

Mit Bezug auf die betrachteten einzelnen Versuchsanordnungen zeigen die nachfolgenden Ergebnisdiagramme von Abbildung 10.30 und 10.31 die jeweils korrespondierenden Maximalwerte der Prozesskräfte in Richtung  $F_x$  und  $F_z$ . Die Werte stellen dabei Durchschnittswerte dar, die aus jeweils drei Einzelversuchen gemittelt werden. Für den Versuchswerkstoff HCT690T wird darüber hinaus auch die Lage der Walzrichtung zur Biegelinie variiert, um hierdurch gegebenenfalls einen Anisotropieeinfluss auf die resultierenden Prozesskräfte mit zu betrachten. Es ist davon auszugehen, dass von den Versuchswerkstoffen insbesondere der TRIP-Werkstoff aufgrund seines  $r_m$ -Wertes von 0,87 (vgl. Tabelle 6.3) ein anisotropes und somit walzrichtungabhängiges Verhalten aufweist.

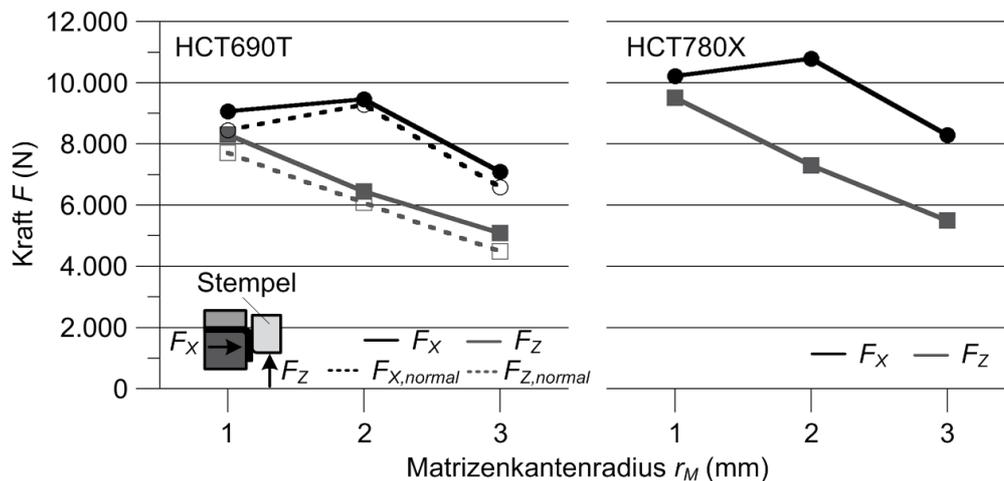


Abbildung 10.30: Gemittelte Maximalwerte der Querkraft  $F_x$  und der Stempelkraft  $F_z$  beim Abkanten ebener Versuchsprouben in Abhängigkeit von unterschiedlichen Matrizenkantenradien  $r_M$  sowie von der Orientierung der Biegelinie normal und längs zur Walzrichtung (Versuchswerkstoffe: HCT690T und HCT780X; Probenbreite 70 mm)

Aus Abbildung 10.30 geht hervor, dass bei einem Verlauf der Biegelinie normal zur Walzrichtung im Vergleich zu einer längs zur Walzrichtung laufenden Biegelinie tendenziell niedrigere Maximalwerte der Stempelkraft  $F_z$  und der Querkraft  $F_x$  erreicht werden. Somit bestätigt sich die Vermutung, dass das anisotrope Werkstoffverhalten des Versuchswerkstoffes HCT690T die Prozesskräfte beim Abkanten beeinflusst. Was den jeweiligen Verlauf der Maximalwerte der Prozesskräfte betrifft, ist die Abhängigkeit von dem Matrizenkantenradius jedoch grundsätzlich übereinstimmend. Des Weiteren zeigt sich in den Abbildungen 10.30 und 10.31, dass

der Dualphasen-Stahl HCT780X im Vergleich zu sämtlichen Versuchswerkstoffen für jede Versuchsvariation die höchste Maximalkraft erreicht, was auf das geringere Umformvermögen verbunden mit einem ausgeprägten Verfestigungsverhalten zurückzuführen ist. Konträr hierzu erreicht der Referenzwerkstoff DC04 die niedrigsten Kraftwerte.

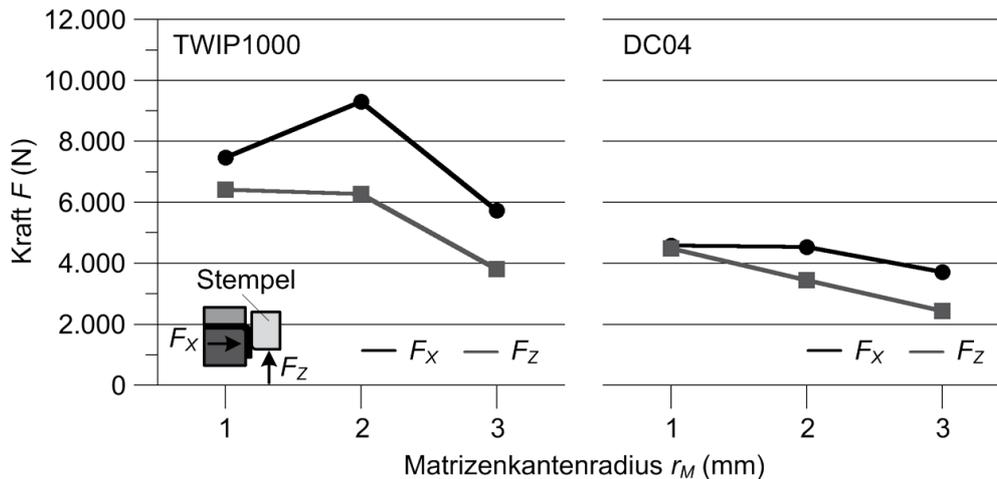


Abbildung 10.31: Gemittelte Maximalwerte der Querkraft  $F_x$  und der Stempelkraft  $F_z$  beim Abkanten ebener Versuchsproben in Abhängigkeit von unterschiedlichen Matrizenkantenradien  $r_M$  (Versuchswerkstoffe: TWIP1000 und DC04; Probenbreite 70 mm)

### Rückfederungsverhalten

Die Rückfederungseigenschaften eines metallischen Werkstoffes beim Abkanten werden neben den geometrischen Randbedingungen des Biegeprozesses insbesondere durch die werkstoffspezifischen mechanischen Kenngrößen bestimmt. Zu den wesentlichen Einflussparametern zählen der E-Modul, die Lage der Fließgrenze sowie das Verfestigungsverhalten. Das Rückfederungsverhalten der Versuchswerkstoffe beim Abstellen um 90 Grad ist in Abbildung 10.32 zusammengefasst. Dabei wird die Rückfederung anhand des Rückfederungsverhältnisses  $K$  spezifiziert [LANG90]. Dabei korreliert das Rückfederungsverhältnis  $K$  mit dem aus dem Biegeprozess resultierenden Biegewinkel  $\alpha_r$  sowie mit dem ursprünglich vom Gesenk (Abkantstempel) vorgegebenen Wert. Im herangezogenen Versuchsaufbau gilt zur Berechnung des Rückfederungsverhältnisses  $K$  der formelle Zusammenhang:

$$K = \alpha_r / 90^\circ \quad (10.5)$$

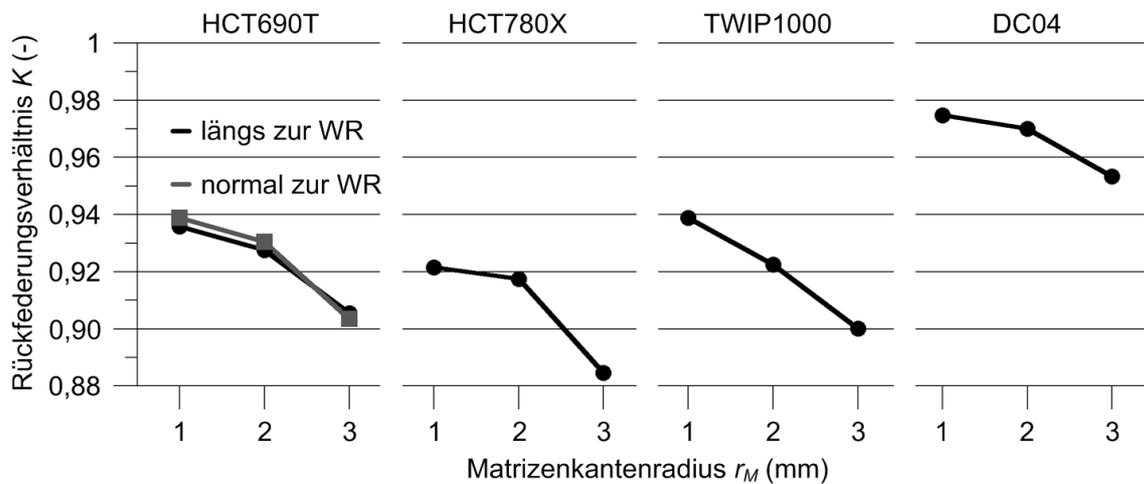


Abbildung 10.32: Rückfederungsverhältnis  $K$  der Versuchswerkstoffe beim Abkanten ebener Versuchsproben

Die Mehrphasenstähle zeigen eine deutlich ausgeprägtere Rückfederungsneigung als der Tiefziehstahl DC04 (Abbildung 10.32). Den untersuchten Werkstoffen gemeinsam ist, dass der Grad der Rückfederung mit zunehmendem Biegeradius ansteigt, was sich aus fertigungstechnischer Sicht als ungünstig darstellt. Von den Mehrphasenstählen zeigt der Dualphasen-Stahl das für das jeweilige Versuchsregime größte Rückfederungsverhältnis. Der HCT690T und der TWIP1000 weisen dagegen tendenziell vergleichbare Rückfederungseigenschaften auf. Der deutliche Unterschied des Rückfederungsverhaltens zwischen den Mehrphasenstählen und dem konventionellen Tiefziehstahl zeigt auf, dass insbesondere im Fall von hoch- und höchstfesten Stahllegierungen eine hinreichende Prozessadaptierung im Rahmen von Biegeoperationen zur Rückfederungskompensation bei der fertigungstechnischen Verarbeitung von zentraler Bedeutung ist. Aufgrund des gegenüber dem konventionellen Tiefziehstahl DC04 höheren Rückfederungsanteils sind die bisher eingesetzten Methoden zur Prozess- und Werkzeugauslegung eines Umformprozesses nur bedingt zielführend anwendbar, da die Kompensation des elastischen Umformanteils deutlich aufwendiger zu gestalten ist. Bezüglich der Orientierung der Walzrichtung zur Biegeachse zeigen sich beim HCT690T lediglich als geringfügig anzusehende Unterschiede im Rückfederungsverhältnis  $K$ . Aufgrund des auf den TRIP-Stahl eingegrenzten Versuchsumfangs ist jedoch eine allgemeingültige Übertragung dieses Sachverhalts als weniger sinnvoll anzusehen und es ist der Bedarf einer konkreteren Betrachtung nahezulegen.

Bei keiner der untersuchten Proben können nach dem Abkantprozess Risse im Biegebereich auf der oberflächlichen Außen- oder Innenseite identifiziert werden. Das gleiche Phänomen stellt sich auch bei der mikroskopischen Betrachtung des Probenquerschnitts anhand von präparierten Schliffbildern dar, bei denen für einen Biegeradius von 1 mm keine Rissentstehung innerhalb der Probe zu erkennen ist. Im Anhang 13 (Abbildung 13.2) sind exemplarische Schliffproben mit Querschnittsprofilen von den Versuchswerkstoffen angegeben. Als oberflächliche Veränderung der Proben ist lediglich ein charakteristischer Abrieb der Zinkbeschichtung, bedingt durch den Stempelkontakt, zu beobachten.

### **10.5.2 Abkanten vorverformter Versuchsproben**

Der zentrale Aspekt der Untersuchungen von vorverformten Versuchsproben besteht in der Charakterisierung des Einflusses eines fortgeschrittenen plastischen und somit kaltverfestigten Umformzustands der Versuchswerkstoffe auf das Abkantverhalten und des damit verbundenen verfahrensbedingten Rückfederungsverhaltens bzw. des resultierenden Wirkkräfteniveaus auf die Aktivelemente. Dabei werden unterschiedliche Vorverformungsgrade betrachtet, die sich an den herangezogenen Vorverformungsniveaus aus den Untersuchungen zur Ermittlung nicht-linearer Dehnungspfade von Abschnitt 9.2 orientieren. Aufgrund der kugelförmigen Probenwölbung erfolgt die Reduzierung des initial 3-dimensionalen Bereichs der Abkantprobe in die spätere 2-dimensionale Flanschgeometrie entlang einer gekrümmten Biegeachse, so dass für diese Untersuchungen keine reine Biegebeanspruchung vorliegt.

#### ***Prozesskräfte***

Die Abbildung 10.33 zeigt die gemittelten Prozesskräfte für das Abkanten der vorverformten Versuchsproben für den Versuchswerkstoff HCT780X in Abhängigkeit von den unterschiedlichen initialen Vorverformungszuständen aus dem Bereich biaxialer (Geometrie-Nr. 1, vgl. Tabelle 9.2) und plain-strain-Belastung (Geometrie-Nr. 4) sowie dem Übergangsbereich plain-strain/uniaxial (Geometrie-Nr. 5).

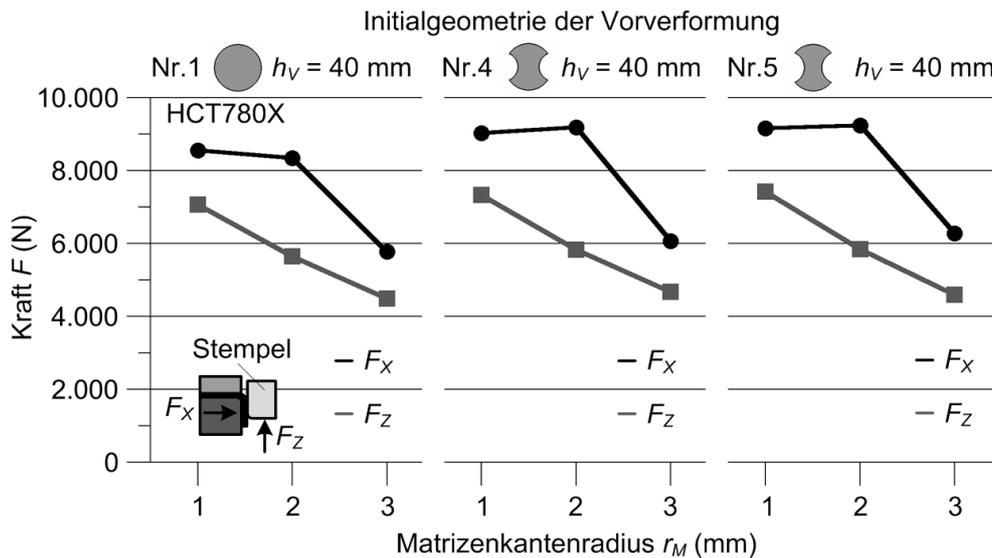


Abbildung 10.33: Resultierendes Maximum der Stempelkraft  $F_z$  und Querkraft  $F_x$  beim Abkanten vorverformter Proben in Abhängigkeit vom Matrizenkantenradius  $r_M$  sowie vom Vorverformungsgrad (Versuchswerkstoff: HCT780X; Probenbreite 50 mm)

Trotz der unterschiedlichen probenspezifischen Vorverformungsniveaus zeigt sich in Abbildung 10.33, dass für den HCT780X die auftretenden Kräfte in Richtung der Stempelbewegung  $F_z$  sowie in Querrichtung  $F_x$  nahezu unabhängig von der jeweiligen Initialgeometrie zur Erzeugung des verfestigten Werkstoffzustands sind. Dabei zeigen die Maximalwerte der Prozesskräfte einen nahezu identischen Trend hinsichtlich ihrer Abhängigkeit vom Matrizenkantenradius  $r_M$ . In Korrelation zu den ebenen Versuchsproben weisen die vorverformten Proben ein höheres Kräftelevel in Querrichtung  $F_x$  als in Richtung der Stempelbewegung  $F_z$  auf (vgl. Abschnitt 9.5). Zu Beginn der Abkantoperation steigt zunächst die in Richtung der Stempelbewegung orientierte Kraft  $F_z$  an. Die zunehmende Kaltverfestigung des Blechwerkstoffes bedingt einen weiteren Kraftanstieg bis ein Maximum erreicht wird und die Probe weitgehend in den Matrizenkantenradius eingeformt ist. Nach dem Maximum sinkt die Kraft  $F_z$ . In Richtung der Stempelbewegung dominiert zunehmend der Anteil der Gleitreibungskraft [TIPL94]. Dagegen steigt das Niveau der Querkraft  $F_x$  weiter an, bis der Flansch entlang des Matrizenkantenradius ausgebildet ist. Ab diesem Stadium nimmt die Querkraft  $F_x$  ab. Mit fortschreitendem Stempelhub stellt sich ein nahezu gleichbleibender Kräfteverlauf von  $F_z$  und  $F_x$  ein. Der Flansch ist vollständig

gebogen und der Abkantstempel führt eine Gleitbewegung durch. Die Kraft  $F_X$  stellt hierbei die senkrecht zur Gleitbewegung wirkende Normalkraft dar.

Die Abbildungen 10.34 und 10.35 zeigen die ermittelten Maximalwerte für Prozesskräfte  $F_X$  und  $F_Z$  für die Versuchswerkstoffe HCT690T und TWIP1000.

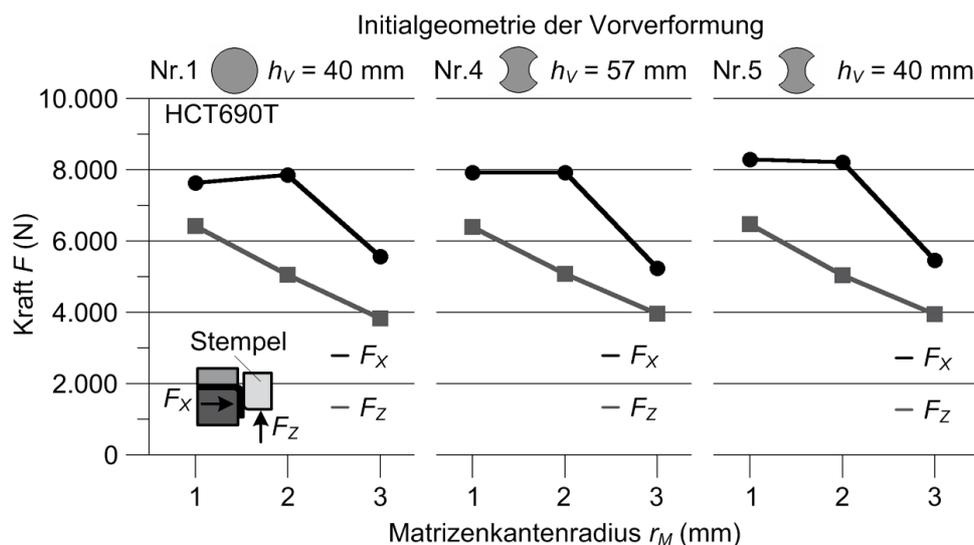


Abbildung 10.34: Resultierendes Maximum der Stempelkraft  $F_Z$  und Querkraft  $F_X$  beim Abkanten vorverformter Proben in Abhängigkeit vom Matrizenkantenradius  $r_M$  sowie vom Vorverformungsgrad (Versuchswerkstoff: HCT690T; Probenbreite 50 mm)

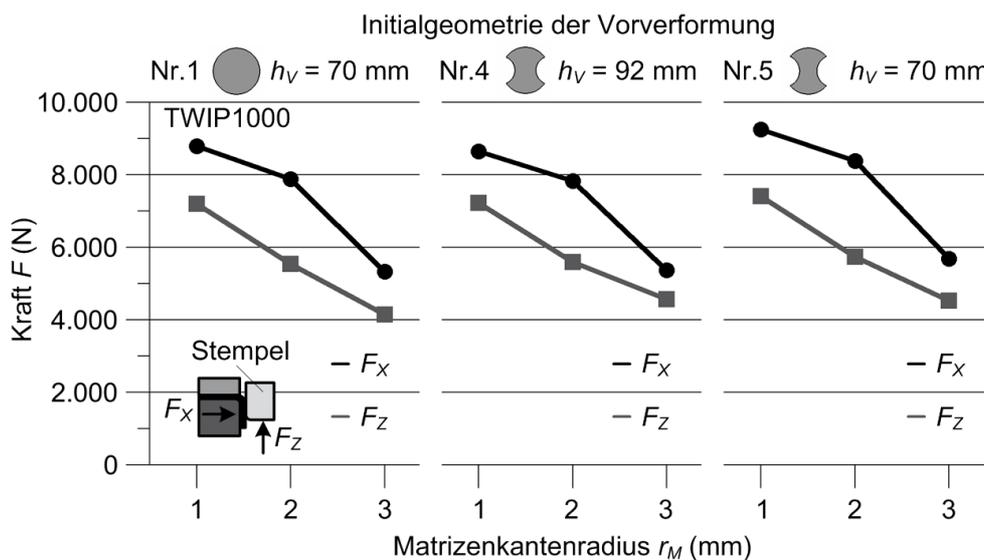


Abbildung 10.35: Resultierendes Maximum der Stempelkraft  $F_Z$  und Querkraft  $F_X$  beim Abkanten vorverformter Proben in Abhängigkeit vom Matrizenkantenradius  $r_M$  sowie vom Vorverformungsgrad (Versuchswerkstoff: TWIP1000; Probenbreite 50 mm)

Aus den Abbildungen 10.34 und 10.35 geht ein bezüglich der Entwicklung der Prozesskräfte grundsätzlich mit dem Dualphasen-Stahl korrelierendes Verhalten hervor. Dabei erreicht der HCT690T insgesamt die niedrigsten Maximalwerte der Stempelkraft  $F_Z$  und der Querkraft  $F_X$ , während die Kräfte beim TWIP1000 ein zum Dualphasen-Stahl kongruentes Niveau erreichen.

### Rückfederungseigenschaften

Das Rückfederungsverhalten der vorverformten Versuchsproben ist in der nachfolgenden Abbildung 10.36 dargestellt. Die Abbildung fasst die Abhängigkeit der Rückfederung vom spezifischen Vorverformungsgrad der Proben sowie vom Biegeradius (Matrizenkantenradius) zusammen.

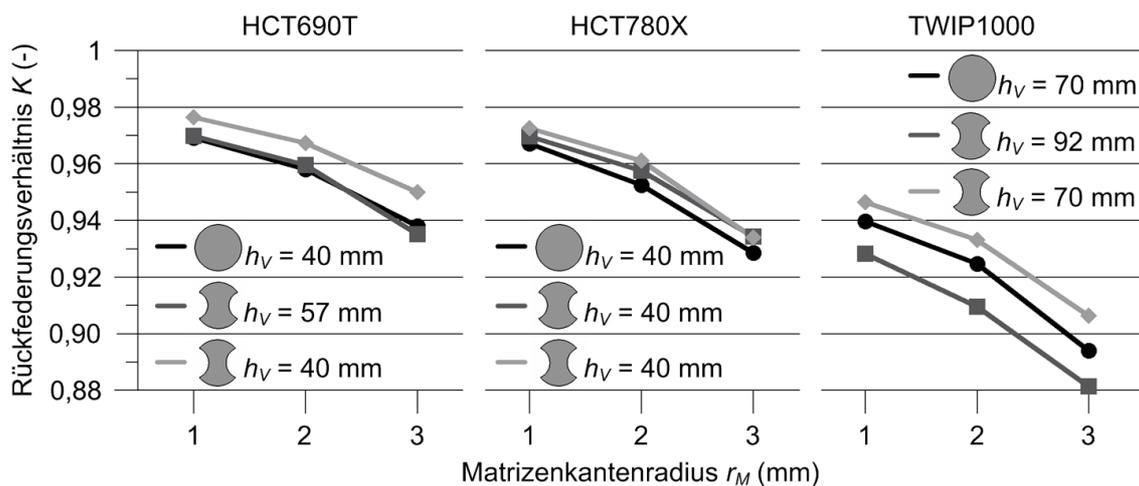


Abbildung 10.36: Rückfederungsverhältnis  $K$  beim Abkanten von vorverformten Proben

Während die beim Abkanten erzielten Maximalwerte der Prozesskräfte vergleichbare Tendenzen aufweisen, stellt sich das Rückfederungsverhalten der Versuchswerkstoffe deutlich differenzierter dar. Während für die resultierenden Prozesskräfte die Unterschiede zwischen den Versuchswerkstoffen eher als gering anzusehen sind und somit tendenziell unabhängig vom gewählten Belastungspfad bzw. vom gewählten Vorverformungsgrad erscheinen, ist die Abhängigkeit der Rückfederung vom Vorverformungsgrad deutlich stärker ausgeprägt. Dabei wird das Rückfederungsverhalten von der gewählten Ziehtiefe beeinflusst. Obwohl die herangezogenen Ziehtiefen zur Erzeugung der Vorverformung nach bestimmten Verhältnissen zur jeweiligen proben- und werkstoffspezifischen maximalen Ziehtiefe ausgewählt und

somit gleichartig ausgelegt sind, zeigt der TWIP1000 bedingt durch seine höheren Vorverformungsziehtiefen eine deutlich stärkere Rückfederung als der HCT690T oder der HCT780X. Letztere Versuchswerkstoffe zeigen aufgrund ihres vergleichbaren Ziehtiefenniveaus bzw. der vergleichbaren Formänderungsverteilung der Probe (vgl. Abbildung 9.16) ein ähnliches Rückfederungsverhalten. Beim TWIP1000 weisen die Proben dagegen höhere Formänderungen auf, die auf einen im Vergleich zum HCT690T und zum HCT780X weiter fortgeschrittenen Verfestigungszustand hinweisen. Hinsichtlich der Beeinflussung der Rückfederungseigenschaften durch unterschiedliche Belastungszustände bei der Erzeugung der Vorverformung geht aus dem Ergebnisdiagramm hervor, dass die Versuchswerkstoffe bei einer Beanspruchung im Übergangsbereich plain-strain/uniaxial (siehe Geo-Nr. 5) jeweils die geringste Rückfederung aufweisen. Während für die Versuchswerkstoffe HCT690T und HCT780X die Unterschiede im Rückfederungsverhältnis bei den anderen Belastungsarten (plain-strain und biaxial) eher gering sind, sind beim TWIP1000 die Unterschiede deutlicher ausgeprägt und sie werden tendenziell stärker durch die Beanspruchungsart der Umformung beeinflusst.

Wird das Rückfederungsverhältnis  $K$  der ebenen Proben mit dem der vorverformten verglichen, so zeigt sich, dass sich im Zuge einer plastischen Vorverformung das Rückfederungsverhalten für die Stahlwerkstoffe HCT690T und HCT780X im Gegensatz zum TWIP verbessert darstellt. Daher gilt es insbesondere bei der Verarbeitung des TWIP1000 innerhalb von mehrstufigen Umformoperationen, die ausgeprägte Rückfederungsneigung in der Methodenplanung zu berücksichtigen. Entsprechend ist von einer aufwendigeren Werkzeuggestaltung und höherem Verschleiß auszugehen.

### **10.6 Untersuchung der Scherschneidbarkeit im offenen Schnitt**

Der Bezug zwischen den verfahrensspezifischen Schneidprozessparametern und den resultierenden Schnittflächenkenngrößen der Schnittteile muss im industriellen Kontext auf den jeweiligen Blechwerkstoff durch experimentelle Schneidversuche oder im reduzierten Umfang durch Vergleichsmessdaten bzw. empirische Kenntnisse hergestellt werden. Bezogen auf konventionell schergeschnittene Bauteile gilt es, qualitativ hochwertige Schnittflächen zu realisieren, die durch einen vergleichsweise kleinen Kanteneinzug, einen minimalen Grat und einen maximalen Glattschnittanteil gekennzeichnet sind. In diesem Zusammenhang kommt dem Glattschnittanteil eine besondere Bedeutung zu, da die anderen Kenngrößen der Schnittfläche zum Teil nur eingeschränkt als Funktionsfläche verwendet werden können oder eine Überarbeitungsoperation erforderlich machen. Für den Fall der Scherschneidbarkeit von Mehrphasenstählen kann bislang nur bedingt auf umfangreiche Untersuchungen bzw. auf entsprechende Kenntnisse und Erfahrungen zurückgegriffen werden, die den Einfluss spezifischer Prozessparameter auf die Schnittflächenqualität darlegen. Dies ist zum einen auf das sukzessiv zunehmende Festigkeitsniveau neuartiger Stahl-Legierungssysteme und zum anderen auf die vergleichsweise komplexen verformungsbedingten Verfestigungsmechanismen dieser Werkstoffe zurückzuführen. Somit stellt die Untersuchung der Schnittflächenqualität den Ausgangspunkt der Betrachtung zur Identifizierung zentraler Schneidprozessparameter dar. Es folgen Beschreibungen der Ergebnisse der Kraftverläufe und der Untersuchungen zur Mikrohärtigkeit im Schnittkantenbereich.

#### ***Schnittflächenqualität beim ebenen Platinenzuschnitt***

Gemäß der in Abschnitt 9.6 beschriebenen grundsätzlichen Versuchsdurchführung und Vorgehensweise zur Schnittteilauswertung werden im Folgenden die Ergebnisse der Schneiduntersuchungen ebener Probengeometrien vorgestellt. Die Auswertung der taktilen Profilvermessung der Schnittkanten der Versuchsproben liefert die charakteristische Ausprägung der einzelnen Schnittflächenkenngrößen. In den Abbildungen 10.37, 10.38, 10.39 und 10.40 sind diese in Abhängigkeit von den untersuchten Prozessparametern für die untersuchten Blechwerkstoffe dargestellt. Die innerhalb der Grafiken dargestellten Werte repräsentieren jeweils die Mittelwerte

aus neun Einzelmessungen von drei verschiedenen Proben einer Versuchsvariante und drei unterschiedlichen Messpositionen entlang des Schnittlinienverlaufs. Die Bezeichnung des Schneidspalts  $u$  bezieht sich auf den auf die Blechdicke  $s_0$  bezogenen prozentualen Schneidspalt, weshalb die Angabe in Prozent erfolgt. Zwecks einer vereinfachenden Identifizierung der spezifischen Prozessparameter wird die in Abbildung 9.18 eingeführte Symbolik zur Darstellung verwendet.

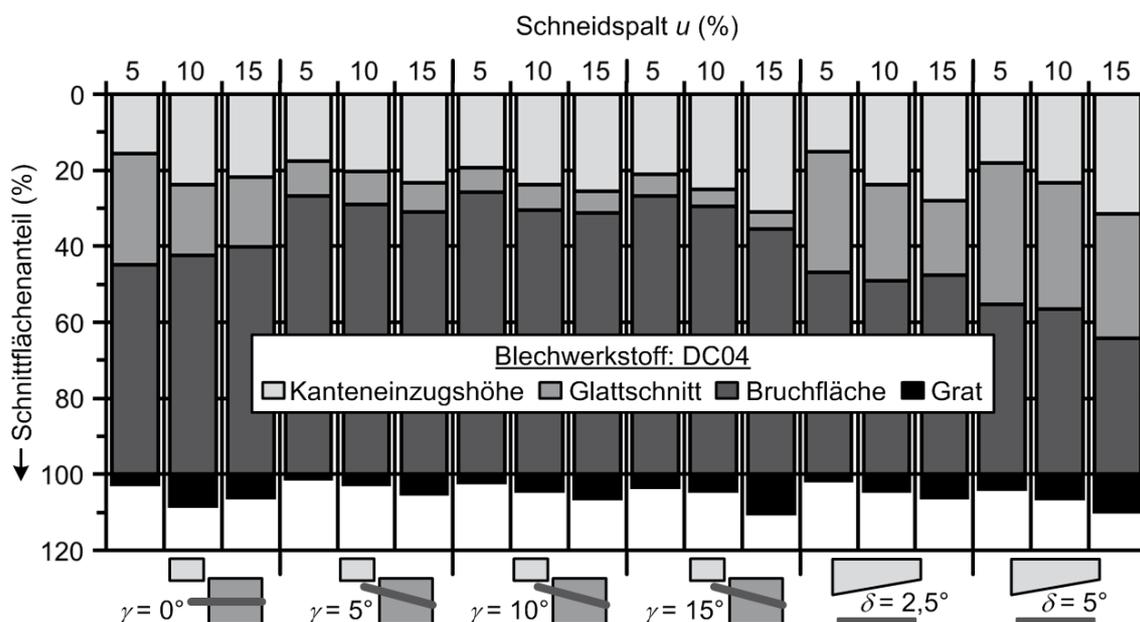


Abbildung 10.37: DC04 - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben

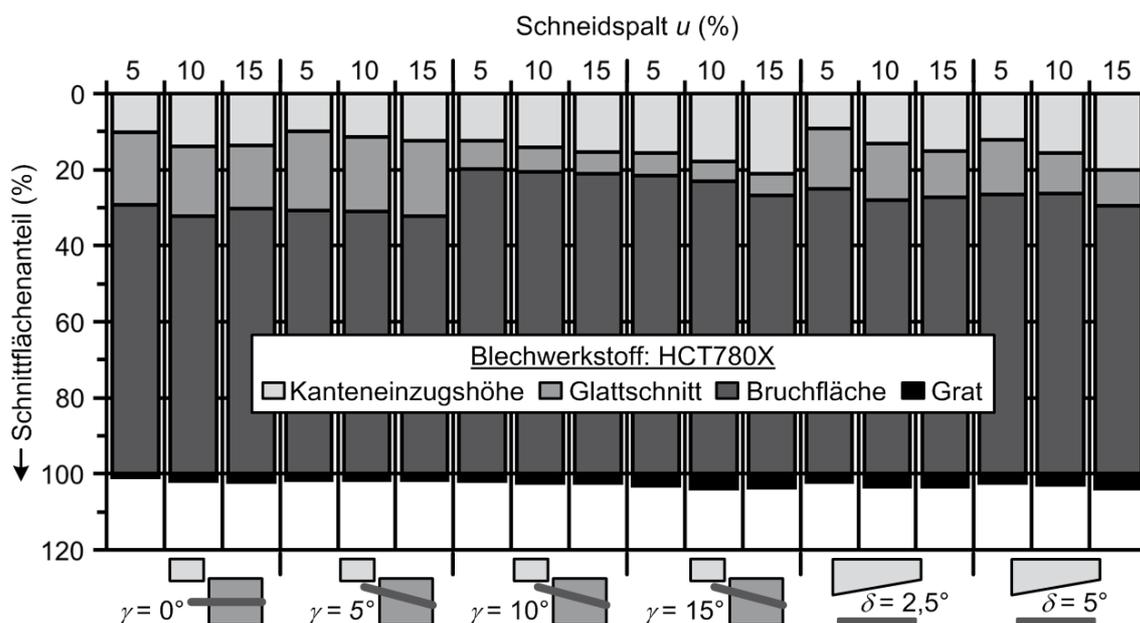


Abbildung 10.38: HCT780X - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben

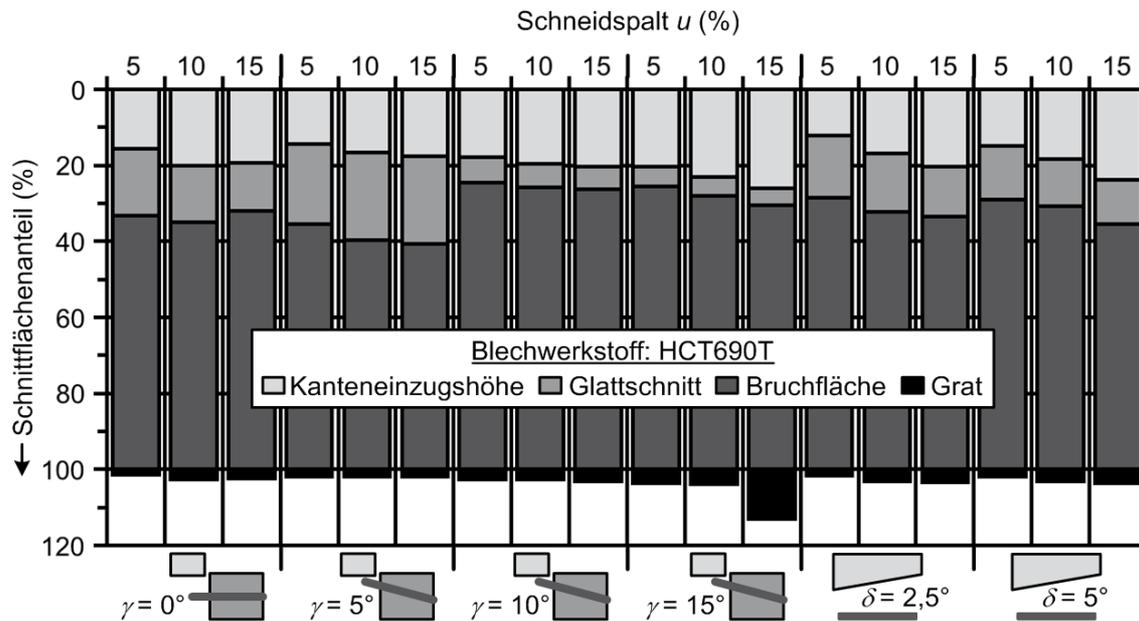


Abbildung 10.39: HCT690T - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben

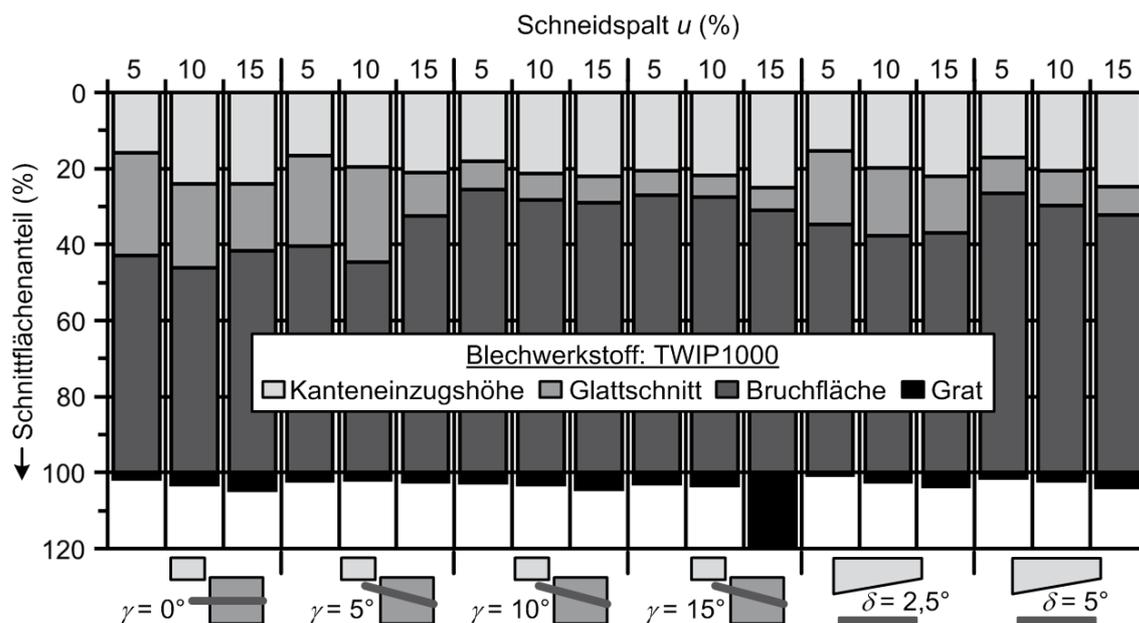


Abbildung 10.40: TWIP1000 - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben

Die Schnittflächencharakterisierung in den Abbildungen 10.37 bis 10.40 zeigt, dass die Glattschnitthöhe maßgeblich vom eingestellten Schneidspalt abhängig ist. Dabei ergeben sich höhere Glattschnittanteile bei kleineren Schneidspaltmaßen. Im Vergleich zum Verhalten des Glattschnittanteils zeigt die Ausbildung des Kanteneinzugs und der Grathöhe ein gegensätzliches Verhalten im Fall einer Variation des Schneidspalts. Hierbei resultiert aus einem höheren Schneidspalt sowohl eine

Zunahme der Kanteneinziehungshöhe, als auch eine stärkere Ausprägung des Gratanteils. Die aufgeführten Sachverhalte sind im industriellen Kontext als Grundlage hinreichend bekannt. Sie sind beispielsweise in [LANG90] umfassend erläutert und anhand der dargestellten Ergebnisse bestätigt sich ihre Gültigkeit auch für den Fall der untersuchten Mehrphasenstähle.

Bei einer Zunahme des Blechlagewinkels zeigt sich in den Abbildungen 10.37 bis 10.40, dass sich die Schnittflächenkenngrößen der Mehrphasenstahl-Versuchsvarianten bei einem Blechlagewinkel  $\gamma$  von 5 Grad im Vergleich zur horizontalen Positionierung der Probe nur geringfügig ändern. Dabei ergeben sich sowohl für den HCT780X, als auch für den HCT690T bezüglich des Glattschnittanteils tendenziell leicht höhere Werte, einhergehend mit einer geringeren Kanteneinziehungshöhe. Jedoch resultiert eine steilere Probenpositionierung mit Blechlagewinkeln von 10 bzw. 15 Grad in einer ausgeprägten Reduzierung des glattgeschnittenen Anteils bei einer gleichzeitigen Zunahme der Kanteneinziehungshöhe sowie insbesondere des Bruchflächenanteils. Der höhere Kanteneinzugsanteil bei zunehmenden Blechlagewinkeln ist auf den vorzeitigen Kontakt des Stempels mit der Blechprobe während der Hubbewegung und der damit verbundenen Induzierung eines zusätzlichen Biegemoments in der Scherzone zurückzuführen. Dabei kommt es durch das wirkende Biegemoment zu einer vorzeitigen plastischen Verformung der Probe, die aus der Biegung unter Zugbeanspruchung in Richtung des Stempelhubs resultiert und sich verstärkend auf die Ausbildung der Kanteneinziehungshöhe auswirkt. Die plastische Verformung beginnt hierbei bevor die eigentliche Schneidphase, die den Einzug und den Glattschnittanteil ausbildet, durch die eingebrachte Druckkraft vom Stempel und der Matrize initiiert wird. Des Weiteren zeigen die Abbildungen 10.37 bis 10.40, dass ein zunehmender Blechlagewinkel die Ausprägung der Grathöhe geringfügig verstärkt. Für die Werkstoffe HCT690T und TWIP1000 ist auffallend, dass bei einem Blechlagewinkel von 15 Grad und einem bezogenen Schneidspalt von 15 % die Grathöhen hinsichtlich des erreichten Wertenniveaus eine deutliche Abweichung von den Resultaten der anderen Parametereinstellungen aufweisen. Bei gleicher Parameterkonfiguration zeigt der Tiefziehstahl DC04 ein vergleichbares Verhalten, jedoch ist die Zunahme der Grathöhe nicht so ausgeprägt

wie beim HCT690T und beim TWIP1000. Im Gegensatz hierzu ist bei identischer Parametereinstellung beim HCT780X kein charakteristischer Anstieg der Grathöhe erkennbar. Die ausgeprägten Grathöhen der Werkstoffe HCT690T und TWIP1000 bei einem Blechlagewinkel von 15 Grad sind auf den zunehmenden Verschleiß der ungehärteten Schneidaktivelemente zurückzuführen, der mit fortschreitender Versuchskampagne identifiziert werden konnte. Das Verschleißbild zeigte dabei einzelne minimale Kantenausbrüche entlang der Schneidmesser.

Für den kreuzend-ziehenden Schnitt ist in den Abbildungen 10.37 bis 10.40 eine Reduzierung des Glattschnittanteils bei zunehmender Schneidenschrägung  $\delta$  im Vergleich zum vollkantigen Schnitt zu erkennen. Gleichzeitig steigen die Höhe des Kanteneinzugs und die Gratformierung tendenziell leicht an.

Aus der Betrachtung der Abbildungen 10.37 bis 10.40 zeigt sich, dass der Glattschnittanteil von den untersuchten Mehrphasenstählen beim TWIP1000 am deutlichsten ausgeprägt ist. Dem gegenüber steht jedoch ein vergleichsweise hoher Kanteneinzug. In [HÖRM08] wird der Grad der Ausprägung des Kanteneinzugs auf das Verfestigungsverhalten des Werkstoffes zurückgeführt. Eine Charakterisierung des Verfestigungsverhaltens erfolgt dabei auf Basis des Streckgrenzenverhältnisses  $R_{p0,2}/R_m$ . Ausgehend von dem Streckgrenzenverhältnis unterschiedlicher Blechwerkstoffe konnte aus den Ergebnissen der Schneiduntersuchungen eine lineare Abhängigkeit zur Kanteneinzugshöhe abgeleitet werden. Demnach nimmt die Kanteneinzugshöhe mit zunehmendem Streckgrenzenverhältnis ab. Die in der Scherphase durch den Schneidstempel und die Matrize induzierte Druckkraft resultiert in der Ausbildung eines mehrachsigen Schubspannungszustands im schnittflächennahen Bereich des Blechwerkstoffes. Nach Überschreiten der Elastizitätsgrenze verläuft die Scherbeanspruchung als plastische Verformung, die mit einer Erhöhung der Festigkeit des Blechwerkstoffes, charakterisiert durch den Begriff der Kaltverfestigung, verbunden ist und mit zunehmender Größe das verbleibende Formänderungspotential einschränkt. Die phänomenologische Beschreibung der Kaltverfestigung beruht dabei auf einer Erhöhung der Versetzungsdichte im Zuge der Versetzungsbewegung beim Abgleiten einzelner Kristallbereiche oder auf der Neuordnung von Gitterbereichen durch Zwillingsbildung.

Beide Phänomene führen zu einer Erhöhung der Fließspannung. Während des fortschreitenden Scherprozesses verlagert sich die Einflusszone der plastischen Umformung zunehmend in Bereiche, die weniger stark verfestigt bzw. noch unverfestigt sind, so dass sich insgesamt der Wirkungsbereich der Werkstoffverfestigung erweitert. Nach [HÖRM08] ist bei einem hohen Streckgrenzenverhältnis von einer ausgeprägteren Lokalisierung des Scherbereichs entlang der Schnittlinie auszugehen, gekennzeichnet durch einen vergleichsweise hohen lokalen Umformgrad. Durch die Konzentration der Umformung innerhalb der Scherzone werden die angrenzenden Werkstoffbereiche geringfügiger beeinflusst. Daraus resultiert die eigentliche Begründung der reduzierten Kanteneinzugshöhe. Übertragen auf die vorliegenden Ergebnisse der Abbildungen 10.37 bis 10.40 zeigt sich diesbezüglich für die Werkstoffe DC04, HCT780X und TWIP1000 eine gute Übereinstimmung. Sowohl der Referenzwerkstoff DC04, als auch der TWIP1000 sind gemäß Tabelle 6.3 durch ein vergleichsweise niedriges Streckgrenzenverhältnis gekennzeichnet und neigen deshalb zu einer charakteristischeren Ausprägung des Kanteneinzugs. Dagegen weist der HCT780X ein höheres Streckgrenzenverhältnis auf, entsprechend geringer ist der Einzug an der Schnittfläche ausgebildet. Da der Versuchswerkstoff HCT690T gegenüber dem Dualphasen-Stahl durch ein vergleichbares Streckgrenzenverhältnis gekennzeichnet ist, sollte aus der Bewertung der Schnittflächenqualität eine grundsätzliche Korrelation der Kanteneinzugshöhe hervorgehen. Allerdings zeigt der Vergleich der Kanteneinzugshöhe in Abhängigkeit von den Prozessparametern zwischen den Werkstoffen HCT780X und HCT690T deutliche Unterschiede, da der Einzug beim HCT690T in der Regel deutlich stärker ausgeprägt ist. Der größere Kanteneinzug vom HCT690T lässt sich in diesem Zusammenhang auf das gegenüber dem HCT780X komplexere Verfestigungsverhalten zurückführen, da als Verformungsmechanismen neben der Versetzungsbewegung zusätzlich eine Gefügeumwandlung der Restaustenit-Bestandteile in Martensit erfolgt. Hierdurch weist der HCT690T ein höheres Formänderungsvermögen auf, was die Größe der Scherzone beeinflusst und einen höheren Anteil des Einzugs an der Schnittfläche bewirkt. Somit ist eine allgemeine Übertragung des Streckgrenzenverhältnisses zur Abschätzung der qualitativen Ausprägung des Kanteneinzugs einer Schnittfläche nur bedingt möglich.

Ein Vergleich der Schnittgrathöhen in den Abbildung 10.37 bis 10.40 zeigt, dass die Mehrphasenstähle abgesehen von der Parametereinstellung mit 15 Grad Blechlagewinkel und 15 % Schneidspalt ein niedrigeres Wertenniveau erreichen als der Referenzwerkstoff. In [DIN9830] ist die tendenziell zu erwartende Grathöhe in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit des Blechwerkstoffes angegeben. Dabei ist die Gratbildung bei Werkstoffen mit niedriger Zugfestigkeit  $R_m$  stärker ausgeprägt als bei Werkstoffen mit höherer Festigkeit. Dieser Zusammenhang ist konform mit den im Rahmen der Scherschneidversuche erzielten Ergebnissen.

In [CHEN09] wurden Scherschneidversuche mit drei hinsichtlich ihrer Festigkeit unterschiedlichen Dualphasen-Stählen durchgeführt, wobei als Prozessparameter sowohl der Schneidspalt, als auch die Orientierung der Schnittlinie zur Walzrichtung variiert wurden. Die Auswertung der Schnittflächenqualität liefert vergleichbare Tendenzen bezüglich der Ausbildung des Kanteneinzugs und des glattgeschnittenen Anteils wie die Ergebnisse, die in den Abbildungen 10.37 bis 10.40 identifiziert werden konnten. Allerdings unterscheiden sich die erreichten Wertenniveaus, was unter anderem auf werkzeugspezifische Unterschiede (z.B. Schneidstempelkantenradius) zurückgeführt werden kann.

Bei Scherschneidoperationen wird die Maximierung des Glattschnittanteils angestrebt, sofern die Schnittfläche als Funktionsfläche ausgelegt ist. Die Ergebnisse der Schneidversuche zeigen auf, dass auf Basis einer Variation verschiedener Parameter eine charakteristische Zunahme der Glattschnitthöhe prozesstechnisch beim Normalschneiden nicht realisierbar ist. Um den Glattschnittanteil zu erhöhen, wird beispielsweise in [HOFF07] der Prozess des gegenläufigen Nachschneidens vorgestellt, mit dem die Schnittflächenqualität verbessert werden kann. Zur Realisierung ist allerdings ein mehrstufiger Schneidprozess erforderlich, der eine aufwendigere Werkzeuggestaltung bedingt.

In [BREC08] und [BREC09] wird ein technologischer Ansatz auf Basis eines hybriden Konzepts für das Schneiden von hochfesten Werkstoffen verfolgt. Dabei wird die Scherschneidoperation mit Hilfe eines Lasers unterstützt. Das Prinzip beruht auf einer kurzzeitigen lokalen Erwärmung der Unterseite des Blechwerkstoffes durch

Absorption von Laserstrahlung, bevor der Schneidstempel auf der Blechoberseite aufsetzt und die Schneidoperation initiiert wird. Mit dem laserunterstützten Schneidverfahren können im Normalschneidverfahren Glattschnittanteile oberhalb von 85 % realisiert werden. Einhergehend mit der Erwärmung des Bleches kommt es zu einer Entfestigung des Werkstoffes im Scherzonenbereich. Hierdurch sinkt die erforderliche Schneidkraft erheblich, wie die durchgeführten Kraftmessungen darlegen konnten.

Untersuchungen zum Scherschneiden bei Raumtemperatur und werkzeugseitige Ansätze zum Halbwarmschneiden von dem pressgehärteten Vergütungsstahl 22MnB5 sind in [SO09] und [SO09a] dargestellt. Auch hier beeinflusst die Einstellung des Schneidspalts sowie des Blechlagewinkels maßgeblich die resultierende Qualität der Schnittfläche. Dabei zeigen sich vergleichbare Tendenzen, wie sie im Rahmen dieser Arbeit identifiziert werden konnten.

Bei der Verarbeitung von hoch- und höchstfesten Blechwerkstoffen ist in der Regel eine reduzierte Standmenge von Schneidaktivelementen symptomatisch, was durch die vergleichsweise hohen Schneid- und Querkräfte erklärt werden kann. In diesem Kontext kann es nach Überschreiten des Kraftmaximums zu einer schlagartigen Reduzierung der Schneidkraft kommen, was unter dem Begriff des Schnittschlags spezifiziert wird. Der beim Hartschneiden auftretende charakteristische Schnittschlag kann im ungünstigsten Fall sowohl die Werkzeug-, als auch die Pressenfunktionalität negativ beeinflussen [WECK01]. Aufgrund dessen ist die prozesstechnische Auslegung einer Scherschneidoperation mit reduziertem Kraftbedarf, aus der weiterhin qualitativ hochwertige Bauteile resultieren, erstrebenswert.

### ***Kraft-Weg-Diagramme***

Der für die Messung der Prozesskräfte ins Versuchswerkzeug implementierte Dynamometeraufbau ermöglicht die Erfassung der Kräfte weitgehender als es bisher in beschriebenen experimentellen Ansätzen aus der Literatur hervorgeht. Dies legt zum Beispiel ein Vergleich mit den bereits aufwendig gestalteten Werkzeugkonzepten aus [DOEG99] und [BEHR04] dar. Der messtechnische Aufbau hat den Vorteil, dass die Messung im direkten Krafthauptschluss erfolgt. Dass auf Basis der

realisierten Messtechnik eine als ausreichend anzusehende Reproduzierbarkeit der Kraftverläufe gewährleistet ist, ist exemplarisch anhand der Kraft-Weg-Diagramme von Abbildung 10.41 für den Blechwerkstoff HCT690T mit horizontaler Blechposition und einem Schneidspalt von 10 % verdeutlicht.

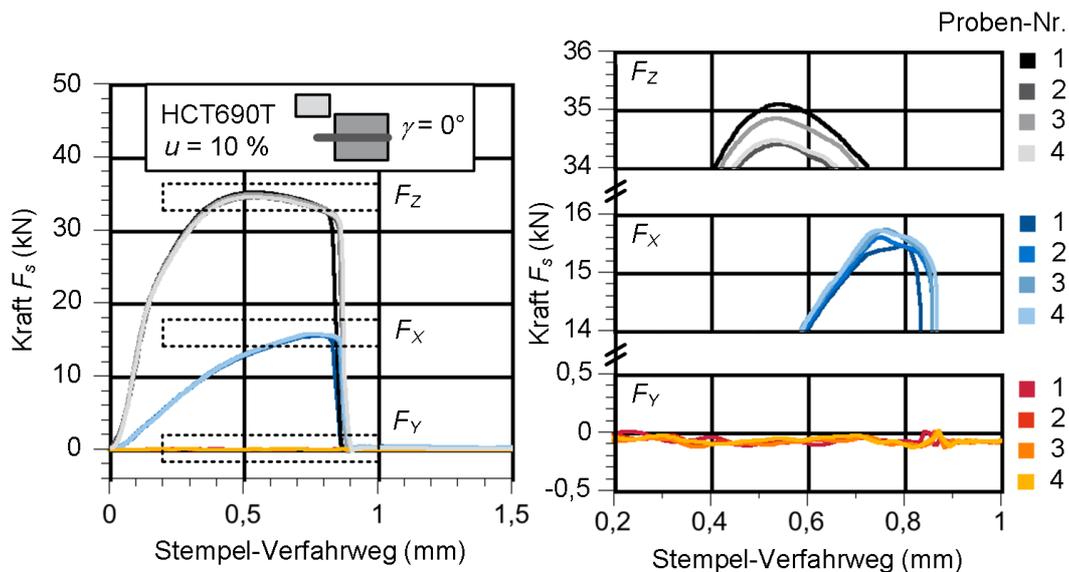


Abbildung 10.41: Nachweis der Reproduzierbarkeit der messtechnisch erfassten Kraft-Weg-Verläufe (Blechwerkstoff: HCT690T; Schnittlinienlänge 70 mm)

Aus der Betrachtung der größenskalierten Teil-Verläufe der Schneidkraft  $F_z$ , der Horizontal- bzw. Querkraft  $F_x$  sowie der Kraftkomponente  $F_y$  zeigt sich, dass eine gute Übereinstimmung der Kräfte über den Stempel-Verfahrweg gegeben ist. Das Ergebnis eines nahezu kongruenten Kraftverlaufs der einzelnen Versuchsproben ist insgesamt auf alle Versuchsvarianten übertragbar. Unter Berücksichtigung aller Parametervariationen ergibt sich für den jeweils gemittelten Maximalwert der Schneidkraft  $F_z$  eine Standardabweichung, die maximal einen Wert von 5 % erreicht. Aus diesem Grund bezieht sich die im Folgenden gezeigte graphische Darstellung der variantenspezifischen Kraftverläufe auf einzelne repräsentative Kurven. In den Kraft-Weg-Diagrammen beginnt die Kurvendarstellung sobald ein Schwellwert von 0,05 kN in Richtung der Schneidkraft  $F_z$  erreicht wird.

In Abbildung 10.42 ist der Einfluss des Schneidspalts auf die Schneid- und Querkraft bei horizontaler Blechlage beispielhaft anhand des Versuchswerkstoffes HCT690T dargestellt. Aus den Kraftverläufen geht hervor, dass mit zunehmendem Schneid-

spalt die maximal erforderliche Schneidkraft abnimmt. Dieser Zusammenhang steht in Übereinstimmung mit den in der Literatur befindlichen Angaben, wie sie beispielsweise in [LANG90] zu finden sind. Der Einfluss des Schneidspalts auf die maximale Schneidkraft wird durch den bei reduzierten Schneidspalten höheren glattgeschnittenen Anteil begründet, der durch eine ausgeprägte Werkstoffverfestigung charakterisiert ist. Auch die Auswertung der Schnittflächenqualität bestätigt diesen Zusammenhang.

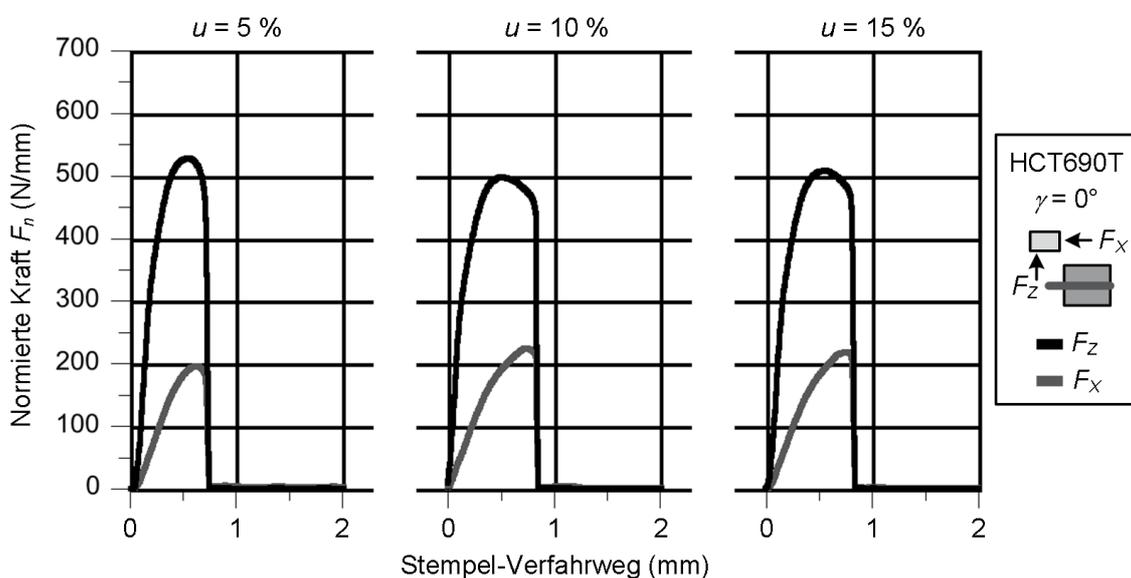


Abbildung 10.42: Kraft-Weg-Diagramm des HCT690T mit horizontaler Blechlage und unterschiedlicher Schneidspalteinstellung (Schnittlinienlänge 70 mm)

Ein bezüglich der Angabe von [LANG90] gegensätzliches Verhalten weist der Verlauf der Querkraft auf. Mit zunehmendem Schneidspalt zeigt sich, dass anstelle einer charakteristischen Reduzierung der Querkraft das Niveau des Maximalwerts nahezu unverändert bleibt und vielmehr durch einen leichten Anstieg gekennzeichnet ist. Hieraus folgt, dass für diese Versuchseinstellung der Schneidspalt und somit die Größe der Scherzone die Ausprägung der Kraft in Querrichtung lediglich geringfügig beeinflusst.

Innerhalb der experimentellen Versuchskampagne erreicht die Rückzugskraft ein vergleichsweise niedriges Wertenniveau, was ein Indiz für die realisierte steife Konzeptionierung des Versuchswerkzeugs ist, jedoch vor allem auf die Umsetzung eines offenen Schnitts zurückgeführt werden kann. Dieser Sachverhalt unterscheidet

sich maßgeblich von dem typischerweise elastischen Verhalten von Schneidstempeln bzw. geschlossenen Schnittlinienverläufen während der Scherschneidoperationen in presswerkrelevanten Anwendungen. Aufgrund der niedrigen Rückzugskräfte wird die Darstellung in den Diagrammen vernachlässigt, weshalb sich der Bereich des Stempel-Verfahrwegs auf die Hubbewegung in Richtung des unteren Umkehrpunkts begrenzt. Für die Kraftkomponente  $F_Y$  mit paralleler Orientierung zur Schnittlinie werden ebenfalls niedrige Kräfte gemessen, mit Werten  $\leq 0,4$  kN. Auch in diesem Fall wird deren Darstellung in den Ergebnissen vernachlässigt.

Abbildung 10.43 fasst die Kraft-Weg-Verläufe der Versuchswerkstoffe für die Schneidkraft  $F_Z$  und die Querkraft  $F_X$  mit horizontaler Probenlage und einem bezogenen Schneidspalt von 5 % zusammen.

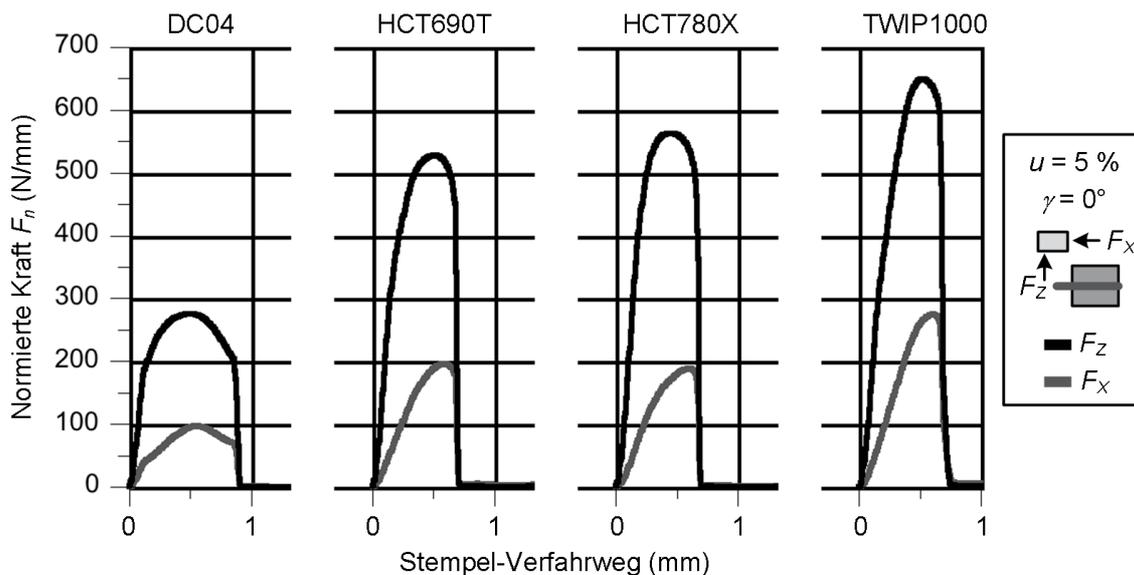


Abbildung 10.43: Kraft-Weg-Diagramm der Versuchswerkstoffe mit horizontaler Probenlage (Schnittlinienlänge 70 mm)

Wie die Kurvenverläufe erwartungsgemäß in Abbildung 10.43 bestätigen, beeinflusst die Festigkeit des Blechwerkstoffes den charakteristischen Verlauf der Kurven und ihr maximales Kraftniveau unabhängig von der effektiven Richtung in  $F_Z$  und  $F_X$ . Im Fall der geschnittenen Mehrphasenstähle sind die erreichten Maximalwerte der Querkraft im Vergleich zu denen der Schneidkraft als sehr hoch anzusehen. Beispielsweise beträgt beim TWIP-Stahl das Kraftmaximum in Querrichtung nahezu 45 % des Maximalwerts in Schneidrichtung. Dieses Niveau liegt somit deutlich

oberhalb der in der Literatur angegebenen Abschätzung, die ein maximales Verhältnis der Querkraft zur Schneidkraft von 1 zu 5 spezifiziert. Hieraus folgt, dass die bestehenden Erfahrungen zur Abschätzung des erforderlichen Kraftniveaus beim Scherschneiden nicht ohne weiteres angewendet werden können. In Konsequenz ist für die konstruktive Gestaltung von Schneidwerkzeugen das hohe Niveau der Querkraft entsprechend über eine steife Auslegung zu berücksichtigen.

Die Verformung des Blechwerkstoffes wird nach dem Aufsetzen des Schneidstempels zunächst im elastischen Bereich initiiert und verläuft mit fortschreitendem Stempelverfahrweg nach Überschreiten der Fließgrenze im plastischen Bereich. Dieser Vorgang wird durch einen charakteristischen Anstieg der Prozesskräfte begleitet, was auf den zunehmenden Grad der Kaltverfestigung zurückgeführt werden kann. Dem sukzessiven Anstieg der Schneidkraft  $F_z$  entgegengesetzt verläuft der abnehmende Restquerschnitt, so dass sich beim Erreichen des Kraftmaximums beide Phänomene aufheben. Nach Einsetzen der Bruchbildung kommt es zu einem charakteristischen sprunghaften Abfall im Kraftverlauf. Die Initiierung des Bruches erfolgt dabei zu unterschiedlichen Zeitpunkten während des Stempelhubes und ist als werkstoffabhängige und von den Prozessparametern beeinflusste Größe anzusehen.

Der Einfluss des Schneidspalts auf die Prozesskräfte bei Variation des Blechlagewinkels ist in Abbildung 10.44 exemplarisch für den TWIP-Werkstoff anhand der Positionierung des Bleches mit einer Schrägung von 5 Grad dargestellt. Gemäß Abschnitt 9.7 wird bewusst anstelle eines typischerweise schrägen Schneidstempels eine flache Ausführung verwendet. Hintergrund hierfür ist das Ziel einer Überlagerung eines zusätzlichen Biegemoments in der Scherzone vor der Schneidprozessinitiierung.

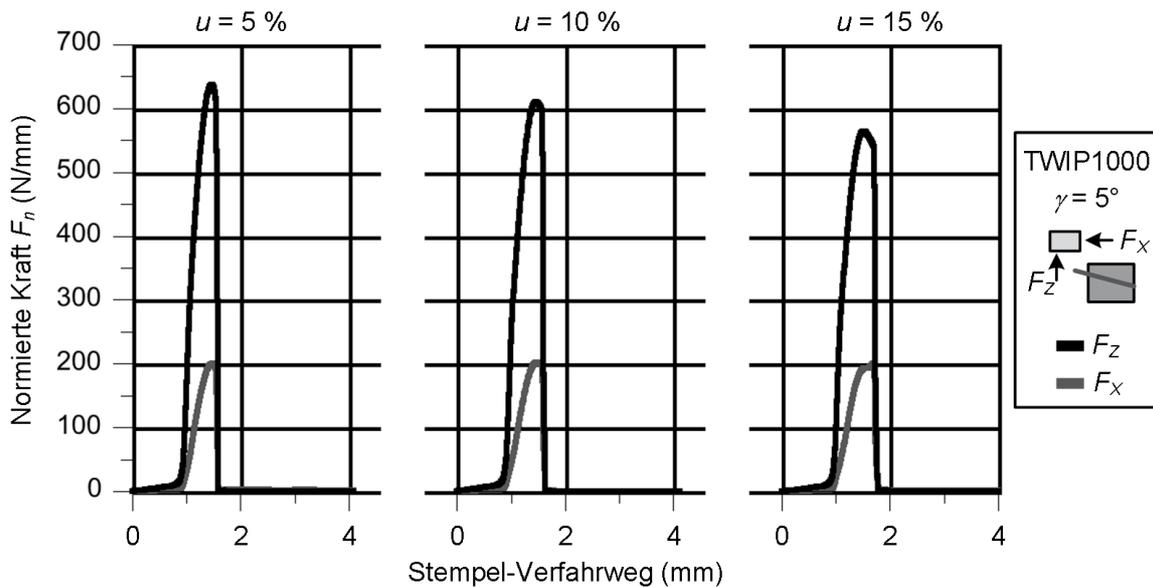


Abbildung 10.44: Einfluss des Schneidspalts auf die Kraft-Weg-Verläufe des TWIP1000 bei konstantem Blechlagewinkel (Schnittlinienlänge 70 mm)

Einhergehend mit einer Vergrößerung des Schneidspalts zeigt sich in Abbildung 10.44 eine charakteristische Reduzierung des Maximalwerts der Schneidkraft, während der Verlauf der Querkraft hinsichtlich des Maximums unbeeinflusst bleibt. Verbleibt im Gegensatz dazu der Schneidspalt konstant in Kombination mit einem sukzessiv zunehmenden Blechlagewinkel, so zeigen sich die Verläufe der Schneid- und Querkraft unbeeinflusst, wie aus Abbildung 10.45 hervorgeht. Demnach nimmt die Superpositionierung eines Biegemoments keinen Einfluss auf den erforderlichen Schneidkraftbedarf während des Schneidprozesses. Unterschiede ergeben sich in dem Kraft-Weg-Diagramm bezüglich des Zeitpunkts des Schneidprozessbeginns, da die Kraftmessung bei einem hohen Blechlagewinkel aufgrund des früher wirkenden Biegemoments zwischen Schneidstempel und Versuchsprobe vorzeitig gestartet wird, was somit zu einer Verschiebung des Kurvenverlaufs in Richtung der Abszisse führt. Die in den Abbildungen 10.44 und 10.45 exemplarisch dargestellten Ergebnisse sind als repräsentativ für die Blechwerkstoffe HCT690T und HCT780X anzusehen und entsprechend übertragbar, wobei jedoch Unterschiede hinsichtlich der Maximalwerte der Kräfte zu berücksichtigen sind.

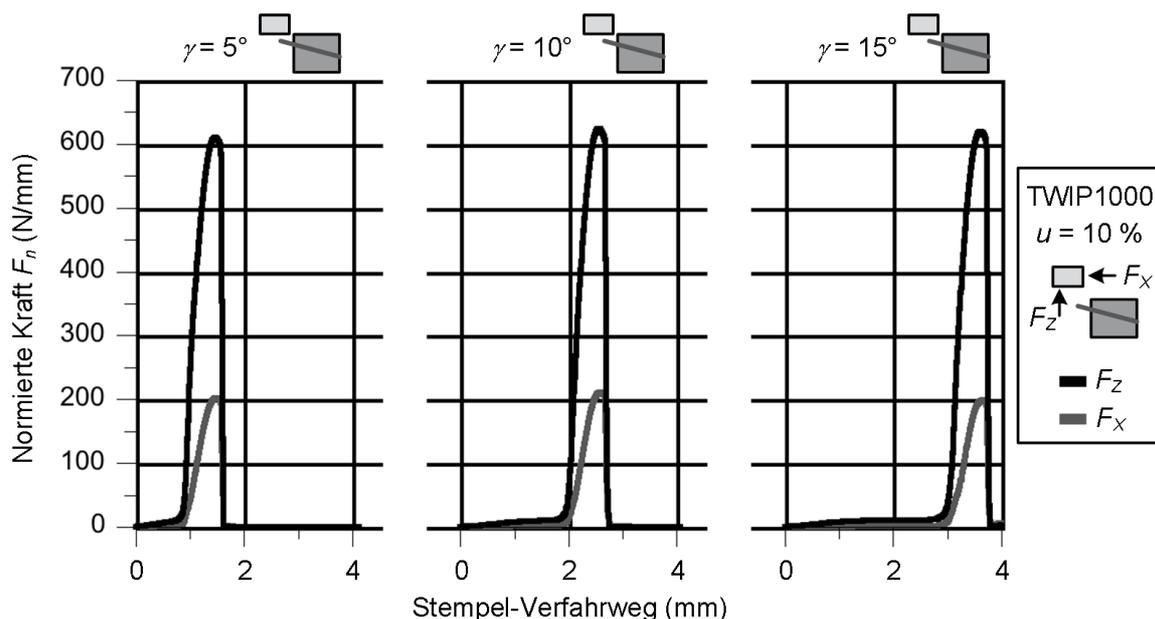


Abbildung 10.45: Einfluss des Blechlagewinkels auf die Kraft-Weg-Verläufe des TWIP1000 bei konstantem Schneidspalt (Schnittlinienlänge 70 mm)

Der Zusammenhang zwischen einer kreuzend-ziehenden Scherschneidoperation und den wirkenden Prozesskräften bei Variation des Schneidspalts ist in Abbildung 10.46 exemplarisch für den Werkstoff HCT780X veranschaulicht. Dabei beträgt die Schrägung (Scherwinkel) des Schneidstempels 2,5 Grad.

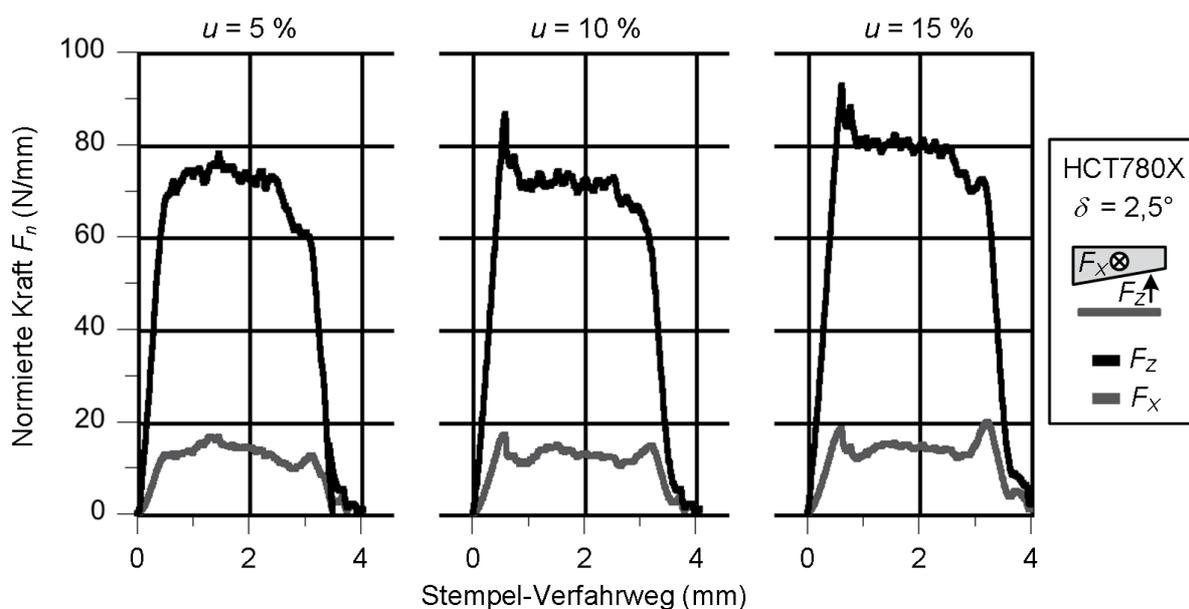


Abbildung 10.46: Einfluss des Schneidspalts auf die Kraft-Weg-Verläufe beim kreuzend-ziehenden Schnitt von HCT780X (Schnittlinienlänge 70 mm)

Im Vergleich zu den Ergebnissen mit paralleler Ausrichtung der Schnittkante des Stempels zur Blechprobe ergibt sich im Fall des kreuzend-ziehenden Schnitts eine deutliche Reduzierung der maximalen Schneid- und Querkräfte. Daher ist in der industriellen Praxis die Umsetzung einer entsprechenden Werkzeuggestaltung üblich. Darüber hinaus zeigt die Auswertung, dass eine deutliche Abhängigkeit des Verlaufs der Schneidkraft  $F_z$  vom Schneidpalt besteht. In diesem Zusammenhang weisen die Prozesskräfte generell einen charakteristischen plateauförmigen Kurvenverlauf auf. Außerdem steigt das Niveau des Plateaus mit zunehmendem Schneidpalt deutlich an. Dieser Zusammenhang steht somit im Gegensatz zu den Beobachtungen von Abbildung 10.44. Für den Verlauf der Querkraft geht aus dem Diagramm keine eindeutige Auswirkung einer Schneidspaltänderung auf die Kurvenentwicklung hervor. Der Querkraftverlauf bleibt nahezu gleichbleibend. Bei erhöhten Schneidspalten kommt es zu Beginn der Scherphase zunehmend zur Ausbildung eines charakteristischen peak-förmigen Maximums im Verlauf der Schneidkraft, was durch den zunehmenden Kraftbedarf zur Bruchinitiierung im vergrößerten Bereich der Scherzone begründet ist. Der Anstieg der Schneidkraft bei zunehmendem Schneidspalt resultiert aus einer stärkeren Vorbiegung der Probe, die zum Trennen einen höheren Kraftaufwand erforderlich macht. Ein gegensätzliches Verhalten zeigt die Entwicklung des Kraftverlaufs in Querrichtung. Hier bildet sich zum Ende der Scherphase, wenn das Blechteil nahezu abgetrennt ist, ein peak-förmiger Kraftanstieg aus. Dieses Phänomen basiert auf dem während der Schneidoperation vermehrten Einfluss des wirkenden Biegemoments auf den Kraftverlauf entlang der Schnittlinie (Y-Richtung). Dies führt zu einem Anstieg der Beanspruchung in Querrichtung während der finalen Scherphase. In diesem Kontext nimmt das Kraftmaximum mit zunehmendem Schneidspalt leicht zu.

Das in Abbildung 10.46 dargestellte Verhalten der Schneid- und Querkräfte ist hinsichtlich des grundsätzlichen Verlaufs der Kraft-Weg-Diagramme auf die untersuchten Mehrphasenstähle übertragbar. Für sie zeigt sich, dass entsprechend der jeweiligen Werkstofffestigkeit unterschiedliche Kräfte-niveaus erreicht werden. Eine Darstellung, die die genauen werkstoffspezifischen Kraft-Weg-Verläufe in Richtung der Schneidkraft  $F_z$  und der Querkraft  $F_x$  bei Variation des Scherwinkels  $\delta$

und gleichzeitig konstant gehaltenem Schneidspalt zusammenfasst, zeigen die Diagramme in Abbildung 10.47 und 10.48. Dabei wird der Scherwinkel mit 2,5 und 5 Grad variiert.

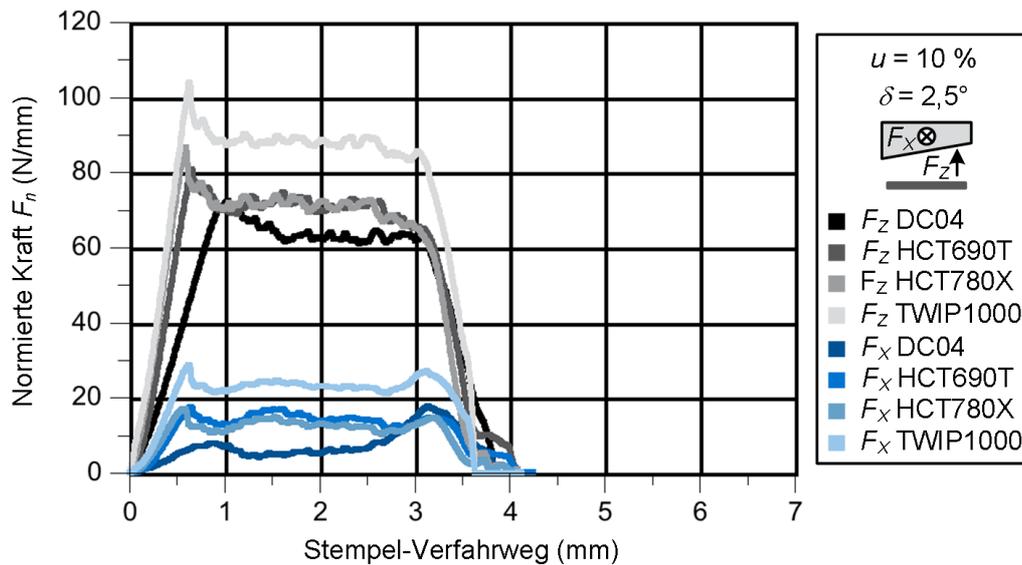


Abbildung 10.47: Kraft-Weg-Verläufe der Versuchswerkstoffe bei einem Scherwinkel von 2,5 Grad (Schnittlinienlänge 70 mm)

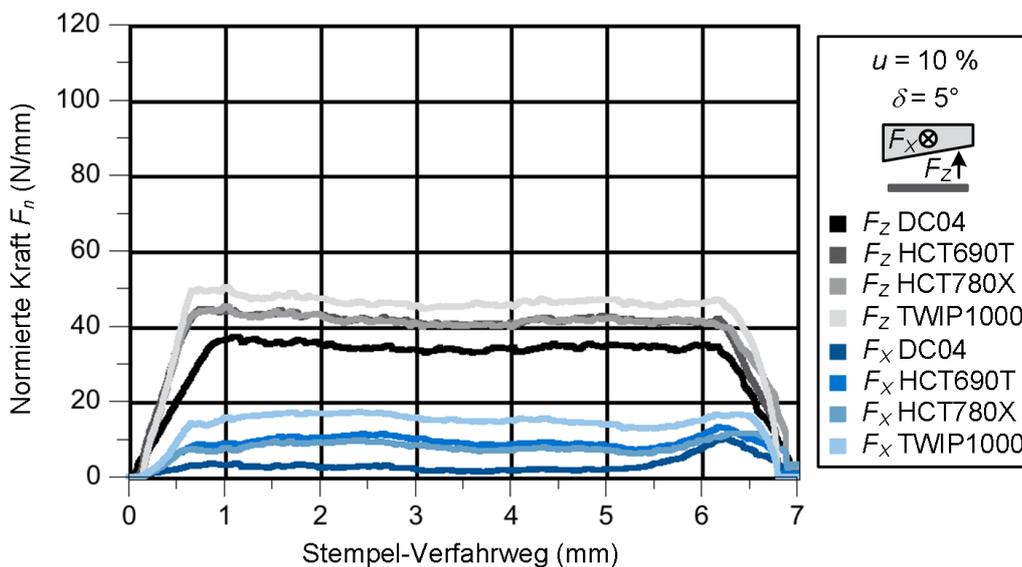


Abbildung 10.48: Kraft-Weg-Verläufe der Versuchswerkstoffe bei einem Scherwinkel von 5 Grad (Schnittlinienlänge 70 mm)

Aus dem Vergleich der Ergebnisdarstellung von Abbildung 10.47 und 10.48 folgt, dass sich das Niveau der resultierenden Schneid- und Querkräfte im Kraftverlauf bei höheren Werten des Scherwinkels kontinuierlich reduziert und dabei um fast 50 %

absinkt. Einhergehend mit diesem Trend zeigt sich auch, dass die Ausprägung eines charakteristischen sprunghaften Maximums im Verlauf der beiden Prozesskräfte abnimmt. Darüber hinaus reduziert sich die Bandbreite der verschiedenen plateauartigen Kräfteebenen. Das legt den Schluss nahe, dass mit zunehmendem Scherwinkel die werkstoffspezifische Festigkeit eine tendenziell untergeordnete Rolle bei der Ausprägung der erforderlichen Prozesskräfte einnimmt. Dieser phänomenologische Zusammenhang ist deutlich anhand des vergleichsweise geringen Unterschieds des Kräfteebenen der Werkstoffe TWIP1000 und DC04 dargelegt.

Mit Hilfe der im Versuchswerkzeug integrierten Kraftsensoren können die gerichteten dreidimensionalen Kraftkomponenten während der Hubbewegung des Schneidstempels einzeln bestimmt werden. Daraus lässt sich der resultierende Kraftvektor  $f$  und sein Maximalwert mit Bezug auf den spezifischen Zeitpunkt während des Schneidprozesses, den spezifischen Werkstoff und die die Versuchsvariante charakterisierenden Prozessparameter berechnen. Hieraus kann der Wert der größten Belastungswirkung auf den Schneidstempel während der Scherschneidoperation ermittelt werden. Abbildung 10.49 zeigt die errechneten maximalen Belastungsgrößen und fasst diese für die unterschiedlichen experimentellen Versuchsvarianten zusammen. Innerhalb der Darstellung sind die Werte der Ordinate auf Basis des absoluten Maximalwerts der Einzelwerte, die aus der maximalen Stempelbelastung der variantenspezifischen Experimente der jeweiligen Versuchswerkstoffe abgeleitet sind, normiert. Diesbezüglich ergibt sich der absolute Maximalwert der Versuchswerkstoffe generell bei einer horizontalen Probenposition und einem Schneidspalt von 5 %. Aus der Abbildung geht hervor, dass aus dem kreuzend-ziehenden Schnitt eine Reduzierung der Schneidkräfte resultiert, wobei die Kraftreduzierung bei den Mehrphasenstählen deutlich ausgeprägter erfolgt als beim Tiefziehstahl DC04. Eine Reduzierung der Schneidkräfte kann auch durch Variation des Blechlagewinkels umgesetzt werden, was auf den Einfluss des überlagerten Biegemoments während der Schneidoperation zurückgeführt werden kann.

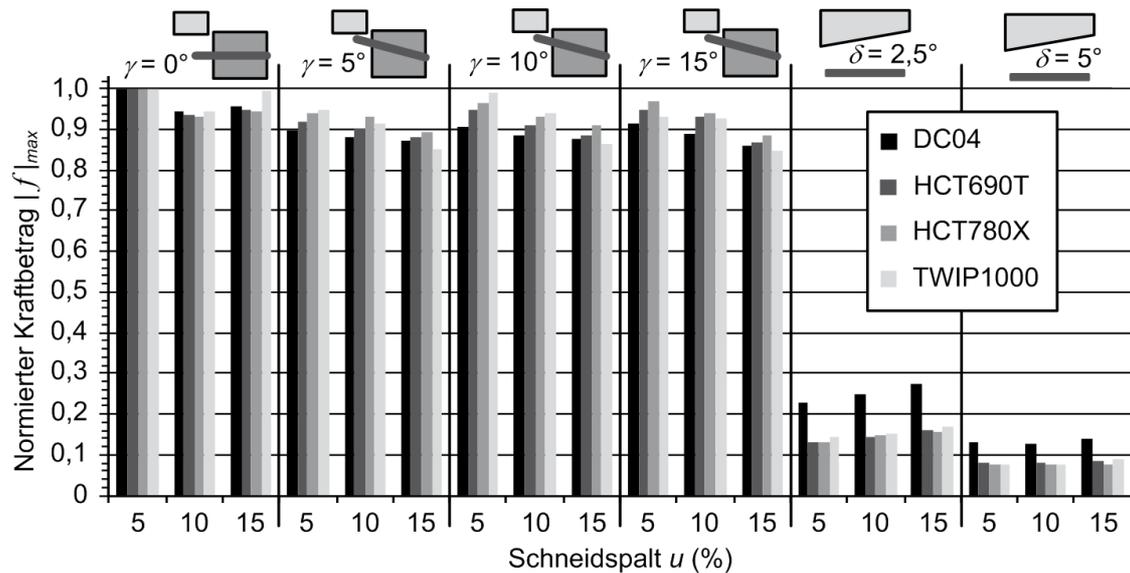


Abbildung 10.49: Normierte maximale Belastung ( $F_x$ ,  $F_y$ ,  $F_z$ ) des Schneidstempels in Abhängigkeit der spezifischen Prozessparameter

Die ermittelten Kraft-Weg-Diagramme zeigen insgesamt, dass die Prozessparameter, wie Blechlagewinkel, Scherwinkel und Schneidspalt, einen zentralen Einfluss auf die entstehenden Prozesskräfte während der Scherschneidoperation haben. Hinsichtlich des Potentials einer möglichen Schneidkraftreduzierung können die erforderlichen Prozesskräfte mit Hilfe eines kreuzend-ziehenden Schnitts deutlich gesenkt werden. Dies gilt insbesondere im Fall der Mehrphasenstähle, bei denen die Kraftreduzierung charakteristischer ausgeprägt ist als beim Tiefziehstahl DC04.

Zur Reduzierung der Schneidkraft bei der Verarbeitung von ultra-hochfesten Blechwerkstoffen wird in [MORI08] ein Verfahren zum Warm- bzw. Halbwarm-schneiden vorgestellt. In den Untersuchungen wurde als Versuchswerkstoff ein Dualphasen-Stahl der Güteklasse HCT980X verwendet, der einer temperierten Schneidoperation unterzogen wurde. Die Erwärmung der Probe erfolgte mittels direkter elektrischer Widerstandserwärmung, bei der die zwischen den Elektroden eingeklemmte Blechprobe entsprechend ihres Widerstands durch den angelegten elektrischen Strom erwärmt wurde. Der untersuchte Temperaturbereich reichte von 650 - 1070 °C. Außerdem wurde der Schneidspalt variiert. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass der glattgeschnittene Anteil an der Schnittfläche mit zunehmender Temperatur signifikant ansteigt. Dies erfolgt einhergehend mit einem charakteristi-

schen Abfall der benötigten Schneidkraft, was auf das duktilere Werkstoffverhalten bei höheren Temperaturen zurückgeführt werden kann.

Trotz der insgesamt geringen Versuchs- und Probenanzahl konnte mit fortschreitender Versuchskampagne eine zunehmende Verschleißentwicklung an den ungehärteten Schneidmessern identifiziert werden. Im industriellen Kontext sollten zur Verarbeitung von Mehrphasenstählen entsprechend gehärtete Aktivelemente eingesetzt werden, um eine gleichbleibende Schnittflächenqualität zu gewährleisten.

### ***Mikrohärte-Verlaufsmessung***

Die Analyse der Härtemessung im Schnittflächenbereich der Proben zeigt die aus dem prävalenten Spannungszustand resultierende verformungsbedingte Verfestigung des Werkstoffes. Im Vergleich zur Grundhärte des Ausgangsgefüges wird zum Teil eine Aufhärtung um das zweifache erreicht. Aus der qualitativen Betrachtung der Härtewerte ergibt sich ein unterschiedliches Verhalten der Härteverläufe in Abhängigkeit von den jeweiligen variantenspezifischen Prozessparametern. Dabei ist als dominierender Einflussfaktor der Schneidspalt anzusehen, der die Größe der Scherzone maßgeblich beeinflusst. Dieser Zusammenhang ist insbesondere bei Werkstoffen mit duktileren Eigenschaften (TWIP1000 und DC04) charakteristisch ausgeprägt, während sich ein zunehmender Schneidspalt, z.B. beim HCT780X, nur geringfügig auf den Wirkungsbereich der Scherzone auswirkt. Hinsichtlich der Versuchsvarianten mit Variation des Blechlagewinkels bzw. mit kreuzend-ziehendem Schnitt sind keine wesentlichen Unterschiede der grundsätzlichen Härteverläufe im Vergleich zur horizontalen Probenpositionierung ableitbar. Grund hierfür kann unter anderem ein trotz normkonformer Auslegung zu grobes Messraster der Messpunkte sein. Exemplarische Härtemessungen im Schnittflächenbereich von Versuchsproben zeigt die Abbildung 10.50. Weitere Ergebnisse der Härtemessungen sind in Anhang 13 aufgeführt. In Abbildung 10.50 sind zum Teil die einzelnen Linien zur Härteverlaufsmessung hinsichtlich ihrer eigentlichen Messpunktanzahl (vgl. Abbildung 9.13) reduziert dargestellt. Nicht dargestellte Messpunkte liegen außerhalb des Kanteneinzugs und der Bruchfläche und befinden sich somit in der Einbettmasse der jeweiligen Schliffprobe.

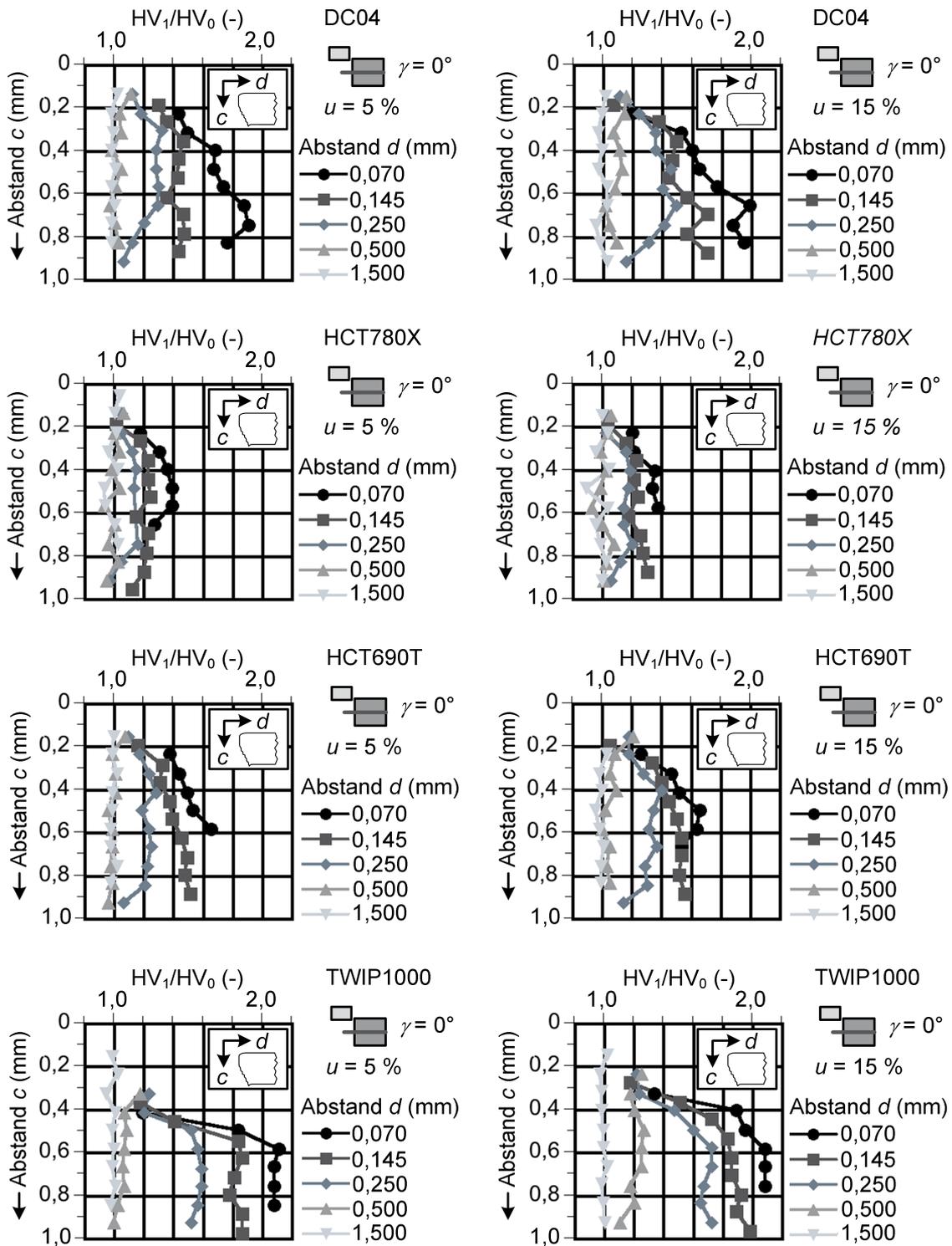


Abbildung 10.50: Verfestigungsverhalten der Werkstoffe im Bereich der Scherzone in Abhängigkeit vom Schneidspalt bei ebener Probenpositionierung

## 11 Zusammenfassung und Ausblick

Ausgehend vom recherchierten Stand der Technik konnten Unzulänglichkeiten bei der umformtechnischen Verarbeitung von hoch- und höchstfesten Mehrphasenstählen aufgezeigt werden, die auf Kenntnisdefizite einer werkstoffgerechten Bauteilkonstruktion innerhalb einer qualitäts- und fertigungsorientierten Methodenplanung zurückgehen. Weiterhin wird erkannt, dass bisherige Erfahrungen bei der Verarbeitung konventioneller Stahllegierungen nur bedingt auf Mehrphasenstähle appliziert werden können, was auf die komplexe Gefügestruktur und die damit verbundenen spezifischen Verformungs- und Verfestigungsmechanismen von Mehrphasenstählen zurückgeführt werden kann. Dieser Hintergrund bildet die Motivation zur Entwicklung einer grundlagenwissenschaftlichen Methodik zur Charakterisierung von Mehrphasenstählen in Anlehnung an presswerkrelevante Umform- und Schneidprozesse.

Gegenstand der Untersuchungen sind drei verschiedene Mehrphasenstähle, die hinsichtlich ihrer Gefügestruktur grundlegend unterschiedliche Legierungskonzepte repräsentieren. Zudem sind sie durch unterschiedliche Festigkeitsniveaus gekennzeichnet. Die Versuchswerkstoffe umfassen jeweils einen serienrelevanten DP-Stahl und einen TRIP-Stahl sowie einen hochfesten und gleichzeitig hochduktilen TWIP-Stahl. Zu Vergleichszwecken wird teilweise ein konventioneller Tiefziehstahl der Güte DC04 in die Versuche mit eingebunden.

Ein Kernaspekt der Methodenentwicklung besteht in der Konstruktion und dem Aufbau von Versuchswerkzeugen, mit deren Hilfe verschiedene Modellversuche zur Ermittlung von werkstoff- und verfahrensspezifischen Kenngrößen abgebildet werden können. Ein Versuchswerkzeug ermöglicht die Durchführung von Zieh- und Nachformoperationen und orientiert sich konstruktionsseitig an dem Aufbau eines Streckziehwerkzeugs für den Nakajima-Versuch, der zur Bestimmung des Formänderungsvermögens von Blechwerkstoffen eingesetzt wird. Zentraler Bestandteil des Werkzeugs ist ein halbkugelförmiger Umformstempel mit einem Durchmesser von 400 mm. Das zweite Versuchswerkzeug ist als Beschneide- und Abkantwerkzeug ausgeführt und ermöglicht neben flachen Blechzuschnitten auch die

Verarbeitung von halbkugelförmig vorverformten Probengeometrien aus dem Ziehwerkzeug.

Die Charakterisierung des Formänderungsvermögens der Versuchswerkstoffe anhand der Ermittlung der Grenzformänderungskurve liefert im Vergleich zu Literaturwerten ein tendenziell reduziertes Umformvermögen. Dieser Sachverhalt begründet sich durch eine bezüglich der normativen Empfehlung größere Konstruktion des Stempeldurchmessers. Hierdurch ist bei der Umformung der Einfluss von sich überlagernden Biegemomenten geringer. Folglich verläuft die Grenzformänderungskurve auf einem niedrigeren Niveau, was entsprechend mit einem reduzierten Formänderungsvermögen korreliert. Für die Anwendung auf industrienaher Umformteile bedeutet dies, dass im Vergleich zur üblichen Vorgehensweise ein konservativerer Sicherheitsabstand zur konventionellen GFK gewählt werden sollte.

Die Untersuchung des Einflusses von nicht-linearen Dehnungspfaden auf das Formänderungsvermögen zeigt, dass die erreichten Grenzformänderungen deutliche Abweichungen von der konventionellen Grenzformänderungskurve aufweisen. Entsprechend des Dehnungspfades können die kritischen Formänderungen sowohl oberhalb, als auch unterhalb der konventionellen Grenzformänderungskurve liegen. Gemäß den bisherigen auf der Literatur basierenden Annahmen führt eine Vorverformung mit charakteristischer Blechdickenreduzierung, wie es unter einer Streckziehbeanspruchung der Fall ist, zu einem im Vergleich zur konventionellen Grenzformänderungskurve reduzierten Formänderungsvermögen. Dieser phänomenologische Zusammenhang kann durch das Verhalten des TRIP-Stahls nicht verifiziert werden, da die Versuchsauswertung ein verbessertes Formänderungsvermögen ergibt. Grund hierfür sind die restaustenitischen Phasenbestandteile, deren Umwandlungsneigung unter anderem von der Belastungsrichtung in Relation zur kristallographischen Kornausrichtung abhängig ist. Die Änderungen der Belastungsrichtung während einer mehrstufigen Umformoperation können hierdurch die zusätzliche Martensitumwandlung bestimmter Kristallorientierungen des Restaustenits begünstigen, was sich entsprechend positiv auf das Formänderungsvermögen auswirkt. Insgesamt ist für die Versuchswerkstoffe festzustellen, dass die

Verwendung des konventionellen Grenzformänderungsdiagramms zur Vorhersage kritischer Formänderungen im Fall einer mehrstufigen Umformoperation nicht sinnvoll erscheint.

Die Auswertungen der Prägeversuche liefern unmittelbar Ergebnisse, die den Bedarf einer optimierten und umfangreicheren Werkstoffbeschreibung zur numerischen Abbildung des Umformverhaltens von Mehrphasenstählen aufzeigen. Die Defizite derzeitiger Ansätze kommen insbesondere bei der virtuellen Abbildung von mehrstufigen Umformprozessen zum Tragen. Dies zeigen die Unterschiede zwischen gemessenen und berechneten Formänderungen in Bereichen lokaler Dehnungsmaxima wie sie typischerweise bei Geometrieübergängen und Nebenformelementen auftreten. Trotz der identifizierten Schwächen bei der virtuellen Abbildung des Umformverhaltens kann mit Hilfe des verwendeten werkstoff-spezifischen Modellierungsansatzes der grundsätzliche Verlauf der Formänderungen innerhalb der Prägegeometrie abgebildet werden.

Die Bewertung der Kantenrissempfindlichkeit der Versuchswerkstoffe anhand des Lochaufweitungsversuchs weist darauf hin, dass das Umformvermögen von kaltverfestigten Schnittflächen durch den Einsatz von scharfkantigen Schneidaktivelementen verbessert werden kann. Entgegen des Trends von zunehmend reduzierten Schneidspaltmaßen kann für den TWIP-Stahl nachgewiesen werden, dass sich größere Schneidspalte günstiger auf das plastische Verformungsverhalten einer schergeschnittenen Bauteilkante auswirken. Die erfolgreiche Applikation von lasergeschnittenen Proben des TWIP-Stahls stellt für diesen Legierungstyp eine alternative Fertigungsmethode dar, die zukünftig zur Erzeugung von Schnittflächen mit hohem Verformungspotential eingesetzt werden kann. Ähnliches gilt für den Dualphasen-Stahl, wobei ist die Verbesserung des Lochaufweitungsvermögens deutlich geringer ist als im Vergleich zum TWIP-Stahl.

Aus der Untersuchung des Abkantverhaltens bestätigt sich das ausgeprägte Rückfederungsverhalten der Mehrphasenstähle im Vergleich zu konventionellen Tiefziehstählen. Die Analyse der Prozesskräfte zeigt auf, dass die vorherrschende maximale Belastung des Werkzeugs in Querrichtung zum Stempelhub erfolgt. Ein

---

höheres Niveau der Querbelastung bedingt eine entsprechende Berücksichtigung in der Werkzeuggestaltung, so dass eine grundsätzlich steifere Werkzeugausführung verbunden mit verschleißreduzierenden Maßnahmen zu empfehlen ist.

Da für die Scherschneiduntersuchung die parameterspezifischen Prozessphasen anhand der auftretenden Prozesskräfte analysiert werden, zeigen sich Potentiale zur Schneidkraftreduzierung. Die Umsetzung einer kreuzend-ziehenden Scherschneidoperation liefert eine ausgeprägte Reduzierung der Prozesskräfte. Das Reduzierungspotential liegt bei den Mehrphasenstählen signifikant höher als bei dem Referenzwerkstoff der Güte DC04. Bisherige empirische Ansätze bzw. Erfahrungen zur Abschätzung der auftretenden maximalen Querkraft beim Scherschneiden erweisen sich für die Verarbeitung von Mehrphasenstählen als verbesserungswürdig. Die Ergebnisse zeigen, dass das maximale Querkraftniveau bis zu 45 Prozent der maximalen Schneidkraft ausmachen kann. Für zukünftige Schneidwerkzeugaufbauten ist eine entsprechend hohe Belastung in Querrichtung zum Schneidstempelhub innerhalb der Konstruktion zu berücksichtigen.

Der Einfluss der Schneid-Versuchsparameter auf die Verschleißentwicklung der Aktivelemente wurde im Rahmen der Arbeit nicht betrachtet. Weitergehende Untersuchungen sind hierzu erforderlich. Dabei stellt der erfolgreiche Aufbau zur Kraftmessung in einem Schneidwerkzeug eine Messmethode dar, die zukünftig zur Bestimmung der Prozesskräfte in Abhängigkeit des Verschleißfortschritts genutzt werden kann. Das Zusammenspiel mit dem Umformwerkzeug stellt zudem Optionen zur Untersuchung der Schneideigenschaften vorverformter Versuchsproben bereit.

## 12 Verzeichnisse

### 12.1 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1:	Exemplarische Presswerk-Arbeitsfolgen zur Herstellung eines Innenblechs einer Frontklappe (Quelle: BMW Group; nach [SCHW08]).....	6
Abbildung 2.2:	Kristallographische Einflussfaktoren auf die Festigkeit von Stählen (nach [ASKE03]).....	7
Abbildung 2.3:	Prinzip der spannungsinduzierten Zwillingsbildung (nach [BRÜX07] und [FROM08]) .....	10
Abbildung 2.4:	Gefügestruktur von Mehrphasenstählen (nach [OHLE03] und [LIET00]) .....	12
Abbildung 2.5:	Bruchmechanismen von Blechwerkstoffen (nach [DELL08]).....	17
Abbildung 2.6:	a) Technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm; b) Korrelation zwischen Spannungs- und Formänderungszuständen im ebenen Spannungszustand (nach [REDE09]); c) durch b initiierte Formänderungen eines Messkreises auf einer isotropen Blechprobe (nach [REDE09]); d) isotrope Fließortkurven nach von Mises und Tresca (nach [LANG90]) .....	19
Abbildung 2.7:	Prinzip des Grenzformänderungsdiagramms .....	21
Abbildung 2.8:	Versuchsaufbauten zur Bestimmung von Grenzformänderungsdiagrammen .....	22
Abbildung 2.9:	Klassifizierung des Abkantens von Flanschen in Abhängigkeit von dem Verlauf der Biegeachse (nach [WANG95]).....	27
Abbildung 2.10:	Verfahrensprinzip des Abkantens einer einseitig eingespannten Blechprobe (schematisch) .....	27
Abbildung 2.11:	Bezeichnungen der Geometriegröße beim Bogenausschnitt (nach [LANG90]).....	27
Abbildung 2.12:	Prinzipdarstellung zur Entstehung von Restspannungen beim Biegen (nach [LANG90]).....	28
Abbildung 2.13:	Prinzipdarstellung eines Scherschneidwerkzeugs mit Niederhalter (nach [DIN9869-2]) .....	30
Abbildung 2.14:	Kenngößen schergeschnittener Schnittflächen [VDI2906-2].....	32

---

Abbildung 2.15:	Schematische Darstellung typischer Stempelausführungen beim Lochaufweitungstest .....	34
Abbildung 2.16:	Einflussfaktoren auf das Lochaufweitungsvermögen - a) Gefügezusammensetzung (Zugfestigkeitsniveau der dargestellten Werkstoffe beträgt ca. 780 MPa) [FUNA04]; b) Härtedifferenz zwischen Ferrit- und Martensitphasen (nach [HASE04]) .....	39
Abbildung 2.17:	Einfluss mechanischer Kennwerte auf das Lochaufweitungsverhalten verschiedener Stähle - a) Zugfestigkeit $R_m$ ; b) $r_m$ -Wert (nach [SADA03]) .....	39
Abbildung 2.18:	Verfahrensvarianten beim Hohlprägen [nach WIDM84] .....	43
Abbildung 2.19:	Geometrievarianten von Sicken - a) Halbrundsicke; b) Kastensicke; c) Trapezsicke; d) Dreiecksicke (nach [KOPP09]) .....	44
Abbildung 2.20:	Beanspruchungsarten beim Hohlprägen (nach [KOPP09]) .....	44
Abbildung 5.1:	Objektrasterverfahren - a) Bildbereich einer Facette unverformt und verformt; b) Grundprinzip zur Ableitung des zweidimensionalen Dehnungsfelds; c) ARGUS-Vermessung einer verformten Oberfläche .....	60
Abbildung 5.2:	a) Prinzipielle Funktionsweise eines Streifenprojektionssystems; b) Schema der Dreieckzerlegung einer dreidimensionalen Punkteverteilung .....	61
Abbildung 6.1:	Metallographische Gefügestruktur von DC04 und HCT690T .....	68
Abbildung 6.2:	Metallographische Gefügestruktur von HCT780X und TWIP1000 .....	69
Abbildung 6.3:	Gegenüberstellung der aus dem Zugversuch ermittelten Fließkurven .....	71
Abbildung 7.1:	Versuchsplan .....	72
Abbildung 8.1:	CAD-Darstellung des Ziehwerkzeugs - a) Teilschnitt-Ansicht; b) Austausch-bare StempELEINsätze; c) Messaufbau für GOM-ARAMIS .....	74
Abbildung 8.2:	CAD-Darstellung des Prägemoduls - a) Explosionsdarstellung der einzelnen Komponenten, b) Detailansicht des Prägestempels und der Matrize .....	75
Abbildung 8.3:	Schema der Sensorkonfiguration des ARAMIS-Messsystems....	77

Abbildung 8.4:	Beschneide- und Abkantwerkzeug - a) Schnittansicht; b) Stempelhalterung.....	79
Abbildung 8.5:	Konstruktive Ausführung des Dynamometeraufbaus zur Messung der auf-tretenden Prozesskräfte.....	79
Abbildung 8.6:	Schematischer Messaufbau des Beschneide- und Abkantwerkzeugs .....	81
Abbildung 8.7:	Exemplarische Aktivelemente zum Abkanten vorverformter Versuchsproben.....	82
Abbildung 9.1:	Prinzip der Schnittlinienmethode - a) Rissverlauf und Formänderungsverteilung in der letzten Bildaufnahme vor der Rissinitiierung; b) Formänderungsverlauf entlang der Schnittlinie; c) Bestimmung der Fit-Datenpunkte durch die innere und äußere Grenze als lokale Maxima der 2. Ableitung von $\varphi(x)$ ; d) Ableitung der kritischen Formänderungen $\varphi_1$ und $\varphi_2$ als Datenpunkt der GFK aus dem Maximum bzw. Minimum des Parabel-Fits .....	88
Abbildung 9.2:	Zweistufige Umformoperation der Nakajima-Proben (exemplarisches Schema mit zwei unterschiedlichen Initialgeometrien) .....	89
Abbildung 9.3:	Spezifizierung des Vorverformungsniveaus .....	90
Abbildung 9.4:	Festlegung der unterschiedlichen werkstoffspezifischen Vorverformung-niveaus zur Untersuchung nicht-linearer Dehnungspfade .....	91
Abbildung 9.5:	Werkstoff- und probenspezifische Ziehtiefen zur Erzeugung eines linearen Vorverformungsniveaus (1-stufige Vorverformung).....	93
Abbildung 9.6:	Werkstoff- und probenspezifische Ziehtiefen zur Erzeugung eines nicht-linearen Vorverformungsniveaus (2-stufige Vorverformung).....	94
Abbildung 9.7:	Tribologisches System zur Durchführung der Prägeversuche (vereinfachte Schemadarstellung nach [KOPP09]) .....	96
Abbildung 9.8:	Lochaufweitungstests - Ablauf der Versuchsdurchführung .....	99
Abbildung 9.9:	Beispielhafte Momentaufnahmen der freien Facettenpunkte zu verschiedenen Aufnahmestufen - a) Versuchsbeginn; b) Mittige Aufnahmestufe; c) Letzte Stufe vor der Rissinitiierung ..	102

---

Abbildung 9.10:	Lochaufweitrungsrate $\lambda$ in Abhängigkeit von der Versuchsdauer (Werkstoff DC04; Lasergeschnittenes Loch)....	102
Abbildung 9.11:	Auswertemuster zur Dehnungsberechnung (exemplarisches initiales Berechnungsmuster und ausgedehntes Berechnungsmuster bei Rissinitiierung) .....	103
Abbildung 9.12:	Tastschrittverfahren zur Analyse des Schnittkantenprofils - a) Prinzipdarstellung; b) Probenhalterung und Kennzeichnung der Messstelle.....	104
Abbildung 9.13:	Messpositionen zur Bestimmung der Mikro-Härte im lochnahen Bereich.....	106
Abbildung 9.14:	a) Schematische Darstellung der Prozesskette zur Herstellung der vorverformten Probengeometrien am Beispiel einer rundenförmigen Initialgeometrie; b) Probengröße (Dimension auf Basis geometrischer Projektion) .....	109
Abbildung 9.15:	3D-Abkantproben - Spezifikation der Ziehtiefen zur Erzeugung des Vorverformungsgrads (* Für den Fall der Versuchsgeometrie Nr. 5 beim HCT780X musste zur vollständigen Ausformung der Probe im Polbereich sowie zur Einstellung einer homogenen Vorverformung die Ziehtiefe von 25 mm auf 40 mm erhöht werden; vgl. auch Abbildung 9.4) .....	110
Abbildung 9.16:	3D-Abkantproben - Verteilung der Formänderung $\varphi_1$ im Kuppenbereich nach der Vorverformung.....	111
Abbildung 9.17:	Exemplarischer Verlauf der Prozesskräfte für den Versuchswerkstoff TWIP1000 (ebene Probengeometrie, $r_M = 2$ mm, Probenbreite 70 mm) .....	112
Abbildung 9.18:	Schematische Darstellung einstellbarer Schneidprozessparameter für die zwei- und dreidimensionalen Probengeometrien .....	113
Abbildung 9.19:	Taktile Schnittkantenvermessung der Proben aus den Scherschneiduntersuchungen - a) Probenhalterung; b) Kennzeichnung der Messpositionen .....	116
Abbildung 9.20:	Simulationsmodelle - a) Anordnung der Werkzeuge zum Vorverformen und zum Nakajima-Versuch; b) Anordnung der Werkzeuge zum Prägen .....	118
Abbildung 9.21:	Korrektur des Basisfließorts mit a) Biaxskalierung, b) Taillierung im Scherbereich; c) Erhöhung des Druckwiderstands; d) Verfestigungsspezifische Fließortentwicklung (nach [DELL08]).....	119

---

Abbildung 10.1:	Erreichte Ziehtiefen der Nakajima-Proben bei der Ermittlung der GFK .....	123
Abbildung 10.2:	Charakteristisches Versagensbild der rundenförmigen Probengeometrie für den TWIP1000 .....	124
Abbildung 10.3:	Einfluss der Taillierungsausrichtung zur Walzrichtung auf die Grenzformänderungskurve für den Werkstoff HCT780X.....	124
Abbildung 10.4:	Einfluss der Taillierungsausrichtung zur Walzrichtung auf die Grenzformänderungskurve für den Werkstoff HCT690T .....	126
Abbildung 10.5:	Einfluss der Taillierungsausrichtung zur Walzrichtung auf die Grenzformänderungskurve für den Werkstoff TWIP1000.....	126
Abbildung 10.6:	Grenzkurven für die Versagensarten vom TWIP1000 (nach [HOFM07]) .....	127
Abbildung 10.7:	Ausbildung von Lüdersbändern während der Umformung des TWIP1000 (Nakajima-Probe , Bildaufnahmefrequenz 4 Hz, Umformgeschwindigkeit 1 mm/s).....	128
Abbildung 10.8:	Approximierte und extrapolierte Grenzformänderungskurven der Versuchswerkstoffe .....	129
Abbildung 10.9:	Modellierungsansatz der Grenzformänderungskurve (nach [GERL10]) .....	130
Abbildung 10.10:	Gegenüberstellung der Ergebnisse der positions- und zeitabhängigen Auswertemethode zur Ermittlung von Grenzformänderungskurven .....	131
Abbildung 10.11:	HCT780X - Umformvermögen bei nicht-linearen Formänderungspfaden .....	133
Abbildung 10.12:	HCT690T - Umformvermögen bei nicht-linearen Formänderungspfaden .....	135
Abbildung 10.13:	TWIP1000 - Umformvermögen bei nicht-linearen Formänderungspfaden .....	137
Abbildung 10.14:	Charakteristische Rissentstehung im Sperrsickenbereich.....	138
Abbildung 10.15:	HCT780X - Entwicklung der Formänderungsverteilung bei nicht-linearen Dehnungspfaden (biaxial -> plain-strain) - Gegenüberstellung der simlativen und experimentellen Ergebnisse .....	140

---

Abbildung 10.16:	HCT780X - Entwicklung der Formänderungsverteilung bei nicht-linearen Dehnungspfaden (plain-strain -> uniaxial) - Gegenüberstellung der simulativen und experimentellen Ergebnisse .....	141
Abbildung 10.17:	Kennzeichnung der Schnittprofile geprägter Proben .....	142
Abbildung 10.18:	HCT690T - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B' .....	143
Abbildung 10.19:	TWIP1000 - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B' .....	145
Abbildung 10.20:	HCT780X - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B' .....	146
Abbildung 10.21:	HCT780X - Formänderungen entlang der Schnitte A-A' und B-B' auf Basis einer nicht-linearen Vorverformung .....	147
Abbildung 10.22:	Schnittflächenausprägung der schergeschnittenen Lochaufweitungsproben .....	152
Abbildung 10.23:	Mikro-Härteverlauf der schergeschnittenen Lochaufweitungsproben durch scharfkantigen Schnitt .....	154
Abbildung 10.24:	Mikro-Härteverlauf der erodierten und lasergeschnittenen Lochaufweitungsproben .....	156
Abbildung 10.25:	Umgeformte Versuchsproben (links: TWIP1000; rechts: HCT690T) .....	157
Abbildung 10.26:	Lochaufweitungsvermögen der Versuchswerkstoffe .....	158
Abbildung 10.27:	Verteilung der Formänderung $\varphi_1$ zu unterschiedlichen Ziehtiefen .....	161
Abbildung 10.28:	Radialer Verlauf der Formänderung $\varphi_1$ in Abhängigkeit von der Ziehtiefe .....	163
Abbildung 10.29:	Prozesskräfteverlauf beim Abkanten ebener Probengeometrien bei unterschiedlichen Matrizenkantenradien (Versuchswerkstoff: TWIP1000, Probenbreite 70 mm) .....	165
Abbildung 10.30:	Gemittelte Maximalwerte der Querkraft $F_x$ und der Stempelpkraft $F_z$ beim Abkanten ebener Versuchsproben in Abhängigkeit von unterschiedlichen Matrizenkantenradien $r_M$ sowie von der Orientierung der Biegelinie normal und längs zur Walzrichtung (Versuchswerkstoffe: HCT690T und HCT780X; Probenbreite 70 mm) .....	166

Abbildung 10.31:	Gemittelte Maximalwerte der Querkraft $F_x$ und der Stempelkraft $F_z$ beim Abkanten ebener Versuchsproben in Abhängigkeit von unterschiedlichen Matrizenkantenradien $r_M$ (Versuchswerkstoffe: TWIP1000 und DC04; Probenbreite 70 mm).....	167
Abbildung 10.32:	Rückfederungsverhältnis $K$ der Versuchswerkstoffe beim Abkanten ebener Versuchsproben .....	168
Abbildung 10.33:	Resultierendes Maximum der Stempelkraft $F_z$ und Querkraft $F_x$ beim Abkanten vorverformter Proben in Abhängigkeit vom Matrizenkantenradius $r_M$ sowie vom Vorverformungsgrad (Versuchswerkstoff: HCT780X; Probenbreite 50 mm).....	170
Abbildung 10.34:	Resultierendes Maximum der Stempelkraft $F_z$ und Querkraft $F_x$ beim Abkanten vorverformter Proben in Abhängigkeit vom Matrizenkantenradius $r_M$ sowie vom Vorverformungsgrad (Versuchswerkstoff: HCT690T; Probenbreite 50 mm).....	171
Abbildung 10.35:	Resultierendes Maximum der Stempelkraft $F_z$ und Querkraft $F_x$ beim Abkanten vorverformter Proben in Abhängigkeit vom Matrizenkantenradius $r_M$ sowie vom Vorverformungsgrad (Versuchswerkstoff: TWIP1000; Probenbreite 50 mm) .....	171
Abbildung 10.36:	Rückfederungsverhältnis $K$ beim Abkanten von vorverformten Proben .....	172
Abbildung 10.37:	DC04 - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben .....	175
Abbildung 10.38:	HCT780X - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben .....	175
Abbildung 10.39:	HCT690T - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben .....	176
Abbildung 10.40:	TWIP1000 - Schnittflächenkenngrößen schergeschnittener Proben .....	176
Abbildung 10.41:	Nachweis der Reproduzierbarkeit der messtechnisch erfassten Kraft-Weg-Verläufe (Blechwerkstoff: HCT690T; Schnittlinienlänge 70 mm) .....	182
Abbildung 10.42:	Kraft-Weg-Diagramm des HCT690T mit horizontaler Blechlage und unterschiedlicher Schneidspalteinstellung (Schnittlinienlänge 70 mm) .....	183
Abbildung 10.43:	Kraft-Weg-Diagramm der Versuchswerkstoffe mit horizontaler Probenlage (Schnittlinienlänge 70 mm) .....	184

---

Abbildung 10.44:	Einfluss des Schneidspalts auf die Kraft-Weg-Verläufe des TWIP1000 bei konstantem Blechlagewinkel (Schnittlinienlänge 70 mm) .....	186
Abbildung 10.45:	Einfluss des Blechlagewinkels auf die Kraft-Weg-Verläufe des TWIP1000 bei konstantem Schneidspalt (Schnittlinienlänge 70 mm) .....	187
Abbildung 10.46:	Einfluss des Schneidspalts auf die Kraft-Weg-Verläufe beim kreuzend-ziehenden Schnitt von HCT780X (Schnittlinienlänge 70 mm) .....	187
Abbildung 10.47:	Kraft-Weg-Verläufe der Versuchswerkstoffe bei einem Scherwinkel von 2,5 Grad (Schnittlinienlänge 70 mm) .....	189
Abbildung 10.48:	Kraft-Weg-Verläufe der Versuchswerkstoffe bei einem Scherwinkel von 5 Grad (Schnittlinienlänge 70 mm) .....	189
Abbildung 10.49:	Normierte maximale Belastung ( $F_X$ , $F_Y$ , $F_Z$ ) des Schneidstempels in Abhängigkeit der spezifischen Prozessparameter .....	191
Abbildung 10.50:	Verfestigungsverhalten der Werkstoffe im Bereich der Scherzone in Abhängigkeit vom Schneidspalt bei ebener Probenpositionierung .....	193
Abbildung 13.1:	Gegenüberstellung der Messsysteme GOM ATOS/ARAMIS zur Formänderungsverteilung (Versuchswerkstoff: DC04; Ziehtiefe 102 mm).....	223
Abbildung 13.2:	Schliffbilder abgekanteter ebener Versuchsproben (Matrizenkantenradius $r_m = 1$ mm).....	224
Abbildung 13.3:	Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Blechlagewinkel: 5 Grad).....	225
Abbildung 13.4:	Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Blechlagewinkel: 10 Grad).....	226
Abbildung 13.5:	Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Blechlagewinkel: 15 Grad).....	227
Abbildung 13.6:	Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Scherwinkel 2,5 Grad).....	228
Abbildung 13.7:	Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Scherwinkel 5 Grad).....	229

## 12.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 6.1:	Übersicht und normative Einteilung der eingesetzten Versuchswerkstoffe (* Allgemeinbezeichnung, Stahlgüte normativ bisher nicht erfasst).....	65
Tabelle 6.2:	Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe.....	66
Tabelle 6.3:	Mechanische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe bei Raumtemperatur (* Bestimmung des n-Werts erfolgt im Bereich 4 - 6 % technischer Dehnung).....	70
Tabelle 8.1:	Aktivelementvariationen für die Beschneideuntersuchungen .....	83
Tabelle 8.2:	Matrizenausführungen für die Abkantversuche .....	83
Tabelle 9.1:	Versuchsgeometrien zur Bestimmung der Grenzformänderung bei linearen Belastungspfaden .....	85
Tabelle 9.2:	Prüfparameter zur Bestimmung der Grenzformänderung bei linearen Dehnungspfaden.....	87
Tabelle 9.3:	Versuchsprogramm der Prägeversuche .....	95
Tabelle 9.4:	Scherschneidspezifische Versuchsparameter zum Lochaufweitungsversuch .....	97
Tabelle 9.5:	Versuchseinstellungen zum Abkanten ebener und vorverformter Proben .....	108
Tabelle 9.6:	Versuchseinstellungen zum ebenen Platinenbeschnitt .....	114
Tabelle 9.7:	Übersicht der Modellierung der Versuchswerkstoffe .....	120
Tabelle 10.1:	Gegenüberstellung der maximalen Prägetiefe ohne Probenversagen .....	149

### 12.3 Literaturverzeichnis

- [ARAM06] N. N.: ARAMIS Benutzerhandbuch. GOM mbH, Braunschweig, 2006
- [ARGU06] N. N.: ARGUS Benutzerhandbuch. GOM mbH, Braunschweig, 2006
- [ASKE03] Askeland, D.; Phulé, P.: The Science and Engineering of Materials. 4. Auflage, Verlag Brooks/Cole, 2003
- [ASKE10] Askeland, D.: Materialwissenschaften: Grundlagen - Übungen - Lösungen. Spektrum Akademischer Verlag, Heidelberg, 2010
- [ATOS06] N. N.: ATOS Benutzerhandbuch. GOM mbH, Braunschweig, 2006
- [ATZE10] Atzema, E. H.; Fictorie, E.; van den Boogaard, A. H.; Droog, J. M. M.: The influence of curvature on FLS's of mild steel, (A)HSS and aluminum. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the IDDRG 2010 International Conference, Graz, Schweiz, 2010, Seite 519-528
- [BANA07] Banabic, D.; Vos, M.: Modelling of the formin glimit band - a new method to increase the robustness in the simulation of sheet metal forming processes. In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Volume 56, Issue 1, 2007, Seite 249-252
- [BARG94] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. VDI Verlag, Düsseldorf, 1994
- [BECK62] Beckert, M.; Klemm, H.: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren. VEB Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1962
- [BEHR04] Behrens, B.-A.; Schaeper, E.: Nachweis der Praxistauglichkeit einer Online-Schneidspaltregelung zur Schnittgratminimierung. Bericht zum Forschungsvorhaben EFB/AIF 13186 N, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e. V. (EFB), Band 231, 2004
- [BORM04] Bormann, A.: Serielle, induktive Wärmebehandlung laserstrahlgeschweißter Feinbleche. Dissertation, Universität Hannover, 2004
- [BRAC07] Bracke, L.; Penning, J.; Akdut, N.: The influence of Cr and N additions on the mechanical properties of FeMnC steels. In: Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 38A, 2007, Seite 520-528
- [BRAG72] Bragard, A.; Baret, J. C.; Bonnarens, H. A.: A simplified technique to determine the FLD at the onset of necking. In: Proceedings of the IDDRG Conference, Amsterdam, Niederlande, 1972
- [BREC08] Brecher, C.; Emonts, M.: LaserPunch - Entwicklung eines laserunterstützten Scherschneidverfahrens. In: wt Werkstatttechnik online, Jahrgang 99, Heft 10, 2008, Seite 815-824
- [BREC09] Brecher, C.; Emonts, M.: Laserunterstütztes Scherschneiden hochfester Blechwerkstoffe. In: wt Werkstatttechnik online, Jahrgang 99, Heft 10, 2009, Seite 699-706

- [BROC09] Brocks, W.: Cracks and plasticity. In: Advanced Engineering Materials, Vol. 11, Nr. 3, 2009, Seite 137-142
- [BRÜX07] Brück, U.: Mikrostrukturen und Eigenschaften ultrahochfester Leichtbaustähle auf Basis Fe-Mn-Al-C. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2007
- [CHAT07] Chatterjee, S.; Bhadeshia, H. K. D. H.: Stretch-flangeability of strong multiphase steels. In: Materials Science and Technology, Vol. 23, Nr. 5, 2007, Seite 606-609
- [CHEN09] Chen, X. M.; Du, C.; Wu, X.; Zhu, X.; Liu, S.-D.: Sheet metal shearing and edge characterization of dual phase steels. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the IDDRG 2009 International Conference, Golden, CO, USA, 2009, Seite 809-823
- [CHIR08] Chiriac, C.; Chen, G.: Local formability characterization of AHSS - Digital Camera based Hole Expansion Test Development. Konferenz-Einzelbericht: IDDRG 1996 International Conference, Olofström, Schweden, 2008, Seite 81-91
- [COMS06] Comstock, R. J.; Scherer, D. K.; Adamczyk, R. D.: Hole expansion in a variety of sheet steels. In: Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 15(6), 2006, Seite 675-683
- [CRAN78] Crandall, S. H.; Dahl, N. C.; Lardner, T. J.: An introduction to the mechanics of solids. Verlag McGraw Hill, 1978
- [DELA09] Delannay, L.; Pierman, A.-P.; Jacques, P. J.: Assessment of a micro-macro modeling of the bending and unbending of multiphase steel sheets. In: Advanced Engineering Materials, 11, Nr. 3, 2009, Seite 148-152
- [DELL01] Dell, H.; Gese, H.; Keßler, L.; Werner, H.; Hooputra, H.: Continuous Failure Prediction Model for Nonlinear Load Paths in Successive Stamping and Crash Processes. In: New Sheet Steel Products and Sheet Metal Stamping, SAE Proceedings SP-1614, paper no. 2001-01-1131, SAE 2001 World Congress, Detroit, 2001, Seite 113-122
- [DELL08] Dell, H.; Gese, H.; Oberhofer, G.: Users, Manual MF GenYld + CrachFEM – Theory. Version 3.8, Fa. MATFEM, München, 2008
- [DECO08] De Cooman, B. C.; Kim, H. S.; Lei, C.; Estrin, Y.; Voswinckel, H.; Kim, S. K.: Hole Expansion Performance of TWIP Steel. Konferenz-Einzelbericht: ICTP 2008 9th International Conference on Technology of Plasticity, Gyeongju, 2008, Seite 1412-1418
- [DERO08] Derov, M.; Kinsey, B.; Tsukrov, I.; Mao, K.: Analytical model of a stress based failure criterion and prediction of a strain based forming limit curve using numerical simulations. Konferenz-Einzelbericht: Numisheet 2008, Proceedings of the 7th International Conference on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Interlaken, Schweiz, 2008, Seite 259-263

- [DIET88] Dieter, G. E.: Mechanical Metallurgy. 3. Auflage, McGraw-Hill Book Company, 1988
- [DOEG98] Doege, E.; Hütte, H.; Kröff, A.: Genauigkeit im Presswerk - eine Voraussetzung für den Präzisionsbau. EFB-Kolloquium „Genauigkeit in der Blechverarbeitung“, Fellbach, 1998
- [DOEG99] Doege, E.; Liesener, T.: Schneidkraftbedarfsermittlung beim Scherschneiden von Feinblechen (Entwicklung eines Prüfsystems). Bericht zum Forschungsvorhaben EFB/AIF 10870N, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e. V. (EFB), Band 133, 1999
- [DOEG07] Doege, E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik – Grundlagen, Technologien, Maschinen. Springer Verlag, Berlin, 2007
- [EBER08] Eberle, B.; Volk, W.; Hora, P.: Automatic approach in the evaluation of the experimental FLC with a full 2D approach based on a time depending method. Konferenz-Einzelbericht: Numisheet 2008, Proceedings of the 7th International Conference on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Interlaken, Schweiz, 2008, Seite 279-284
- [ERDM04] Erdmann, C.: Mechanismen der Flitterentstehung beim Scherschneiden von Pressteilen aus Aluminiumblech. Dissertation, TU München, 2004
- [FALK10] Falkinger, G.; Andrieux, F.; Helm, D.; Riedel, H.: Finite-element modeling of Nakajima tests in due consideration of anisotropic ductile damage. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the IDDRG 2010 International Conference, Graz, Schweiz, 2010, Seite 697-706
- [FANG03] Fang, X.; Fan, Z.; Ralph, B.: The relationships between tensile properties and hole expansion property of C-Mn steels. In: Journal of Materials science, Vol. 38, 2003, Seite 3877-3882
- [FRIE10] Friebe, H.; Klein, M.; Gananulis, K.: Numerical comparison and verification of FEA in sheet metal forming by optical measurements of large and complex parts. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the IDDRG 2010 International Conference, Graz, Schweiz, 2010, Seite 707-718
- [FROM08] Frommeyer, G.; Rablbauer, R.: Entwicklung hochfester und supraduktiler Leichtbaustähle für die Verkehrstechnik. Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Tätigkeitsbericht, 2007
- [FUNA04] Funakawa, Y.; Shiozaki, T.; Tomita, K.; Yamamoto, T.; Maeda, E.: Development of High Strength Hot-rolled Sheet Steel Consisting of Ferrite and Nanometer-sized Carbides. In: ISIJ International, Vol. 44, Ausgabe 11, 2004, Seite 1945-1951
- [GEFF08] Geffert, A.: Geheimnis gelüftet. In: BLECH InForm, Heft 6, 2008, Seite 46-48

- [GEIG03] Geiger, M.; Merklein, M.: Determination of forming limit diagrams - a new analysis method for characterization of materials formability. In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Volume 52, Issue 1, 2003, Seite 213-216
- [GERL07] Gerlach, J.; Kessler, L.; Paul, U.; Rösen, H.: Possibilities and Influencing Parameters for the early detection of sheet metal failure in press shop operations. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the 9th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes NUMIFORM 2007, Porto, Portugal, 2007, Seite 99-104
- [GERL10] Gerlach, J.; Kessler, L.; Köhler, A.: The forming limit curve as a measure of formability - is an increase of testing necessary for robustness simulations. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the IDDRG 2010 International Conference, Graz, Schweiz, 2010, Seite 479-488
- [GESE05] Gese, H.; Dell, H.; Oberhofer, G.: Systematische Aufbereitung von Werkstoffdaten für die Blechumformsimulation. Konferenz-Einzelbericht: 4. LS-Dyna Anwenderforum, Bamberg, 2005
- [GESE07] Gese, H.; Oberhofer, G.; Dell, H.: Consistent Modelling of Plasticity and Failure in the Process Chain of Deep Drawing and Crash with user Material Model MF-GenYld + CrachFEM for LS-Dyna. Konferenz-Einzelbericht: 6. LS-Dyna Anwenderforum, Frankenthal, 2007, Seite 13-24
- [GOTT07] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. 3. Auflage, Axel Springer Verlag, Berlin, 2007
- [GOOD68] Goodwin, G. M.: Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. In: SAE Transactions, technical paper no. 680093, 1968, Seite 380-387
- [GRAF93] Graf, A. F.; Hosford, W. F.: Calculations of Forming Limit Diagrams for Changing Strain Paths. In: Metallurgical Transactions A, Volume 24A, November 1993, Seite 2497-2501
- [GRAF93a] Graf, A. F.; Hosford, W. F.: Effect of Changing Strain Paths on Forming Limit Diagrams of Al 2008-T4. In: Metallurgical Transactions A, Volume 24A, November 1993, Seite 2503-2512
- [GRÄß00] Gräßer, O.: Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP/TWIP Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2000
- [GRON80] Gronostajski, J.; Dolny, A.: Determination of forming limit curves by means of Marciniak punch. In: Revue de métallurgie, Band 77, Heft 4, Paris, 1980, Seite 570-578
- [GURL63] Gurland, J.; Plateau, J.: The mechanism of ductile rupture of metals containing inclusions. In: Transactions of the American Society for Metals (ASM), Vol. 56, 1963, Seite 442-454

- [GURS77] Gurson, A. L.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth (part I) - yield criteria and flow rules for porous ductile media. In: Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 99 (1), 1977, Seite 2-15
- [HALL04] Haller, G.: Werkzeuge für das Umformen hoch- und höchstfester Stahlbleche - Vorsicht - Blech frisst Werkzeug!. In: wt Werkstatttechnik online, Jahrgang 94, Heft 10, 2004, Seite 482-486
- [HASE78] Hasek, V.: Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflußgrößen auf das Grenzformänderungsdiagramm - Teil I. In: Blech Rohre Profile, Heft 5, 1978, Seite 213-220
- [HASE78a] Hasek, V.: Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflußgrößen auf das Grenzformänderungsdiagramm - Teil II. In: Blech Rohre Profile, Heft 6, 1978, Seite 285-292
- [HASE04] Hasegawa, K.; Kawamura, K.; Urabe, T.; Hosoya, Y.: Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 Mpa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets. In: ISIJ International, Vol. 44, Ausgabe 3, 2004, Seite 603-609
- [HAYA96] Hayashi, H.; Urabe, T.; Hisamitsu, S.; Nagai, Y.: Investigation for standardizing hole-expansion test for evaluating stretch flangeability. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the IDDRG 1996 International Conference, Eger, Ungarn 1996, Seite 189-194
- [HÄHN96] Hähner, P.: On the physics of the Portevin-Le Chatelier effect part 1 - the statistics of dynamic strain aging. In: Materials Science and Engineering A, Vol. 207, 1996, Seite 208-215
- [HÄHN96a] Hähner, P.: On the physics of the Portevin-Le Chatelier effect part 2 - from microscopic to macroscopic behaviour. In: Materials Science and Engineering A, Vol. 207, 1996, Seite 216-223
- [HERO03] Herold, J.: Einfluss der Kantengestaltung von Schneidstempeln beim Scherschneiden auf die Stempelstandzeit. In: UTF-Science, Band 2, 2003, [http://www.utfscience.de/pdf/41999\\_UT-03-04\\_010xx0203ut.pdf](http://www.utfscience.de/pdf/41999_UT-03-04_010xx0203ut.pdf), zitiert am 02.01.2010
- [HOFF07] Hoffmann, H., Hörmann, F.: Improving the Cut Edge by Counter-Shaving. In: Key Engineering Materials Vol. 344 (2007), ISSN 1013-9826, Trans Tech Publications, Switzerland, 2007, Seite 217-224
- [HOFM07] Hofmann, H.; Woestmann, S.: Hochmanganhaltige austenitische Stähle. Präsentation ThyssenKrupp Steel, Duisburg, 2007
- [HOGM02] Hogman, B.: Blanking of Ultra High Strength Steel Sheet. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the 6th International Tooling Conference, Karlstad, Schweden, 2002, Seite 203-216
- [HÖRM08] Hörmann, F.: Einfluss der Prozessparameter auf einstufige Scherschneidverfahren zum Ausschneiden mit endkonturnaher Form. Dissertation, TU München, 2008

- [HOOG99] Hoogen, M.: Einfluss der Werkzeuggeometrie auf das Scherschneiden und Reißen von Aluminiumfeinblechen. Dissertation, TU München, 1999
- [HWAN05] Hwang, C.: Erweiterte Modellierung des Werkstoffverhaltens für die Umformsimulation durch optische Ermittlung von Kennwerten aus dem Zugversuch. Dissertation, TU München, 2005
- [HYUN02] Hyun, D. I.; Oak, S. M.; Kang, S. S.; Moon, Y. H.: Estimation of the hole flangeability for high strength steel plates. In: Journal of Materials Processing Technology, Band 130-131, 2002, Seite 9-13
- [ILLI09] Gesprächsnotiz vom Treffen mit Hr. R. Illig (BMW Group). Dingolfing, 20.01.2009
- [KALP06] Kalpakjia, S.; Schmid, S.: Manufacturing Engineering and Technology. 5. Auflage, Pearson Prentice Hall, Singapur, 2006
- [KALU03] Kaluza, W. M.: Modellierung der mechanischen Eigenschaften und der lokalen Dehnungen von Dualphasen-Stählen. Dissertation, RWTH Aachen, 2003
- [KARE06] Karelova, A.; Kremaszky, C.; Werner, E.; Tsipouridis, P.; Tragl, E.; Pichler, A.: Deformation Behavior of Dual-Phase Steels under Various Loading Conditions; Mechanisms Leading to Failure. Konferenz-Einzelbericht: Materials Science and Technology 2006, Cincinnati, USA, 2007
- [KARE07] Karelova, A.; Kremaszky, C.; Werner, E.; Hebesberger, T.; Pichler, A.: Influence of the edge conditions on the hole expansion property of dual-phase and complex-phase steels. Konferenz-Einzelbericht: Materials Science and Technology 2007, Detroit, USA, 2007, Seite 159-169
- [KARE09] Karelova, A.; Kremaszky, C.; Dünckelmeyer, M.; Werner, E.; Hebesberger, T.; Pichler, A.: Formability of Advanced High Strength Steels Determined by Instrumented Hole Expansion Testing. Konferenz-Einzelbericht: Materials Science and Technology 2009, MS&T, Pittsburgh, USA, 2009, Seite 1358-1368
- [KEEL64] Keeler, S. P.: Plastic instability and fracture in sheet stretched over rigid punches. In: ASM Transactions, Vol. 56, 1964, Seite 25-48
- [KIRC81] Kirchoff, D.: Umformgrenzen und Kraftparameter beim Prägesicken von Stahlwerkstoffen. Dissertation, Technische Hochschule Magdeburg, 1981
- [KLEE77] Kleemola, H. J.; Pelkkikangas, M. T.: Effect of predeformation and strain path on the forming limits of steel, copper and brass. In: Sheet Metal Industries, Volume 63, 1977, Seite 591-599
- [KLEI03] Kleiner, M.; Geiger, M.; Klaus, A.: Manufacturing of Lightweight Components by Metal Forming. In: CIRP Annalen, 52/2, 2003, Seite 521-542

- [KONI07] Konieczny, A.; Henderson, T.: On Formability Limitations in Stamping Involving Sheared Edge Stretching. In: SAE Transactions, Band 116, 2007, Seite 20-29
- [KOPP09] Untersuchung der Prägeeigenschaften von vorverformten Mehrphasenstählen, Diplomarbeit, Technische Universität München, 2009
- [KRÜC07] Krückeberg, J.: Hochleistungs-LEDs in der Praxis. Francis Verlag GmbH, Poing, 2007
- [KRÜG05] Krüger, L.; Hall, T.; Meyer, L. W.; Brück, U.; Frommeyer, G.: Werkstoffverhalten und Mikrostrukturentwicklung hochfester Mn-Al-Si-Leichtbaustähle unter Zugbelastung. In: Materialwissenschaften und Werkstofftechnik, Vol. 36, Nr. 7, 2005, Seite 299-306
- [KUBL08] Kubli, W.; Sester, M.: Europäische Patentschrift, Grenzdehnungsanalyse, EP 1 983 455 A2, 2008
- [KUNT07] Kuntz, M.; Lempenauer, K.; Staufner, W.; Roos, E.: Verformungsmechanismen hochmanganlegierter austenitischer TWIP-Stähle. In: Stahl und Eisen 12/2007, 2007, Seite 83-89
- [LANG90] Lange, K.: Umformtechnik, Band 3: Blechbearbeitung. Springer Verlag, Berlin & Heidelberg, 1990
- [LECH08] Lechler, J.; Merklein, M.: Determination of forming limit diagrams at elevated temperatures for failure prediction within hot stamping of quenchenable ultra high strength steels. Konferenz-Einzelbericht: ICTP 2008, 9th International Conference on Technology of Plasticity, Gyeongju, Korea, 2008, Seite 1842-1847
- [LEMO08] Lemoine, X.; Aouafi, A.: Bauschinger effect correspondence of experimental tests. In: International Journal of Material Forming, Vol. 1, 2008, Seite 241-244
- [LEPE80] LePera, F. S.: Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steels. In: Journal of Metals, Vol. 32, 1980, Seite 38-39
- [LI10] Li, Y.; Luo, M.; Gerlach, J.; Wierzbicki, T.: Prediction of Shear-Induced fracture in Sheet Metal Forming. In: Journal of Materials Processing Technology, 2010, doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.06.021
- [LIVA04] Livatyali, H.; Laxhuber, T.; Altan, T.: Experimental investigation of forming defects in flat surface-convex edge hemming. In: Journal of Materials Processing Technology, Vol. 146, 2004, Seite 20-27
- [LIVA04a] Livatyali, H.; Larris, S. J.: Experimental investigation on forming defects in flat surface-convex edge hemming roll recoil and warp. In: Journal of Materials Processing Technology, Vol. 153-154, 2004, Seite 913-919
- [LSDY07] N. N.: LS-Dyna Keyword User`s Manual Volume I. Livermore Software Technology Corporation, Livermore USA, 2007

- [LUDW03] Ludwik, P.: Technologische Studie über Blechbiegung. In: Tech. Blätter, 1903, Seite 133-159
- [LUHM03] Luhmann, T.: Nahbereichsphotogrammetrie - Grundlagen, Methoden und Anwendungen. Herbert Wichmann Verlag, Heidelberg, 2003, Seite 237-239
- [MAHR04] N. N.: Betriebsanleitung Vorschubgerät MarSurf PCV 200 mit Software MarSurf XC 20. Mahr GmbH, Göttingen, 2004
- [MAIW92] Maiwald, J.: Auslegungskriterien für Sicken in dünnen Karosserieblechen. Dissertation, RWTH Aachen, 1992
- [MANN08] Manninen, T.; Taulavuori, T.; Myllykoski, P.; Korhonen, A. S.: Large-Strain Bauschinger Effect in Effect in AISI 301LN Austenitic Stainless Steel Sheet. Konferenz-Einzelbericht: ICTP 2008, 9th International Conference on Technology of Plasticity, Gyeongju, Korea, 2008, Seite 2318-2323
- [MARC67] Marciniak, Z.; Kuczynski, K.: Limit strains in the process of stretch-forming sheet metal. In: International Journal of Mechanical Science, Volume 9, 1967, Seite 609-620
- [MERK10] Merklein, M.; Kuppert, A.; Mütze, S.; Geffert, A.: New time dependent method for determination of forming limit curves applied to SZBS800. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the IDDRG 2010 International Conference, Graz, Schweiz, 2010, Seite 489-498
- [MERK10a] Merklein, M.; Kuppert, A.; Geiger, M.: Time dependent determination of forming limit diagrams. In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Vol. 59, 2010, Seite 295-298
- [MORI08] Mori, K.; Saito, S.; Maki, S.: Warm and hot punching of ultra high strength steel sheet. In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Volume 57, Issue 1, 2008, Seite 321-324
- [MUDE96] Muderrisoglu, A.; Murata, M.; Ahmetoglu, M. A.; Kinzel, G.; Altan, T.: Bending Flanging Hemming of Aluminum Sheet - an Experimental Study. In: Journal of Materials Processing Technology, Vol. 59, 1996, Seite 10-17
- [MÜSC75] Müschenborn, W.; Sonne, H.-M.: Einfluß des Formänderungsweges auf die Grenzformänderungen des Feinblechs. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, Ausgabe 46, 1975, Seite 597-602
- [NAKA68] Nakajima, K.; Kikuma, T.; Hasuka, K.: Study on the formability of steel sheet. In: Yawata technical report, Nr. 264, 1968
- [NEUG06] Neugebauer, R.; Altan, T.; Geiger, M.; Kleiner, M.; Sterzing, A.: Sheet metal Forming at Elevated Temperatures. In: CIRP Annalen, 55/2, 2006, Seite 793-816
- [OEHL66] Oehler, G.: Untersuchungen über das V-Biegen von Blechen. Westdeutscher Verlag, Köln, 1966

- 
- [OEHL72] Oehler, G.; Weber, A.: Steife Blech- und Kunststoffkonstruktionen. Springer Verlag, Berlin, 1972
- [OHLE03] Ohlert, J.: Einfluss von chemischer Zusammensetzung und Herstellungsverfahren auf Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen. Dissertation, RWTH Aachen, Shaker Verlag, Aachen, 2003
- [PAPA99] Papamantellos, K.: Umwandlungsverhalten und mechanisch-technologische Eigenschaften von niedriglegierten TRIP-Stählen. Dissertation, RWTH Aachen, 1999
- [PAPA05] Papaefthymiou, S.: Failure mechanisms of multiphase steels. Dissertation, RWTH Aachen, 2005
- [PETZ70] Petzold, W.: Untersuchungen des Werkstoffflusses und der Umformkraft bei der Herstellung von Versteifungssicken. Dissertation, Technische Hochschule Magdeburg, 1970
- [PICA08] Picas, I.; Hernandez, R.; Casellas, D.; Casas, B.; Valls, I.: Tool Performance in Cutting of Hot Stamped Steels. Konferenz-Einzelbericht: Proceedings of the 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel, 2008, Seite 179-189
- [PYCH02] Pychmintsev, I. V.; De Meyer, M.; De Cooman, B. C.; Savray, R. A.; Shveykin, V. P.: The Influence of the Stress State on the Plasticity of Transformation Induced Plasticity-Aided Steel. In: Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 33A, Juli 2002, Seite 1659-1667
- [RAGA08] Ragab, A. R.: Prediction of fracture limit curves in sheet metals using a void growth and coalescence model. In: Journal of Materials Processing Technology, Vol. 199, 2008, Seite 206-213
- [REDE09] Redeker, M.: Erweiterte Ermittlung der Umformeigenschaften von Magnesiumfeinblech. Dissertation, TU München, 2009
- [REIS97] Reisner, G.: Micromechanical Modeling of Strain Induced Martensitic Transformation in Cu-Fe-Alloys and in Low Alloyed TRIP-Steels. Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 19, Nr. 214, VDI Verlag, Düsseldorf, 1997
- [RICE69] Rice, J. R.; Tracey, D. M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 17, 1969, Seite 201-217
- [RIEH00] Riehle, M.; Simmchen, E.: Grundlagen der Werkstofftechnik. 2. Auflage, Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 2000
- [ROBE76] Roberts, W.; Lehtinen, B.; Easterling, K.: An in-situ SEM study of void development around inclusions in steel during plastic deformation. In: Acta Metallurgica, Vol. 24, 1976, Seite 745-758

- [ROLL07] Roll, K.; Bogon, P.; Ziebert, C.: Innovative Methoden zur Auslegung von Umformwerkzeugen im Fahrzeugbau. In: wt Werkstatttechnik online, Jahrgang 97, Heft 10, 2007, Seite 753-759
- [ROSS04] Ross, S. M.: Introduction to probability and statistics for engineers and scientists. 3. Auflage, Elsevier Academic Press, Burlington, MA, USA, 2004
- [SADA03] Sadagopan, S.; Urban, D.: Formability Characterization of a New Generation of High-Strength Steels. In: AISI/DOE Technology Roadmap Program, Final Report, American Iron and Steel Institute, 2003, Seite 52-61
- [SAME06] Samek, L.; De Moor, E.; Penning, J.; De Cooman, B. C.: Influence of Alloying Elements on the Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation in Low-Alloy, Multiphase High-Strength Steels. In: Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 37A, Januar 2006, Seite 109-124
- [SCHW03] Schwarz, D.: Gestaltung optimierter Sickenbilder für flächige Strukturen unter Einsatz numerischer Optimierungsverfahren. Dissertation, RWTH Aachen, 2003
- [SCHW08] von Schwerin, L.: Werkzeugkonstruktion in der Umformtechnik. Vortrag im Rahmen des Praktikums Umformtechnik, TU München, 2008
- [SHI07] Shi, M. F.; Chen, X.: Prediction of Stretch Flangeability Limits of Advanced High Strength Steels using the Hole Expansion Test. In: SAE Transactions, Band 116, 2007, Seite 742-747
- [SHUN91] Shun, T. S.; Wan, C. M.; Byrne, J. G.: Serrated flow in austenitic Fe-Mn-C and Fe-Mn-Al-C alloys. In: Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 25, 1991, Seite 1769-1774
- [SO09] So, H.; Hoffmann, H.; Golle, R.: Blanking of press hardened ultra high strength steel. Konferenz-Einzelbericht: 2nd International conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steels, Sweden, 2009
- [SO09a] So, H.; Hoffmann, H.; Golle, R.: Halbwarmschneiden der Vergütungsstähle. In: Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, 2009, Seite 185-204
- [SPUR85] Spur, G.: Handbuch der Fertigungstechnik, Band 2/3 Umformen und Zerteilen. Carl Hanser Verlag, München, 1985
- [STAN06] Stanchev, S.: Fertigung von Blechteilen durch den Einsatz generativer Verfahren im Werkzeugbau. Dissertation, TU München, 2006
- [STOU00] Stoughton, T. B.: A general forming limit criterion for sheet metal forming. In: International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 42, 2000, Seite 1-27

- [STRO83] Strobel, W. K.: Die moderne Automobilkarosserie. Franck Verlag, Stuttgart, 1983
- [SUGI00] Sugimoto, K.; Sakaguchi, J.; Iida, T.; Kashima, T.: Stretch-flangeability of a high-strength TRIP type bainitic sheet steel. IN ISIJ International, Vol. 40, Ausgabe 9, 2000, Seite 920-926
- [TAKA09] Takahashi, Y.; Kawano, O.; Tanaka, Y.; Ohara, M.: Fracture Mechanical Study on Edge Flange Ability of high Tensile-strength Steel Sheets. In: Konferenz-Einzelbericht: Materials Science and Technology 2009, MS&T, Pittsburgh, USA, 2009, Seite 1317-1328
- [THOM01] Thomas, S.: Konstitutive Gleichungen und numerische Verfahren zur Beschreibung von Verformung und Schädigung. Dissertation, TU Darmstadt, 2001
- [THOM04] Thoms, V.; Schatz, M.: Theoretische und experimentelle Untersuchungen zur Ermittlung der Grenzformänderungskurve von dicken Blechwerkstoffen. In: EFB-Forschungsbericht Nr. 220, 2004
- [TIPL94] Tipler, P. A.: Physik. Spektrum Akademischer Verlag, Heidelberg, 1994
- [TRAI02] Traint, S.: Phase transformations and mechanical properties of low alloyed dual-phase and TRIP-steels. Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 656, VDI Verlag, Düsseldorf, 2002
- [UTHA08] Uthaisangsuk, V.; Prahl, U.; Münstermann, S.; Bleck, W.: Experimental and numerical failure criterion for formability prediction in sheet metal. In: Computational Materials Science, Vol. 43, 2008, Seite 43-50
- [VACH99] Vacher, P.; Haddad, A.; Arrieux, R.: Determination of the forming limit diagrams using image analysis by the correlation method. In: CIRP Annals - Manufacturing Technology, Volume 48, Issue 1, 1999, Seite 271-230
- [VDEH92] N. N.: Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh), Steel - A Handbook for Materials Research and Engineering - Volume 1: Fundamentals. Springer-Verlag, Berlin, 1992
- [VDEH10] N. N.: Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh), Technik & Forschung, Werkstoff- und Prüftechnik, Prüfverfahren. Internet: [http://www.stahl-online.de/forschung\\_und\\_technik/werkstoff\\_und\\_prueftechnik/pruefverfahren.asp](http://www.stahl-online.de/forschung_und_technik/werkstoff_und_prueftechnik/pruefverfahren.asp), zitiert am 13.11.2010
- [VOGL03] Vogl, C.: Erweiterte Beschreibung des Umformverhaltens von Blechwerkstoffen. Dissertation, TU München, 2003
- [WANG95] Wang, C.-T.; Kinzel, G.; Altan, T.: Failure and wrinkling criteria and mathematical modeling of shrink and stretch flanging operations in sheet-metal forming. In: Journal of Materials Processing Technology, 53, 1995, Seite 759-780

- 
- [WAS09] World Auto Steel: Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines. Version 4.1, [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org), 2009
- [WECK01] Weck, M.; Krell, M.; Doege, E.; Derenthal, M.; Grossmann, K.; Wiemer, H.: Schnittschlagdämpfung von Schnellläuferpressen. In: wt Werkstatttechnik, Jahrgang 91, Heft 9, 2001, Seite 540-544
- [WIDM84] Widmann, M.: Herstellung und Versteifungswirkung von geschlossenen Halbrundsicken. Springer Verlag, Berlin, 1984
- [WINT93] Winter, D.: Optische Verschiebungsmessung nach dem Objektrasterprinzip mit Hilfe eines flächenorientierten Ansatzes. Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen und Elektrotechnik, TU Braunschweig, 1993
- [WU04] Wu, H.-C.; Altan, T.: Process optimization in stamping - a case study for flanging a clutch hub from steel plate. In: Journal of Materials Processing Technology, Vol. 146, 2004, Seite 8-19
- [YOON08] Yoon, J. W.; Dick, R. E.; Barlat, F.; Hong, S. H.: On the Use of Stress-Based Forming Limit Curve for Forming and Fracture. Konferenz-Einzelbericht: ICTP 2008, 9th International Conference on Technology of Plasticity, Gyeongju, Korea, Seite 708-72

## 12.4 Normverzeichnis

- [DIN3274] DIN EN ISO 3274: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Nenneigenschaften von Tastschnittgeräten. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1998
- [DIN4287] DIN EN ISO 4287: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2009
- [DIN6507-1] DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2006
- [DIN7438] DIN EN ISO 7438: Metallische Werkstoffe - Biegeversuch. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2005
- [DIN7500-1] DIN EN ISO 7500-1: Metallische Werkstoffe - Prüfung von statischen einachsigen Prüfmaschinen - Teil 1: Zug- und Druckprüfmaschinen - Prüfung und Kalibrierung der Kraftmesseinrichtung. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2004
- [DIN8580] DIN 8580: Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN8584-3] DIN 8584-3: Fertigungsverfahren Zugdruckumformen - Teil 3: Tiefziehen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN8585-4] DIN 8585-4: Fertigungsverfahren Zugumformen - Teil 4: Tiefen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN8586] DIN 8586: Fertigungsverfahren Biegeumformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN8588] DIN 8588: Fertigungsverfahren Zerteilen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN8593-5] DIN 8593-5: Fertigungsverfahren Fügen - Teil 5: Fügen durch Umformen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN9513] DIN EN ISO 9513: Kalibrierung von Längenänderungs-Messeinrichtungen für die Prüfung mit einachsiger Beanspruchung. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN9830] DIN 9830: Schnittgrathöhen an Stanzteilen. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2010

- 
- [DIN9869-2] DIN 9869-2: Begriffe für Werkzeuge der Stanztechnik - Schneidwerkzeuge -Blatt 2. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1969
- [DIN9870-2] DIN 9870-2: Begriffe der Stanztechnik - Fertigungsverfahren und Werkzeuge zum Zerteilen - Blatt 2. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1972
- [DIN9870-3] DIN 9870-3: Begriffe der Stanztechnik - Fertigungsverfahren und Werkzeuge zum Biegeumformen - Blatt 3. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1972
- [DIN10002-1] DIN EN 10002-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2001
- [DIN10020] DIN EN 10020: Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2000
- [DIN10027-1] DIN EN 10027-1: Bezeichnungssysteme für Stähle – Teil 2: Nummernsystem. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1992
- [DIN10027-2] DIN EN 10027-2: Bezeichnungssysteme für Stähle – Teil 1: Kurznamen. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2005
- [DIN10130] DIN EN 10130: Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2007
- [DIN10247] DIN EN 10247: Metallographische Prüfung des Gehaltes nichtmetallischer Einschlüsse in Stählen mit Bildreihen. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2007
- [DIN10336] DIN EN 10336: Kontinuierlich schmelztauchveredeltes und elektrolytisch veredeltes Band und Blech aus Mehrphasenstählen zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2007
- [DIN20482] Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder: Tiefungsversuch nach Erichsen. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [DIN50125] DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2009
- [ISO10113] DIN ISO 10113: Metallische Werkstoffe – Blech und Band – Bestimmung der senkrechten Anisotropie. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2009
- [ISO12004-1] DIN EN ISO 12004-2 (Entwurf): Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Bestimmung der Grenzformänderungskurve - Teil 1: Messung und Anwendung von Grenzformänderungsdiagrammen. DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2007

- 
- [ISO12004-2] DIN EN ISO 12004-2 (Entwurf): Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Bestimmung der Grenzformänderungskurve - Teil 2: Bestimmung von Grenzformänderungskurven im Labor. Norm-Entwurf, DIN Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 2007
- [ISO16630] ISO/TS 16630 Technical Specification (Entwurf): Metallic materials - Method of hole expanding test. International Organization for Standardization, Beuth Verlag, Berlin, 2003
- [JSFT1001] JFS T 1001: Method for hole expanding test. Japanese Industrial Standard, 1996
- [VDI2634-2] VDI-Richtlinie 2634 Blatt 2: Optische 3D-Messsysteme - Bildgebende Systeme mit flächenhafter Antastung. Verein Deutscher Ingenieure, Düsseldorf, 2002
- [VDI2906-2] VDI-Richtlinie 2906 Blatt 2: Schnittflächenqualität beim Schneiden, Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall - Scherschneiden. Verein Deutscher Ingenieure, Düsseldorf, 1994
- [VDI2906-8] VDI-Richtlinie 2906 Blatt 8: Schnittflächenqualität beim Schneiden, Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall - Laserschneiden. Verein Deutscher Ingenieure, Düsseldorf, 1994
- [VDI2906-9] VDI-Richtlinie 2906 Blatt 9: Schnittflächenqualität beim Schneiden, Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall – Funkenerosives Schneiden. Verein Deutscher Ingenieure, Düsseldorf, 1994
- [VDI3368] VDI-Richtlinie 3368: Schneidspalt-, Schneidstempel- und Schneidplattenmaße für Schneidwerkzeuge der Stanztechnik. Verein Deutscher Ingenieure, Düsseldorf, 1982
- [VDI3402-1] VDI-Richtlinie 3402 Blatt 1: Elektroerosive Bearbeitung - Definitionen und Terminologie. Verein Deutscher Ingenieure, Düsseldorf, 1976

## 12.5 Studienarbeiten

Die nachstehend aufgeführten Studienarbeiten wurden im Rahmen der vorliegenden Dissertation am Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München angefertigt. Die Definition der Aufgabenstellung, die Bearbeitung sowie die Auswertung, Interpretation und Visualisierung von Ergebnissen erfolgten unter wissenschaftlicher Anleitung des Betreuers Andreas Mackensen. Die erzielten Ergebnisse sind zum Teil mit in diese Arbeit eingeflossen.

- An, Q.: Modellierung des Fließverhaltens von Mehrphasenstählen, Studienarbeit, Technische Universität München, 2010
- Garcia, P.: Determination of the hole expansion properties of AHSS using an optical 3D deformation measuring system, Masterarbeit, Technische Universität München, 2009
- Kopp, T.: Optimierung einer Messeinrichtung zur optischen 3D-Verformungsanalyse auf Basis des Messsystems GOM ARAMIS, Studienarbeit, Technische Universität München, 2009
- Kopp, T.: Untersuchung der Prägeeigenschaften von vorverformten Mehrphasenstählen, Diplomarbeit, Technische Universität München, 2009
- Kim, J. K.: Determination of material properties of TRIP and TWIP steels and study on the sensitivity of edge crack, Diplomarbeit, Technische Universität München, 2006
- Prexl, A.: Konstruktion eines modularen Abkant- und Schneidwerkzeugs, Semesterarbeit, Technische Universität München, 2007
- Rauch, J.: Abkanten hochfester Stähle, Semesterarbeit, Technische Universität München, 2009
- Wirth, F. X.: Untersuchung der Scherschneidbarkeit von Mehrphasenstählen, Semesterarbeit, Technische Universität München, 2009

# 13 Anhang

Ergänzung zu Kapitel 10.1:

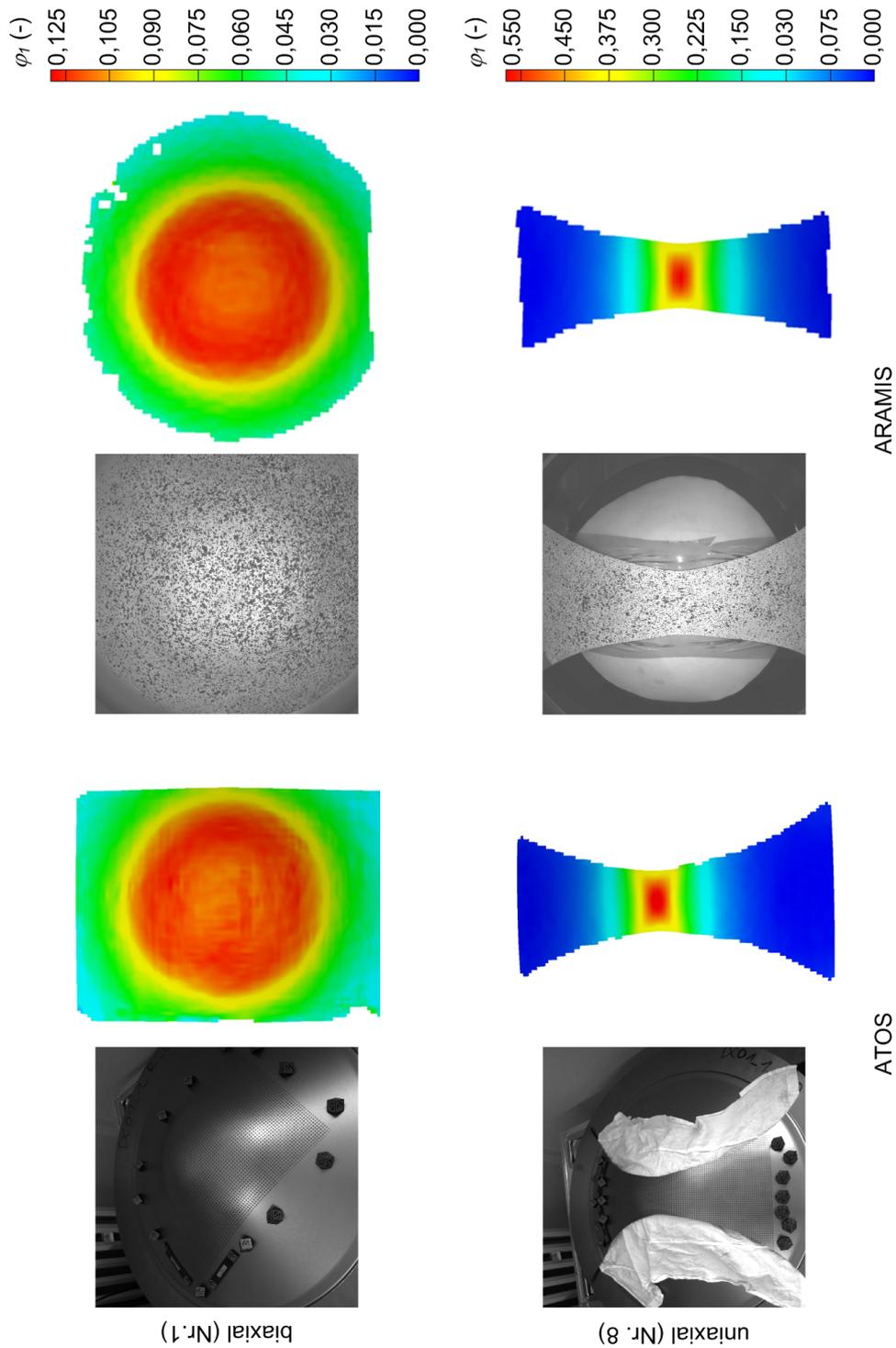


Abbildung 13.1: Gegenüberstellung der Messsysteme GOM ATOS/ARAMIS zur Formänderungsverteilung (Versuchswerkstoff: DC04; Ziehtiefe 102 mm)

Ergänzung zu Kapitel 10.5.1:

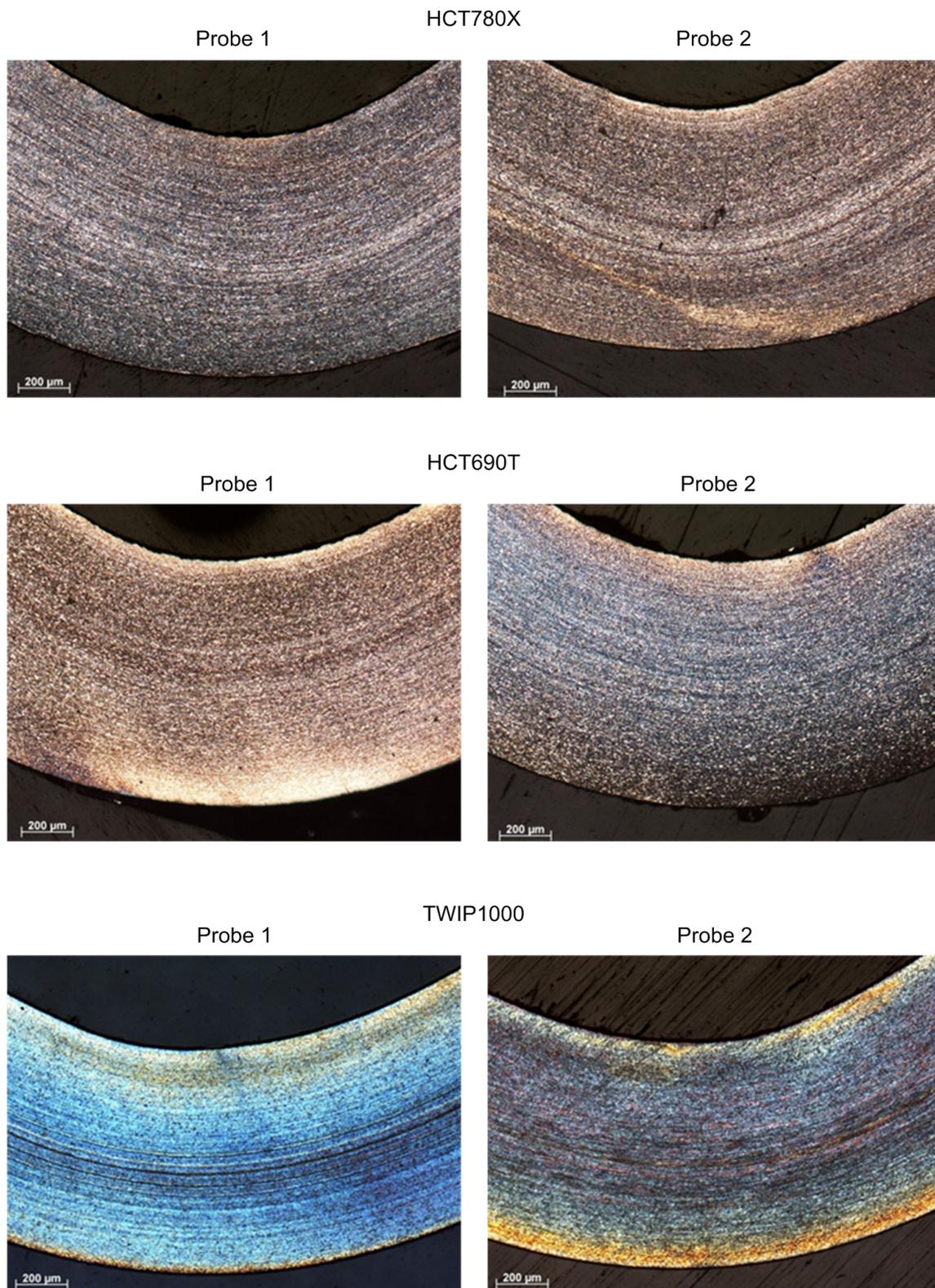


Abbildung 13.2: Schliffbilder abgekanteter ebener Versuchsproben (Matrizenkantenradius  $r_m = 1 \text{ mm}$ )

Ergänzung zu Kapitel 10.6

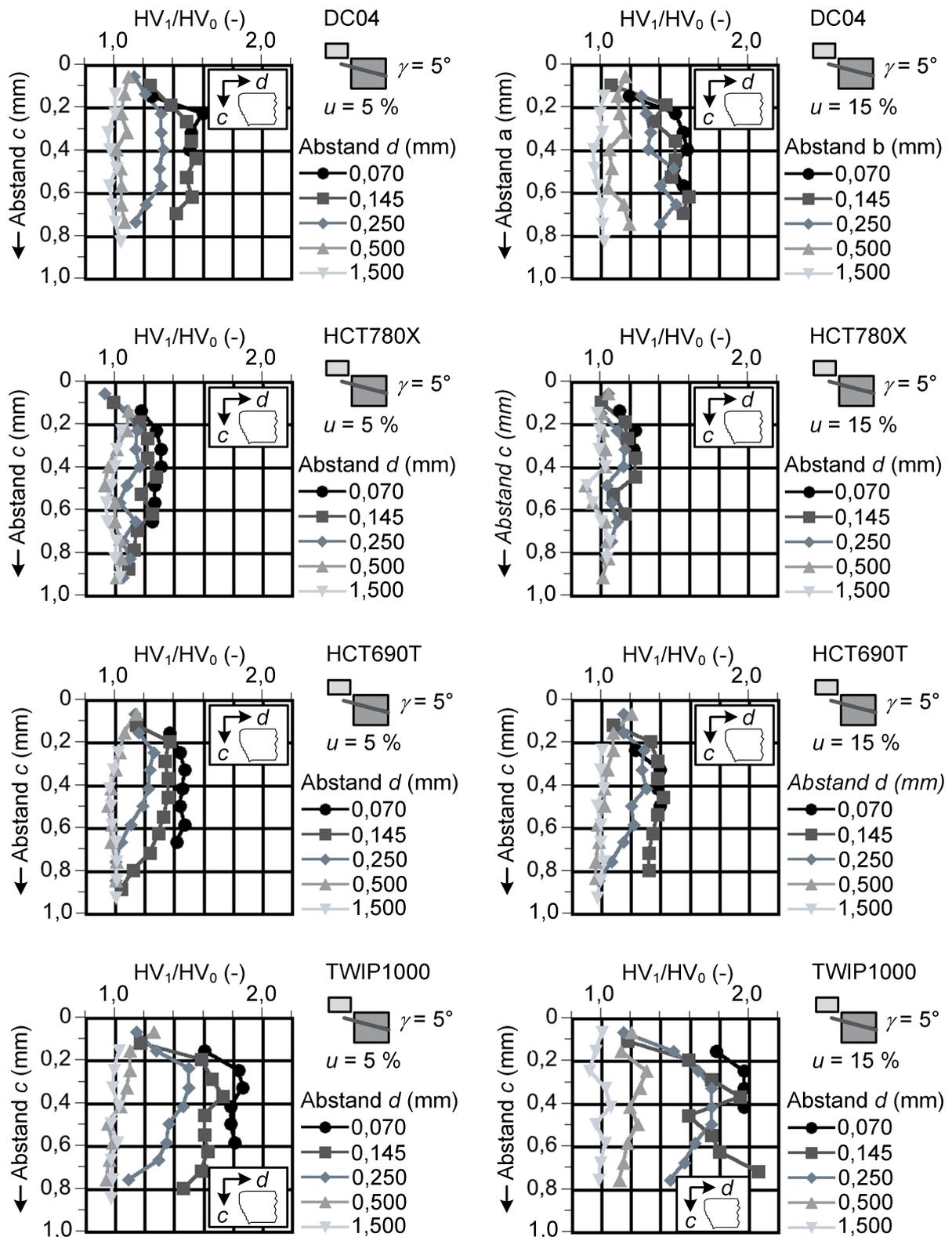


Abbildung 13.3: Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Blechlagewinkel: 5 Grad)

Ergänzung zu Kapitel 10.6

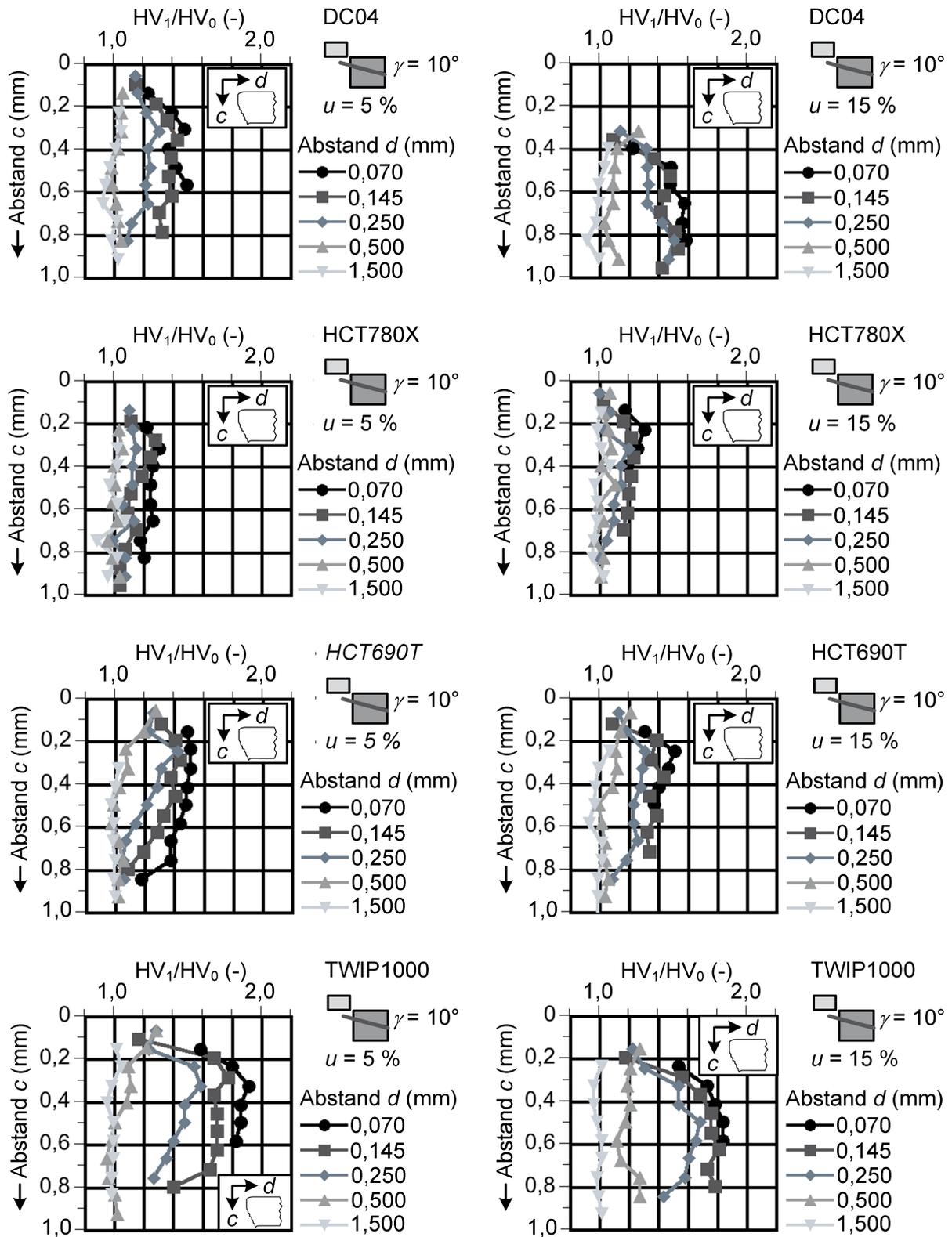


Abbildung 13.4: Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Blechlagewinkel: 10 Grad)

## Ergänzung zu Kapitel 10.6

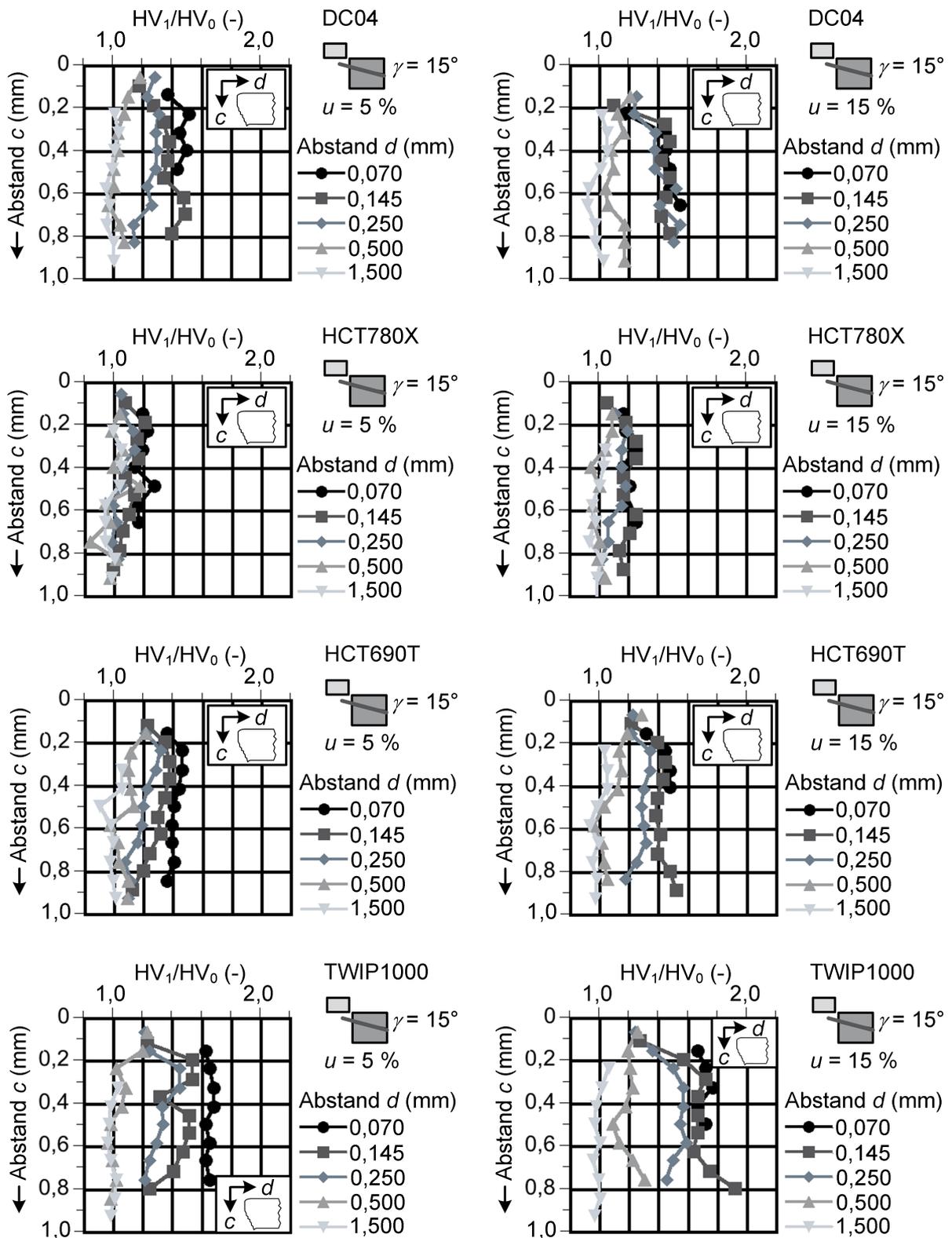


Abbildung 13.5: Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Blechlagewinkel: 15 Grad)

Ergänzung zu Kapitel 10.6

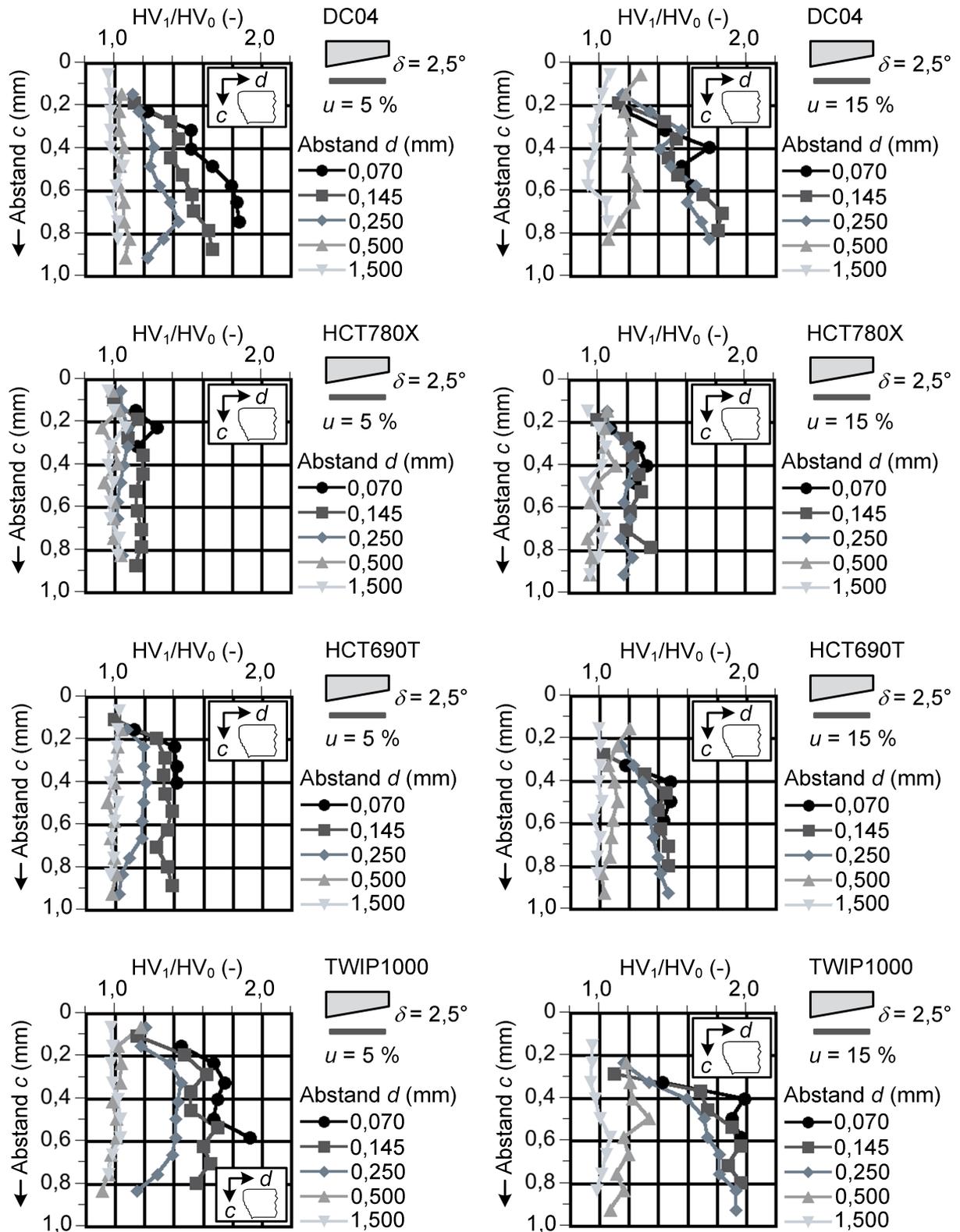


Abbildung 13.6: Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Scherwinkel 2,5 Grad)

## Ergänzung zu Kapitel 10.6

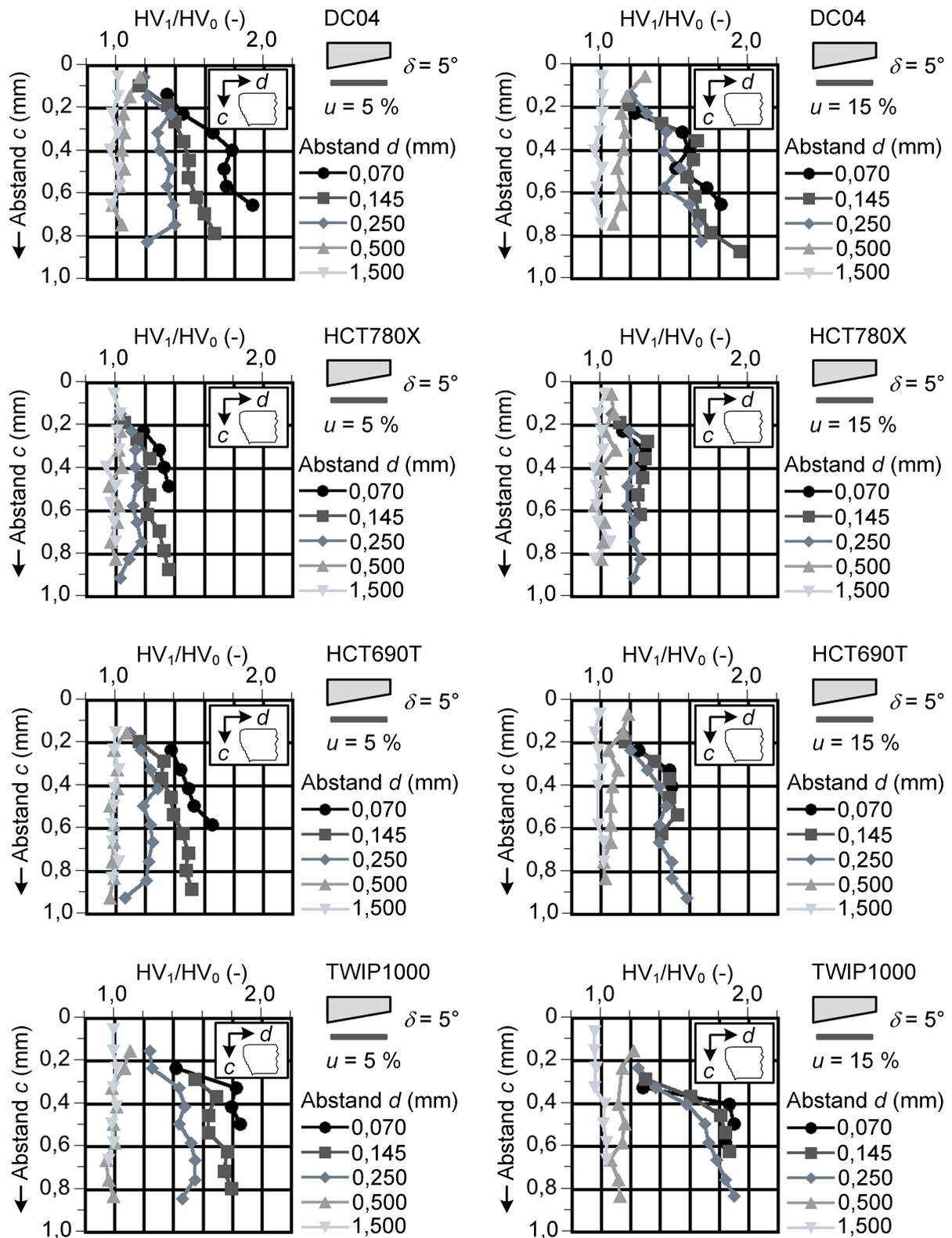


Abbildung 13.7: Mikro-Härteverläufe ebener Versuchsproben (Scherwinkel 5 Grad)

