

**Herstellung von Blechformteilen aus Reintitanwerkstoffen
und hochlegierten rostfreien Stählen**

Vom Fachbereich Maschinenbau
der Universität Hannover
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte Dissertation
von
Dipl.-Ing. Steffen Kulp
geboren am 09.04.1971 in Uslar

2003

1. Referent: Prof. Dr.-Ing. E. Doege
2. Referent: Prof. Dr.-Ing. F.-W. Bach
Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. B. Denkena

Tag der Promotion: 16. Juli 2003

Inhalt

Kulp, Steffen

Herstellung von Blechformteilen aus Reintitanwerkstoffen und hochlegierten rostfreien Stählen

Die Herstellung von Blechformteilen aus Reintitanwerkstoffen erfolgt heute in kleinen Stückzahlen und mit aufwendig eingearbeiteten Tiefziehwerkzeugen. Die Anwendungsfelder dieser Legierungen liegen in der Luft- und Raumfahrt, der Medizintechnik und bei speziellen Bauteilen wie Wärmetauschern. Zur Erschließung möglicher weiterer Einsatzfelder wie z.B. Abgasanlagen müssen die Voraussetzungen zur Herstellung von Blechformteilen aus Reintitanwerkstoffen in Großserien erfüllt werden. Reintitanwerkstoffe konkurrieren in diesem Bereich mit hochlegierten rostfreien Stählen, diese wurden daher vergleichend in die Untersuchungen mit einbezogen.

Im Rahmen der Arbeit wurden einachsige Zugversuche mit Reintitanwerkstoffen und rostfreien Stählen durchgeführt, um die mechanischen Eigenschaften und die Dehnungsabhängigkeit ausgewählter Kennwerte vergleichend zu diskutieren. Zum Ausgleich der winkelabhängig differenten mechanischen Eigenschaften von Reintitanwerkstoffen wurden die Einflüsse von Walz- und Beizbehandlungen untersucht. Die Übertragbarkeit der Ergebnisse aus dem einachsigen Zugversuch in mehrachsige Beanspruchungen wurde mit Modellversuchen zur Beschreibung der Tief- und Streckziehbarkeit überprüft und bewertet. Der Einfluss der Temperatur auf die Umformgrenzen für mehrachsige Beanspruchungen wurde mittels Grenzformänderungsdiagrammen dargestellt. Zur Bewertung der Vorhersagequalität von FE-Simulationen wurden Simulationsrechnungen mit den Programmen ABAQUS/Explizit, PAM-STAMP sowie AUTOFORM durchgeführt und in Hinblick auf die Blechdickenverteilung im Vergleich mit Modellversuchen diskutiert. Die Auswahl angepasster Werkzeugwerkstoffe, Werkzeugbeschichtungen und Schmierstoffe erfolgte auf Basis tribologischer Untersuchungen mit dem Streifenziehversuch mit Umlenkung. Der Vergleich der Bauteileigenschaften in Bezug auf den Beulwiderstand von Blechformteilen aus rostfreiem Stahl und Reintitanwerkstoffen diente zur Quantifizierung des Leichtbaupotenzials von Reintitanwerkstoffen. Am Beispiel eines praxisnahen Bauteils wurden Maßnahmen zur Adaption bestehender Umformprozesse diskutiert und realisiert, um Stahlwerkstoffe durch Titanwerkstoffe zu substituieren. Abschließend erfolgt eine vergleichende Diskussion der Bauteileigenschaften für die hergestellten Bauteile.

Schlagworte

Reintitan, rostfreie hochlegierte Stähle, Tiefziehen, Umformsimulation, Beulwiderstand

Abstract

Kulp, Steffen

Processing of sheet metal components of cp-Ti and stainless steel materials

Today cp-Ti sheet metal components are made in small scales and as individual constructions. The application fields of these alloys are in medical technology, aeronautics and for special construction units like heat exchangers. The industrial development for further applications e.g. exhaust systems of cp-Ti requires the conditions for the production of sheet metal shaped parts in mass production. Pure titanium materials enter into competition with stainless steel materials. Therefore titanium materials and stainless steel materials are discussed in comparison to each other within this work.

Within the scope of this work uniaxial tensile tests have been performed with cp-Ti and stainless steel materials to determine mechanical properties and strain dependent material characteristics. Different rolling and etching techniques have been analysed to achieve more homogenous mechanical properties of cp-Ti materials. The transfer of the results from uniaxial tensile tests to multi-axle stresses has been made with deep drawing experiments to describe and assess the deep and stretch formability of the analysed materials. The influence of forming temperature on the forming limits is demonstrated by forming limit diagramms performed at different temperatures. Different FE-simulation systems as there are ABAQUS/Explicit, PAM-STAMP and AUTOFORM have been applied to predict the deep drawing behaviour of cp-Ti. The simulation results are discussed in comparison with sheet thickness distributions of different deep drawn components. Adjusted tool materials, tool coatings and lubricants have been chosen by using strip drawing tests. The comparison of the component properties of stainless steel material and cp-Ti show the light weight potential of titanium components. Basing on a catalytic converter half shell arrangements have been made to adapt the forming process from steel materials to titanium materials. In conclusion the component properties of these components are discussed.

Keywords

Commercial pure titanium, stainless steel, deep drawing, forming simulation, dent resistance

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen der Universität Hannover.

Dem Leiter des Instituts, Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Doege, gilt mein besonderer Dank für die Unterstützung und die Einräumung aller wissenschaftlichen Freiheiten bei der Durchführung der Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. F.-W. Bach, dem Leiter des Instituts für Werkstoffkunde, danke ich für die Übernahme des Koreferats. Mein Dank gilt ebenso Prof. Dr.-Ing. B. Denkena, Leiter des Instituts für Fertigungstechnik und Werkzeugmaschinen, für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Weiterhin bedanke ich mich bei allen Kolleginnen und Kollegen sowie wissenschaftlichen Hilfskräften des Instituts, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben.

Mein besonderer Dank gilt meiner Frau Enikö. Durch ihre unendliche Geduld und Unterstützung sowie ihre Rücksichtnahme hat sie wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Schließlich möchte ich noch meinen Eltern danken, die mir durch die Ermöglichung des Studiums die Voraussetzung für diese Arbeit gegeben haben.

Hannover, im Juli 2003

Steffen Kulp

Inhaltsverzeichnis

1	<i>Einleitung</i>	1
2	<i>Stand der Kenntnisse</i>	2
2.1	Werkstoffkundliche Grundlagen	2
2.1.1	Kristalliner Aufbau metallischer Werkstoffe	2
2.1.2	Verfestigungsmechanismen	3
2.1.3	Ermittlung von Werkstoffkennwerten im einachsigen Zugversuch	4
2.2	Tiefziehen von Blechwerkstoffen	5
2.3	Technologische Bewertung des Tiefziehens	13
2.4	Werkstoffvergleich und Werkstoffauswahl	18
2.4.1	Hochlegierte rostfreie Stähle	18
2.4.2	Titanwerkstoffe	25
3	<i>Zielsetzung und Vorgehensweise</i>	33
3.1	Zielsetzung	33
3.2	Vorgehensweise	35
4	<i>Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften</i>	37
4.1	Versuchswerkstoffe	37
4.2	Mechanische Kennwerte der Versuchswerkstoffe	39
4.2.1	Einfluss der Walzbehandlung sowie des Beizens auf die mechanischen Eigenschaften von Reintitanwerkstoffen	40
4.2.2	Einfluss der Anisotropie auf die Fließkurve	45
4.2.3	Senkrechte Anisotropie der Versuchswerkstoffe	47
4.2.4	Elastizitätsmodul E als Funktion einachsiger Dehnung	51
4.3	Streck- und Tiefziehfähigkeit	53
4.3.1	Bewertung der Streckziehbarkeit	53
4.3.2	Bewertung der Tiefziehbarkeit	55
4.3.3	Bestimmung temperaturabhängiger Umformgrenzen	60
5	<i>Untersuchungen zum tribologischen Verhalten</i>	67
5.1	Topographie der eingesetzten Blechwerkstoffe	67
5.2	Verfahren zur Ermittlung von Reibwerten	69
5.3	Tribologische Untersuchungen mit rostfreien Stählen	71
5.4	Tribologische Untersuchungen mit Reintitanwerkstoffen	77
6	<i>Simulation des Tiefziehens von Titanwerkstoffen</i>	83
6.1	Modellversuche mit einem rotationssymmetrischen Werkzeugsystem	84
6.2	Beschreibung und Extrapolation der Fließkurve	85

6.3	Berücksichtigung dehnungsabhängiger Anisotropiewerte	86
6.3.1	Beschreibung des des dehnungsabhängigen Anisotropieverhaltens von Reintitanwerkstoffen	86
6.3.2	Beschreibung der Anisotropie in der FE-Simulation	88
6.4	Simulationsrechnungen mit dem Programm PAM-STAMP	89
6.5	Simulationsrechnungen mit dem Programm AUTOFORM	91
6.6	Simulationsrechnungen mit dem Programm ABAQUS/Explizit	95
6.7	Empfehlungen zur Tiefziehsimulation von Reintitanwerkstoffen	99
7	<i>Beulwiderstand umformtechnisch hergestellter Blechformteile</i>	102
7.1	Vorhersage des Beulwiderstandes nach <i>DiCello</i> und <i>George</i>	102
7.2	Entwicklung eines Ansatzes zur Abschätzung der Beulfestigkeit von Blechformteilen	105
7.3	Beuluntersuchungen an einer Sitzwannengeometrie	116
7.4	Bewertung der vorgestellten Methode	118
8	<i>Grenzen und Anwendungspotenziale von Reintitanwerkstoffen</i>	119
8.1	Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen im Tiefziehprozess	119
8.2	Umformsimulation von Reintitanwerkstoffen	123
8.3	Geometrische Genauigkeit komplexer Blechformteile	124
8.4	Leichtbaupotenzial	125
8.5	Korrosionsbeständigkeit	126
9	<i>Zusammenfassung und Ausblick</i>	128
10	<i>Literaturverzeichnis</i>	131

Verzeichnis der Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
ε	[%]	Dehnung
η	[mm ² /s]	Schmiermittelviskosität
φ	[-]	Formänderung, Umformgrad
σ	[MPa]	Spannung
β_0	[-]	Ziehverhältnis
$\beta_{0,max}$	[-]	Grenzziehverhältnis
φ_1	[-]	Hauptformänderung
φ_2	[-]	Nebenformänderung
μ	[-]	Reibwert
A	[mm ²]	Fläche
a	[-]	Regressionsparameter
A_{80}	[%]	Bruchdehnung (Ausgangslänge 80 mm)
A_g	[%]	Gleichmaßdehnung
b	[-]	Regressionsparameter (konstant)
cp	[-]	Regressionsparameter
D	[mm]	Rondendurchmesser
d_0	[mm]	Stempeldurchmesser
$D_{0,max}$	[mm]	maximaler Ausgangsrondendurchmesser
d_B	[mm]	Prüfkörperdurchmesser
E	[GPa]	Elastizitätsmodul, E-Modul
F	[kN]	Kraft
F_B	[N]	Beulkraft
F_N	[kN]	Niederhalterkraft
F_R	[kN]	Reibkraft
F_{Zl}	[kN]	Streifenziehungskraft lose
F_{Zf}	[kN]	Streifenziehungskraft fest
F_{Gl}	[kN]	Streifengegenkraft lose
F_{Gf}	[kN]	Streifengegenkraft fest
F_{SB}	[kN]	Streifenbiegungsanteil
F_{SR}	[kN]	Streifenreibungsanteil
F_{St}	[kN]	Stempelkraft
G_S	[N/mm]	Steifigkeitsparameter

h	[mm]	Ziehtiefe
k	[-]	Regressionsparameter (quadratisch)
k_f	[MPa]	Fließspannung
l	[-]	Regressionsparameter
m	[-]	Regressionsparameter (linear)
N	[-]	Lastwechsel
n_X	[-]	Verfestigungsexponent (X° zur Walzrichtung)
p_{N0}	[MPa]	spezifische Anfangsflächenpressung
r	[-]	senkrechte Anisotropie
R_a	[μm]	arithmetischer Mittenrauwert
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
r_m	[-]	mittlere senkrechte Anisotropie
r_M	[mm]	Ziehringradius
R_{max}	[μm]	maximale Rautiefe
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2 % Dehngrenze
$R_{p0,2}$ (quer)	[MPa]	mittlere 0,2 % Dehngrenze
r_{St}	[mm]	Stempelkantenradius
r_X	[-]	senkrechte Anisotropie (X° zur Walzrichtung)
s	[mm]	Blechdicke
S	[N/mm]	Steifigkeit
s_0	[mm]	Ausgangsblechdicke
s_B	[mm]	Beultiefe
$s_{B, res}$	[mm]	resultierende Beultiefe
T	[$^\circ\text{C}$]	Temperatur
u_z	[mm]	Ziehspalt
v_B	[mm/s]	Beulgeschwindigkeit
WR	[-]	Walzrichtung
ρ	[g/cm ³]	Dichte
Δs	[%]	Blechdickenänderung
ε_0	[%]	Dehnung bei $R_{p0,2}$
ν	[-]	Querkontraktion, Poisson-Zahl
σ_n	[MPa]	Normalspannung
σ_r	[MPa]	Radialspannung
σ_t	[MPa]	Tangentialspannung

Nicht aufgeführte Formelzeichen und Abkürzungen werden im Text erklärt.

1 Einleitung

Eine sorgfältige Grundlagenforschung im Bereich der Umformtechnik ist eine wesentliche Voraussetzung für die zukünftige Nutzung neuartiger Technologien, anspruchsvoller Werkstoffe und Produktlösungen in der industriellen Praxis. Die Verarbeitung von Werkstoffen mit beanspruchungsgerechten Eigenschaften besitzt in vielen Branchen und Technologien in diesem Zusammenhang eine Schlüsselfunktion, der international eine wachsende Bedeutung zugemessen wird.

Mit dem Ziel, bewegte Massen zu reduzieren und gleichzeitig die Lebensdauer und Qualität von Blechformteilen zu verbessern, werden insbesondere in der Automobilindustrie die Eigenschaften, Verarbeitungsmöglichkeiten und Kosten moderner Werkstoffe und Werkstoffkombinationen vor dem Hintergrund Produktentwicklung, Herstellung und Nutzung diskutiert.

Ein Schritt zur Reduzierung bewegter Massen ist die konsequente Verwendung von Aluminiumlegierungen ($\rho = 2,7 \text{ g/cm}^3$) sowie höherfester Stähle ($\rho = 7,8 \text{ g/cm}^3$) für die Pkw-Karosserie und die Außenhautteile von Automobilen. Bei hohen Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit und Warmfestigkeit wie z.B. im Abgasstrang von Pkw, werden heute zumeist Stahllegierungen eingesetzt, da in Frage kommende Aluminiumlegierungen lediglich bis zu einer Betriebstemperatur von maximal $T = 150 \text{ }^\circ\text{C}$ eingesetzt werden können /MERK00/. Ab dieser Temperatur kommt es bereits zu Ausscheidungen an den Korngrenzen, die die Korrosionsneigung der Aluminiumlegierungen deutlich erhöhen. Eine weitere Alternative zu Stahlwerkstoffen stellen Reintitanwerkstoffe dar. Diese besitzen zwar einen deutlich höheren Preis, aber bei der Anwendung von Reintitanwerkstoffen kann aufgrund ihrer Korrosionsbeständigkeit und der Warmfestigkeit mit einer Dichte von $\rho = 4,5 \text{ g/cm}^3$ eine Gewichtseinsparungen von bis zu 50 % bei deutlich höherer Lebensdauer gegenüber Stahlwerkstoffen realisiert werden /SEFR99/. Voraussetzung ist jedoch eine prozesssichere Verarbeitung dieser Werkstoffe, die bisher nicht sichergestellt ist /MERK00/.

Bauteile aus Titanlegierungen werden heute vorzugsweise in kleinen Stückzahlen und in Einzelfertigung in der Luft- und Raumfahrt sowie für spezielle Anwendungsfelder wie Wärmetauscher oder in der Medizintechnik eingesetzt. Für die Umformung werden Formwerkzeuge aus metallischen Werkstoffen, meist Bronzen eingesetzt, wobei das (hydraulische) Ausbauchen eine starke Bedeutung besitzt /SEFR99/.

Die Verarbeitung von Reintitan in Großserien setzt gesicherte Kenntnisse des Materialverhaltens im eingesetzten Prozess sowie nach Möglichkeit eine Prozesssimulation voraus. In Bezug auf den Tiefziehprozess liegen gegenwärtig für Reintitanwerkstoffe noch keine gesicherten Kenntnisse vor.

Abgaskomponenten der Pkw-Oberklasse aus rostfreien Stählen können u.U. durch baugleiche Blechformteile aus Reintitan substituiert werden. Insofern ist weiterhin ein Vergleich der Bauteileigenschaften derartiger Komponenten sinnvoll. Die vorliegende Arbeit setzt an dieser Stelle an, um bestehende Wissensdefizite zu schließen und das Potenzial von Reintitanwerkstoffen im Vergleich zu rostfreien Stählen darzustellen.

2 Stand der Kenntnisse

2.1 Werkstoffkundliche Grundlagen

2.1.1 Kristalliner Aufbau metallischer Werkstoffe

Die Erklärung technisch wichtiger Vorgänge, die unter Wirkung physikalischer oder chemischer Einflüsse von kristallinen Werkstoffen ablaufen, z.B. Umformung und Magnetisierung, ist auf Basis von Grundstrukturen metallischer Werkstoffe möglich /MERK00/. Die Beschreibung der Grundstruktur metallischer Werkstoffe erfolgt mit Hilfe von Elementarzellen. Die bei den Metallen am häufigsten vorkommenden Gitterstrukturen sind:

- ◆ kubisch-flächenzentrierte Gitter (kfz),
- ◆ kubisch-raumzentrierte Gitter (krz) sowie
- ◆ hexagonale Gitter dichtester Kugelpackung (hdp)

Sie sind in **Bild 2-1** gegenübergestellt /BARG88/.



Bild 2-1: Grundgitter der häufigsten Metalle

Je nach der Gitterstruktur liegen in den Metallen unterschiedliche Anzahlen von Gleitebenen, Gleitrichtungen und den daraus resultierenden Gleitsystemen vor. So weisen kfz- und krz-Gitter je 12 Gleitsysteme auf, wohingegen hdp-Gitter nur 3 Gleitsysteme besitzen. Dieser Unterschied ist die Ursache für die schlechte Umformbarkeit von Werkstoffen mit hexagonaler gegenüber flächenzentrierter Gitterstruktur /BARG88/.

Kristallgitterstruktur	Gleitsysteme	Anzahl der		
		Gleitebenen	Gleitrichtungen	Gleitsysteme
kfz		4	3	12
krz		6	2	12
hdp		1	3	3

kfz: kubisch-flächenzentriert
(z.B.: X4CrNi18-10 [1.4301])

 krz: kubisch-raumzentriert
(z.B.: DC06 [1.0873])

 hdp: hexagonal dichteste Packung
(z.B.: Ti2 [3.7035])

Bild 2-2: Gleitsysteme für die verschiedenen Gitterstrukturen

Je nach Gitterstruktur ist eine Anisotropie d.h. eine Richtungsabhängigkeit der Kristalleigenschaften der Einkristalle zu beobachten. Vielkristalle wie sie metallische Werkstoffe darstellen, setzen sich aus verschiedenen Einkristallen zusammen. Liegen diese in bevorzugten Gleitebenen stochastisch gleichmäßig verteilt in den 3 Raumrichtungen, dann ist der Werkstoff quasi-isotrop.

Sind sie dagegen durch den Walzprozess und entsprechende Wärmbehandlung überwiegend in eine Richtung gedreht worden, dann ist der Werkstoff anisotrop (**Bild 2-3**).
/BARG88, MERK00/

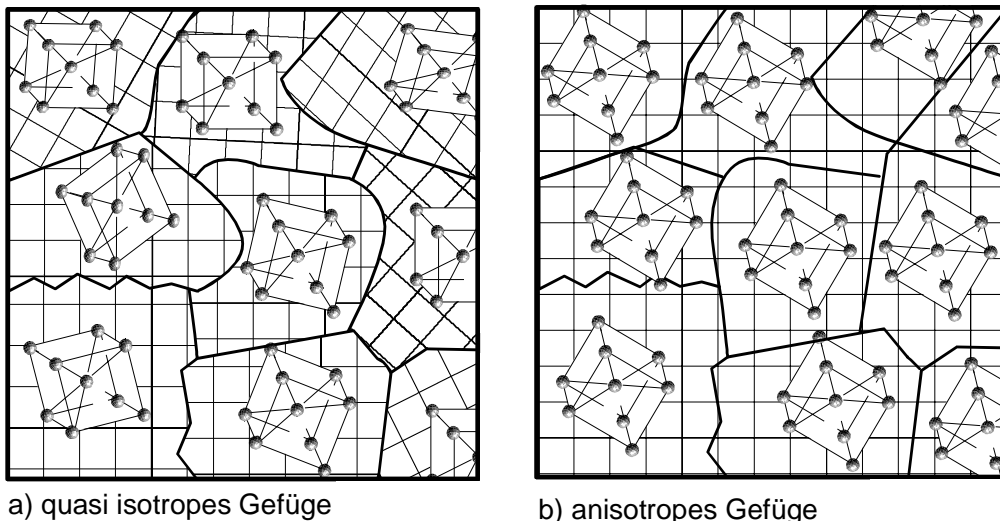


Bild 2-3: Ausbildung von Vorzugsorientierungen in metallischen Werkstoffen durch Umformvorgänge /BARG88/

2.1.2 Verfestigungsmechanismen

Wirken auf einen metallischen Körper äußere Kräfte, so treten elastische und u.U. auch plastische Formänderungen auf. Plastische Formänderungen sind immer dann festzustellen, wenn die hervorgerufenen Spannungen σ den elastischen Bereich überschreiten. Mit steigender Formänderung φ bei der Kaltumformung bringen metallische Werkstoffe der Formänderung einen zunehmenden Widerstand entgegen, es tritt eine Verfestigung auf. Es werden nulldimensionale Gitterbaufehler (z.B. Zwischengitteratome), eindimensionale Gitterbaufehler (z.B. Versetzungen) sowie zweidimensionale Gitterbaufehler (z.B. Korngrenzen) des Gitters unterschieden. Die Verfestigung basiert zumeist auf der Behinderung oder Blockierung von Versetzungen.

Ursachen für die Verfestigung sind unterschiedliche Verfestigungsmechanismen:

◆ Versetzungswanderung und Versetzungstau

Die Kaltumformung verursacht einen Anstieg der im Gefüge vorliegenden Versetzungen. Gleitfähige Versetzungen wandern bis an Versetzungsknoten oder andere Hindernisse innerhalb der Kristalle, werden dort blockiert und bilden sog. Versetzungswälder. Da die Umformung von Metallen i.A. auf der Bildung und Bewegung von Versetzungen beruht und das Wandern der Versetzungen behindert wird, findet eine Verfestigung statt.

◆ **Korngrenzenverfestigung**

Werden gleitende Versetzungen an Korngrenzen blockiert, so ist dies mit einer Verfestigung verbunden. Der Anstieg der Streckgrenze R_e lässt sich durch die *Hall-Petch* Beziehung beschreiben.

◆ **Mischkristallverfestigung**

Ein Mischkristall besteht aus verschiedenen Atomen. Die in den Matrixatomen gelösten Fremdatome bewirken wenn sie ungleich groß sind oder abweichende Bindungsenergien aufweisen Verspannungen des Gitters. Dies führt zu einer erschwerten Versetzungsbewegung, der sogenannten Mischkristallverfestigung.

◆ **Ausscheidungshärtung**

Die Ausscheidungshärtung beruht auf der Behinderung der Versetzungsbewegung durch Ausscheidung von Teilchen. Relevante Größen für die auftretende Verfestigung sind die Teilchengröße, Teilchenmenge sowie die Härte der Ausscheidung. Eine effektive Ausscheidungshärtung kann nur stattfinden, wenn Versetzungen auf harte, nicht schneidbare Ausscheidungen treffen. /SCHA83, BARG88, STIA96, MERK00/

2.1.3 Ermittlung von Werkstoffkennwerten im einachsigen Zugversuch

Im Zugversuch wird eine homogene einachsige Spannung in den Werkstoff eingeleitet. Für die Blechumformung sind die Versuchsparameter (Probengeometrie, Umformgeschwindigkeit, Temperatur, u.a.) für die Ermittlung der mechanischen Kennwerte in EN 10002 festgelegt. Eine schematische Spannungs-Dehnungs Kurve sowie die Fließkurve, ermittelt im einachsigen Zugversuch nach EN 10002, sind in **Bild 2-4** dargestellt.

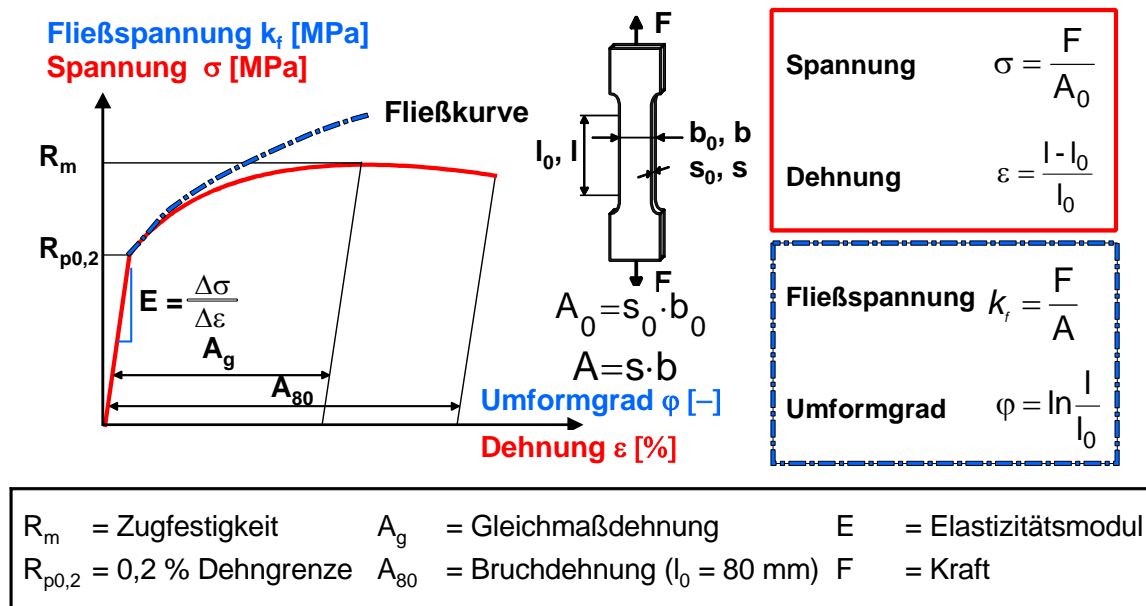


Bild 2-4: Schematische Spannungs-Dehnungs Kurve und Fließkurve

Die Spannungs-Dehnungs Kurve bezieht sich auf den Ausgangsquerschnitt der Probe, während sich die Fließkurve auf den wahren Querschnitt bei einachsiger homogener Zugspannung bezieht. Die Steigung der Spannungs-Dehnungs Kurve bis zur Streckgrenze $R_{p0,2}$, die idealisiert eine Gerade darstellt, beschreibt den Elastizitätsmodul E . Das Ende dieser Geraden bildet die Fließgrenze, die bei Werkstoffen ohne ausgebildete Streckgrenze, bei 0,2 % Dehnung definiert ist. Die 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ ist laut Definition Startpunkt der Fließkurve. Die homogene einachsige Dehnung endet bei der maximalen einachsigen Spannung, der Zugfestigkeit R_m . Die höchste einachsige Dehnung wird als Gleichmaßdehnung A_g bezeichnet. Bei höheren Dehnungen tritt eine lokale Querkontraktion (Einschnürung) und damit ein mehrachsiger Spannungszustand auf. Die Fließkurve des einachsigen Zugversuchs endet hier, wenn sie punktweise aufgenommen wird. Nach Beginn der Einschnürung geht bei einer weiteren Erhöhung der Dehnung, der Werkstoffzusammenhalt verloren. Die Probe reißt und die Bruchdehnung A_{80} kann bestimmt werden. Der Index 80 deutet auf die Ausgangsmesslänge von $l_0 = 80$ mm hin.

Siebel, Schwaigerer, Bridgman und *Vogl* haben Ansätze vorgestellt, mit denen auch im Bereich der Einschnürung die Fließkurve ermittelt werden kann /BRID52, SIEB48, VOGL03/. Das von *Vogl* vorgestellte Verfahren gestattet die Fließkurve bis zu einem Umformgrad von ca. $\varphi = 0,8$ auszunehmen. Damit verkürzt sich die Extrapolation der Fließkurve bis zu einem Wert von $\varphi = 1,0$ deutlich. Zur Simulation des Tiefziehvorgangs stehen somit genauere Werte für die Fließkurvenbeschreibung zur Verfügung. Das Verfahren nach *Vogl* gestattet weiterhin, den r -Wert dehnungsabhängig auch im Bereich der Einschnürdehnung zu bestimmen /VOGL03/.

Mittels einachsigem Zugversuch kann bei Aufnahme der Längs- und Querdehnung der Probe neben dem r -Wert auch der n -Wert ermittelt werden. Diese werden nachfolgend im Zusammenhang mit den Beanspruchungen beim Tiefziehen diskutiert.

2.2 Tiefziehen von Blechwerkstoffen

Nach DIN 8584 ist das Tiefziehen definiert als Fertigungsverfahren der Zug-Druck-Umformung, bei dem ein ebener Blechzuschnitt zu einem Hohlkörper umgeformt wird. Das Tiefziehen im Anschlag und im Weiterschlag ist zu unterscheiden. Eine gewollte Reduzierung der Blechdicke findet dabei nicht statt. Ein für das Tiefziehen eingesetztes rotationssymmetrisches Werkzeug bestehend aus Niederhalter, Ziehring und Stempel mit seinen geometrischen Größen und Prozesskräften ist in **Bild 2-5** dargestellt.

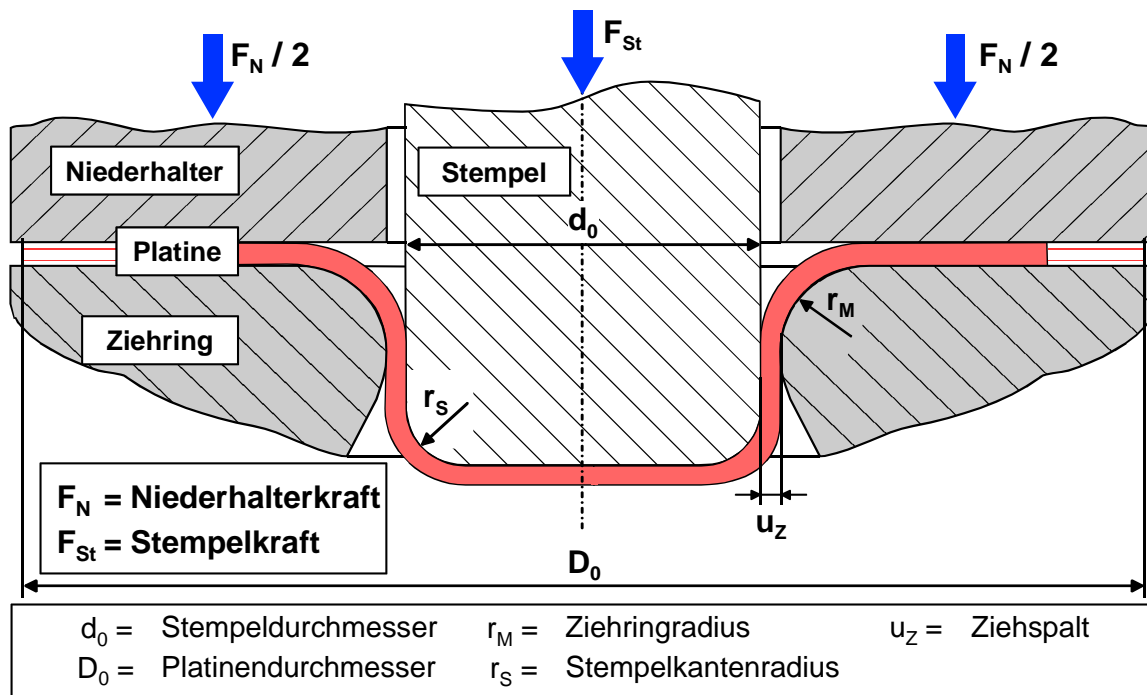


Bild 2-5: Prinzipieller Aufbau eines rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeugs mit seinen geometrischen Größen und Kräften im Umformprozess

Das Tiefziehen ist durch eine mittelbare Krafteinleitung gekennzeichnet, bei der zunächst der Ziehteilboden durch Streckziehen ausgeformt wird, ohne dass ein Materialfluss im Flanschbereich erfolgt. In der Streckziehphase wird der Werkstoff unter zweiachsiger Zugbeanspruchung gedehnt, so dass eine Vergrößerung der Oberfläche bei gleichzeitiger Blechdickenabnahme resultiert. Die Grenze des Streckziehens ist erreicht, wenn der Werkstoff lokal einschnürt. Ein Werkstoff ist besonders gut für das Streckziehen geeignet, wenn er hohe örtliche Spannungen durch ein ausgeprägtes Verfestigungsverhalten gut in benachbarte Werkstückbereiche weitergeben kann /STRA73/.

Für viele Blechwerkstoffe lässt sich die Fließkurve vereinfacht nach der sogenannten *Ludwik-Gleichung* annähern:

$$k_f(\varphi) = C \cdot \varphi^n \quad (2.1)$$

Dabei ist C eine Materialkonstante, φ die logarithmische Formänderung und n der Verfestigungsexponent, der das Verfestigungsverhalten von Blechwerkstoffen quantifiziert. Die Formel beschreibt in doppeltlogarithmischer Darstellung für un- und niedriglegierte Stähle eine Gerade mit der Steigung n (**Bild 2-6**).

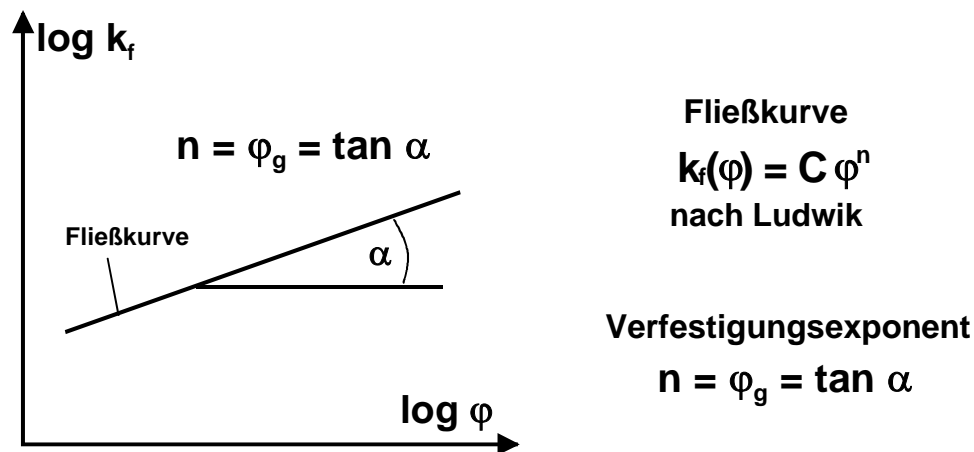


Bild 2-6: Bestimmung des Verfestigungsexponenten n /DRIP79/

Damit beschreibt der Verfestigungsexponent n den Anstieg der mit zunehmender Umformung zum Fließen erforderlichen Spannung. Durch die bei hohen n -Werten große Festigkeitssteigerung werden lokale plastische Dehnungen besser in benachbarte Bereiche des Werkstücks weitergegeben als bei Werkstoffen mit kleineren n -Werten. Nach Norm EN10130 wird der Verfestigungsexponent n für den Dehnungsbereich von 10 % bis 20 % bestimmt. Erreicht die Gleichmaßdehnung A_g des Blechwerkstoffes nicht den Wert von 20 %, so können als obere Grenze des Dehnungsbereiches Werte bei der Bestimmung des n -Wertes zwischen 15 % und 20 % angewandt werden. Dies hat Gültigkeit für un- und niedriglegierte Stahlblechwerkstoffe.

Die Spannungszustände beim Tiefziehen sind in **Bild 2-7** dargestellt. Überschreitet die im Boden (1) durch den Stempel eingeleitete Kraft, die für den Flanscheinzug notwendige Kraft, so fließt der Flansch nach und der Tiefziehvorgang beginnt. Der Werkstoff im Flanscbereich (3) wird unter tangentialen Druck- und radialen Zugspannungen umgeformt. Drucknormalspannungen im Flanscbereich verhindern die Faltenbildung. Am Auslauf der Stempelkantenrundung im Bereich der Zarge (2) tritt der ebene Spannungszustand auf, bei dem eine Formänderung in Umfangsrichtung durch den Stempel behindert wird (Bild 2-7).

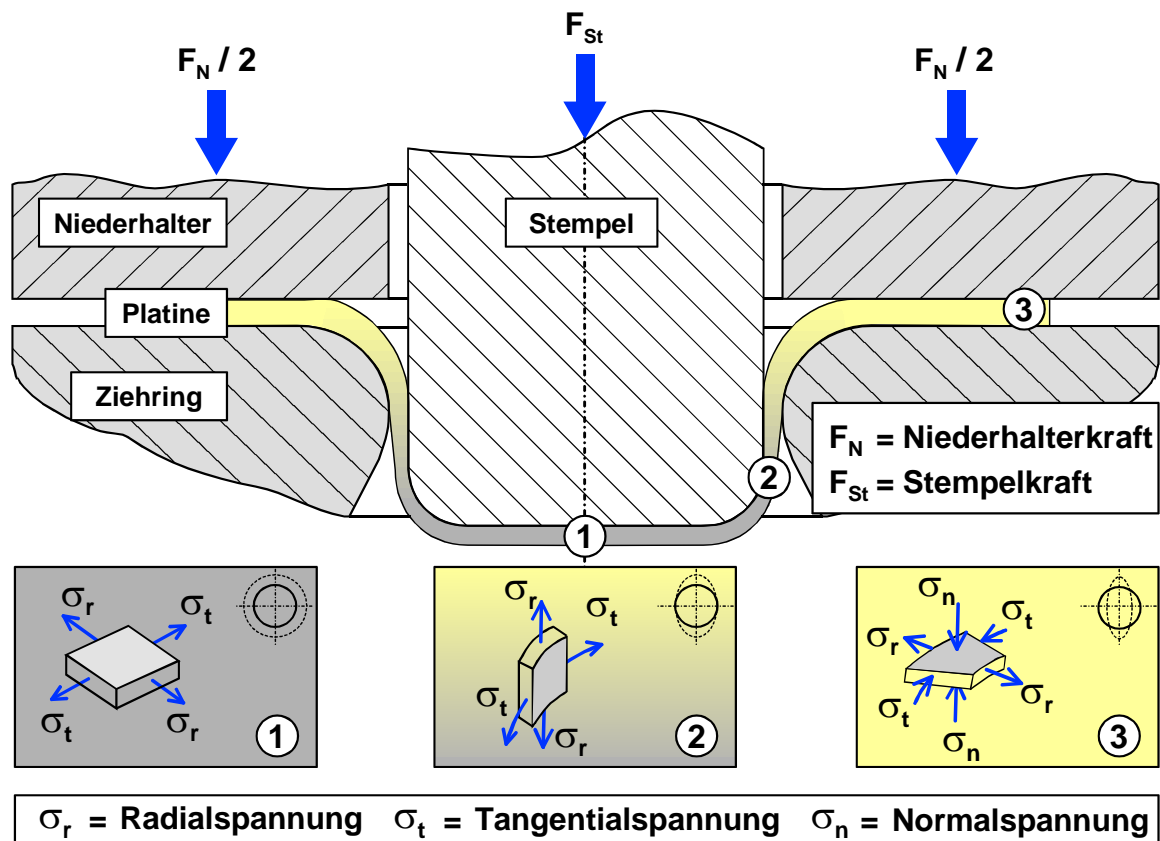


Bild 2-7: Spannungszustände beim Tiefziehen in den Teilbereichen Boden (1), Zarge (2) und Flansch (3)

Während der Tiefziehphase findet je nach Teilegeometrie, Reibbedingungen und Werkstoff ein mehr oder weniger komplexer Werkstofffluss statt, der durch die gezeigten unterschiedlichen Spannungszustände gekennzeichnet ist /DOEG76/.

Die Bewertung des Tiefziehvermögens kann bei Verwendung einer rotationsymmetrischen Werkzeuggeometrie durch die Bestimmung des Grenzziehverhältnisses $\beta_{0,max}$ erfolgen. Das Grenzziehverhältnis $\beta_{0,max}$ ergibt sich für rotationssymmetrische Ziehtteile aus dem Quotienten des ohne Versagen tiefziehbaren Rondendurchmessers $D_{0,max}$ und des Stempeldurchmessers d_0 .

$$\beta_{0,max} = \frac{D_{0,max}}{d_0} \quad (2.2)$$

Ein für das Tiefziehen gut geeigneter Werkstoff sollte unter Zug-Druck-Belastung schon bei möglichst geringen Spannungen plastisch fließen, um einen kleinen "Flanscheinzugwiderstand" zu erzeugen. Demgegenüber sollte der gleiche Werkstoff unter der im Bodenbereich herrschenden zweiachsigen Zugbeanspruchung bzw. bei ebener Dehnung in der Zarge möglichst große Kräfte übertragen können /KRUS93/.

Die senkrechte Anisotropie r gilt für das Tiefziehen als ein zentrales Entscheidungskriterium /IDDR67, HALL01/. Sie gibt das Verhältnis der logarithmischen Breitenform-

änderung zur Dickenformänderung an und beschreibt die Richtungsabhängigkeit des Formänderungsverhaltens von Blechwerkstoffen bei einachsiger Zugbeanspruchung:

Senkrechte Anisotropie r :

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = \frac{\ln \frac{b_1}{b_0}}{\ln \frac{s_1}{s_0}} \quad (2.3)$$

b_1 = momentane Probenbreite, b_0 = Ausgangsprobenbreite, s_1 = momentane Probendicke, s_0 = Ausgangsblechdicke

Mittlere senkrechte Anisotropie r_m :

$$r_m = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \quad (2.4)$$

r_0 = senkrechte Anisotropie 0° zur Walzrichtung, r_{45} = senkrechte Anisotropie 45° zur Walzrichtung, r_{90} = senkrechte Anisotropie 90° zur Walzrichtung

Ein hoher r_m -Wert ($r_m \gg 1$) bedeutet, dass die Breitenänderung größer ist als die Dickenänderung. Umgekehrtproportional verhalten sich die Festigkeiten, d.h. die Festigkeit in Breitenrichtung ist geringer als in Dickenrichtung. Hierdurch ist der Blechwerkstoff zum Tiefziehen besonders gut geeignet. Je höher die mittlere senkrechte Anisotropie r_m , desto geringer ist die Festigkeit in der Blechebene, weshalb sich der Flanschbereich bei vergleichsweise kleinen Kräften einziehen lässt. Die Kraftübertragung im rissgefährdeten Bodenbereich ist bei einem hohen r_m -Wert hingegen größer, da hier im Wesentlichen aus der Blechdicke umgeformt wird und das Blech in Richtung der Blechdicke eine höhere Festigkeit aufweist.

Planare Anisotropie Δr :

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (2.5)$$

Um das anisotrope Verhalten in der Blechebene beurteilen zu können, wird die planare Anisotropie Δr -Wert herangezogen. Je größer der Absolutwert dieses Δr -Wertes ist, desto stärker weichen die r -Werte in den verschiedenen Richtungen der Blechebene voneinander ab. Der Wert der planaren Anisotropie Δr gibt für die Praxis die Neigung eines Blechwerkstoffs zur Zipfelbildung an. Ideal für die Tiefziehbarkeit eines Feinbleches ist die Kombination aus hoher mittlerer senkrechter Anisotropie r_m und niedriger planarer Anisotropie Δr . /KÜPP86/

Die Bestimmung des r -Wertes ist in der europäischen Norm EN 10130 festgelegt. Diese Norm gilt für kaltgewalzte Flacherzeugnisse in Walzbreiten ≥ 600 mm und Dicken von 0,35 – 3 mm aus weichen Stählen, die als Blech zum Kaltumformen bestimmt sind. Aus der Längen- und Breitenformänderung an einer Zugprobe wird die senkrechte Anisotropie bei 20 % Dehnung bestimmt.

Ist das Umformvermögen des Blechwerkstoffs gemessen an der Gleichmaßdehnung kleiner als 20 %, so soll ein Dehnungswert zwischen 15 % und 20 % Dehnung ausgewählt werden. Mit diesem wird dann der r -Wert bestimmt. /EN10130/

Tribologie des Tiefziehens

Beim Tiefziehen im Anschlag entsteht Reibung zwischen Blechformteil und Werkzeug in drei unterschiedlichen Reibzonen (**Bild 2-8**):

- ◆ Reibzone zwischen Ziehring und Niederhalter,
- ◆ Reibzone an der Ziehkantenrundung und
- ◆ Reibzone an der Stempelkantenrundung.

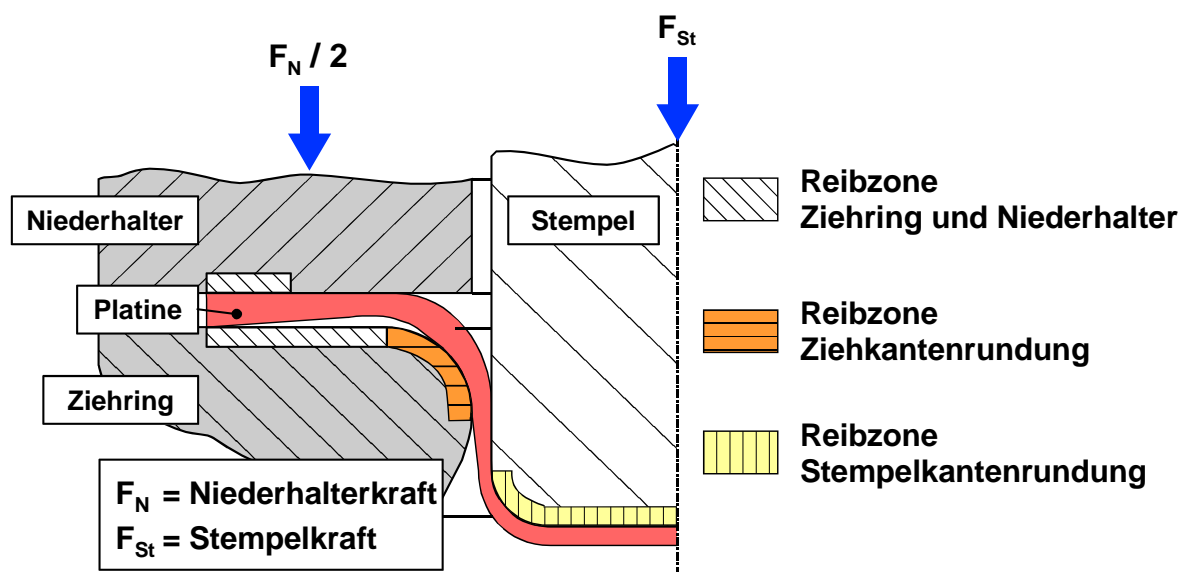


Bild 2-8: Reibzonen beim Tiefziehen im Anschlag /WITT80/

Der Reibwert in den Reibzonen zwischen Ziehring und Niederhalter und an der Ziehkantenrundung sollte im Tiefziehprozess für eine gute Tiefziehbarkeit kleine Werte aufweisen. Da mit kleinen Reibwerten im Flanschbereich ein kleiner Reibwiderstand beim Materialfluss verbunden ist, steht somit für die Umformung ein hoher Kraftanteil zur Verfügung bis es zum Versagen durch Reißen im Bodenbereich kommt. /WITT80/ Die im Flanschbereich geometrieabhängig vorliegenden Spannungen aus radialen Zug- und tangentialen Druckspannungen können örtlich zu Materialaufstauchungen am äußeren Rand führen. Die Niederhalterkraft F_N wirkt dann nur auf einen begrenzten Bereich mit erhöhten Flächenpressungen.

Durch den fehlenden Kontakt in den übrigen Bereichen des Niederhalters kommt es in der Regel zur Faltenbildung. Einer Faltenbildung folgen besondere Reibungsverhältnisse, da die Faltenrücken einen Linienkontakt mit dem Niederhalter hervorrufen und damit lokale Bereiche mit hoher Flächenpressung verursachen. Beim Einsatz von Schmierstoffen wird u.U. ein Abfließen des Schmierstoffs behindert, so dass sich ein quasi-hydrostatischer Schmierfilm ausbildet. Dieser Schmierfilm hat großen Einfluss auf die auftretenden Reibmechanismen und auch auf die Druckverteilung im Tiefziehprozess. /WITT80, MANG83/

An der Stempelkantenrundung hingegen sollte für eine gute Kraftübertragung ein möglichst hoher Reibwert vorliegen /WITT80/. Um einen hohen Reibwert bei niedrigem Verschleiß zu erhalten, sollte die Höhe des Schmierfilms in etwa dem arithmetischen Mittenrauhwert R_a der Blechrauigkeit entsprechen /MANG83/. Der Anlieferungszustand des Bleches, mit einer Schichtdicke des Schmierfilms von 1 bis 2,5 μm , ist als stempelseitige Schmierung für un- und niedriglegierte Feinbleche für den Tiefziehprozess ausreichend. Hochfeste und hochlegierte Stahlwerkstoffe bedürfen der Anwendung von Extreme Pressure¹ (EP) Ölen zur Verschleißminderung. Die Erhöhung des Reibwertes im Bereich der Stempelkantenrundung kann auch durch selektive Beölung des Blechzuschnitts erfolgen. Weiterhin wird die Kraftübertragung erhöht, wenn der Ziehstempel aufgeraut wird. /DOEG63, MANG83/

Beim Tiefziehen müssen die folgenden grundlegenden Reibmechanismen der Festkörperreibung berücksichtigt werden (**Bild 2-9**):

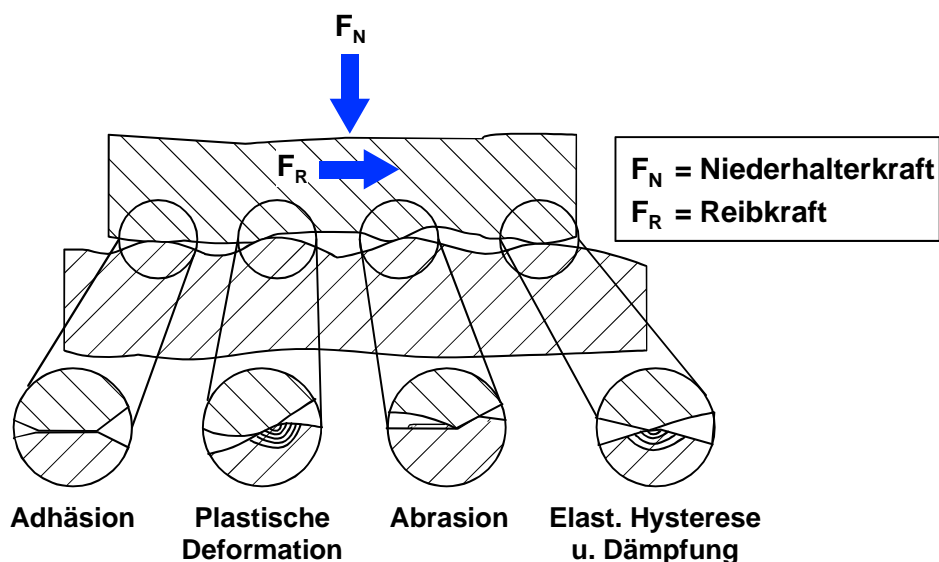


Bild 2-9: Grundlegende Reibmechanismen der Festkörperreibung /CZIC92/

¹ engl.: extreme Drücke

◆ **Adhäsion**

Unter **Adhäsion** versteht man alle Formen der Ausbildung molekularer Bindungen zwischen den sich berührenden Oberflächenbereichen. Sie tritt bei der Berührung von Metalloberflächen durch molekulare Wechselwirkungen in der Kontaktgrenzfläche auf. Diese molekulare Wechselwirkung erfolgt in dünnen Oberflächenbereichen, d.h. in den äußeren Oberflächenschichten, während die mechanische Wechselwirkung (z.B. Abrasion) tiefere Bereiche erfasst.

◆ **plastische Deformation**

Beim Kontakt zweier Körper mit tangentialer Relativbewegung tritt stets eine Kontaktdeformation auf. Der Anteil an **plastischer Deformation** ist eng mit der Oberflächenfeinstruktur verbunden.

◆ **Abrasion**

Gleiten zwei Körper mit unterschiedlicher Härte gegeneinander ab, so können die härteren Oberflächenrauigkeitshügel in den weicheren Körper eindringen. Bei einer Tangentialbewegung ergibt sich eine Reibungskomponente auf Grund der auftretenden **Abrasion** des weicheren Materials. Als Folge der Abrasion, sind Riefen an der Oberfläche des weicheren Körpers zu beobachten.

◆ **elastische Hysterese und Dämpfung**

Der Gleitvorgang findet mit einer Relativbewegung statt, so dass die betrachteten Arten der Reibmechanismen dynamische Anteile besitzen. In Folge der mechanischen Wechselwirkungen sind elastisch-plastische Deformationen zu beobachten, wobei eine **elastische Hysterese und Dämpfung** auftreten kann.

Insbesondere hochlegierte Edelstähle sowie Titanwerkstoffe neigen beim Einsatz von Werkzeugen aus Stahlwerkstoffen zu Adhäsion. Dieses Verhalten führt zu einem starken Anstieg von Reibung, Werkzeugverschleiß, Ziehspuren am Blechformteil durch Abrasion und u.U. zu unmittelbarem Ziehteilversagen im Prozess.

2.3 Technologische Bewertung des Tiefziehens

Materialseitig müssen im Produktlebenszyklus je nach Bereich (Entwicklung/Konstruktion, Herstellung/Verarbeitung, Nutzung/Einsatz) unterschiedliche Aspekte berücksichtigt werden, um für Tiefziehprozesse den richtigen Blechwerkstoff passend zu einem Produkt auszuwählen. Bei der Materialauswahl für ein bestimmtes Produkt muss immer der gesamte Produktlebenszyklus beachtet werden (**Bild 2-10**).

Nachfolgend sollen die Anforderungen zur Materialauswahl bezogen auf den Tiefziehprozess sowie bauteilspezifische Aspekte an einem Beispielbauteil (Schalldämpfer) diskutiert werden. Ziel ist es, die Rahmenbedingungen zur Materialauswahl für die Serienfertigung zu verdeutlichen und Anforderungen an das ausgewählte Beispielprodukt aufzuzeigen.

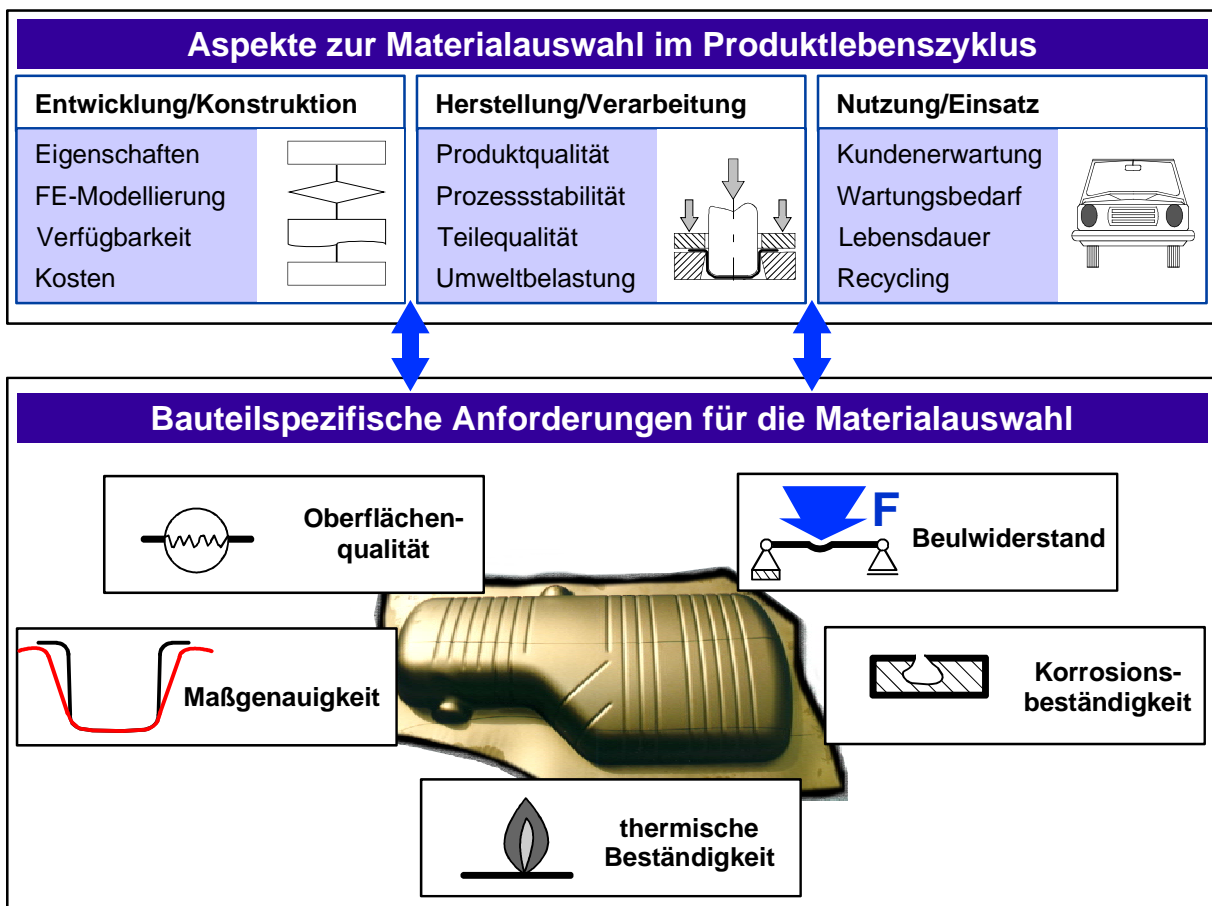


Bild 2-10: Aspekte der Materialauswahl und bauteilspezifische Anforderungen an Blechformteile am Beispiel eines Schalldämpfers

Im Bereich der **Entwicklung** müssen insbesondere die *Materialeigenschaften* den bauteilspezifischen Anforderungen gerecht werden. Um die Realisierung des Blechformteils in einem angemessenen Entwicklungszeitraum durchzuführen, werden in der industriellen Praxis FE-Simulationen eingesetzt. Die sichere Vorhersage des Umformverhaltens der eingesetzten Blechwerkstoffe auf Basis der *FE-Modellierung* hat in diesem Zusammenhang einen hohen Stellenwert erreicht.

Für die Serienfertigung ist die **Verfügbarkeit** des Blechmaterials in gleichbleibender Qualität eine wesentliche Voraussetzung. Konkurrieren mehrere Blechwerkstoffe oder sogar Fertigungsverfahren miteinander, so bekommen die **Kosten** für das Material, die eingesetzten Fertigungsanlagen sowie der Personalaufwand eine noch höhere Bedeutung. Aktuelle Forderungen sind in diesem Zusammenhang ein wirtschaftlicher Leichtbau, bei dem neue Fertigungstechniken die Mehrkosten für teure Leichtbauwerkstoffe möglichst ausgleichen sollen /POLL00/.

Bei der **Herstellung** der Blechformteile muss sichergestellt sein, dass die angestrebte **Produktqualität** mit dem Fertigungsverfahren zu realisieren ist. Die FE-Modellierung und ggf. Vorserienfertigung sollte bereits eine Abschätzung der **Prozessstabilität** ermöglichen. Jedes einzelne Blechformteil, muss mit der geforderten **Teilequalität** gefertigt werden, um nach dem Zusammenbau die Produktqualität zu ermöglichen. Ein weiterer Aspekt, dem eine immer höhere Bedeutung zukommt, ist eine umweltgerechte Fertigung. Daher sollten bereits während der Produkt- und Prozessgestaltung die **Umweltbelastungen** minimiert, bzw. Fertigungsprozesse ausgewählt werden, die ressourcenschonend sind, d.h. einen niedrigen Energie- und Materialeinsatz ermöglichen.

Während der gesamten **Nutzungsphase** müssen die vom Kunden an das Produkt gestellten Forderungen erfüllt werden, um den **Kundenerwartungen** gerecht zu werden. Zur Reduzierung der Kosten in der Nutzungsphase sollte der **Wartungsbedarf** des angebotenen Produkts möglichst niedrig sein. Die Teilaspekte **Lebensdauer** und **Recycling** gewinnen zunehmend an Bedeutung. Vor dem Hintergrund der EU-Altautorichtlinie, die ab dem 01.01.2005 eine Verwertbarkeit und Wiederverwendbarkeit von mindestens 95 % des eingesetzten Werkstoffs vorschreibt, müssen alle Komponenten in Hinblick auf das Werkstoffrecycling geprüft und optimiert werden /SEIF02/. Die Wiederverwertung darf nicht durch das sogenannte Downcyclen, d.h. Nutzung des recycelten Materials für untergeordnete Verwendungen, sondern muss in einem geschlossenen Kreislauf realisiert werden.

Das Fertigungsverfahren Tiefziehen ermöglicht durch die Werkstoffverfestigung verfahrensspezifische Gebrauchseigenschaften. Nur durch diese umformtechnische Verarbeitung können Blechwerkstoffe bzw. Blechformteile den **bauteilspezifischen Anforderungen** gerecht werden. Die **Oberfläche** von Blechwerkstoffen wird durch das Einbringen von Oberflächentexturen (z.B. Kugelstrahltexturierung und Lasertexturierung) definiert gestaltet. Dies dient im Wesentlichen dazu, die Schmierwirkung von Schmierstoffen während des Tiefziehprozesses zu verbessern. So wird Schmierstoff durch die Einglättung der Blechoberfläche aus den tieferen Bereichen der Schmierstofftaschen an die Blechoberfläche gedrückt, wodurch sich der Reibwert vermindert. Ferner wird bei der Verarbeitung von Blechwerkstoffen u.U. der Blechzuschnitt mit Folie beklebt oder mit Gleitlack beschichtet, um die Oberfläche vor Ziehspuren zu schützen oder die Tribologie positiv zu beeinflussen.

Der Anspruch an die geometrische Genauigkeit (**Maßgenauigkeit**) von Blechformteilen ist in den vergangenen Jahren stetig gestiegen. Vor dem Hintergrund einer automatisierten Fertigung und der dafür geforderten hohen Maß- und Formgenauigkeit der Blechformteile kommt dem Problem der Geometrieabweichung aufgrund von Rückfe-

derung eine zentrale Bedeutung zu /ROLL99/. Insbesondere die Verarbeitung von Stählen mit spezieller Gefügebeschaffenheit z.B. Mehrphasenstähle sowie von Werkstoffen mit hoher Dehngrenze und niedrigem Elastizitätsmodul ist aus heutiger Sicht als problematisch zu bewerten. Bedingt durch die Beanspruchungen im Tiefziehprozess können in Abhängigkeit elastischer (reversibler) und plastischer (irreversibler) Dehnungsanteile Spannungen im Blechteil resultieren, die im Gleichgewicht mit äußeren Belastungen stehen. Werden diese entfernt, beispielsweise bei der Entnahme des Ziehteils aus dem Werkzeug, erfolgt ein Spannungsabbau, bis sich ein inneres Spannungsgleichgewicht im Ziehteil eingestellt hat. Es findet ein Auffedern bzw. Rückfedern des entlasteten Blechformteils statt. Für die Rückfederung verantwortlich sind Eigenspannungen, welche sich mitunter in erheblichen geometrischen Abweichungen des Ziehteils äußern können. /HÜTT01/

Bei der Bewertung der mechanischen Belastbarkeit der Blechformteile wird u.a. das Beulverhalten für die Realisierung des Werkstoffleichtbaus diskutiert. Insbesondere im Außenhautbereich einer Karosserie werden hohe Anforderungen an die Bauteile in Bezug auf den **Beulwiderstand** gestellt, aber auch für den Teiletransport zwischen unterschiedlichen Prozessschritten spielt das Beulverhalten eine Rolle. Der Beulwiderstand wird differenziert in den elastischen Bereich der Beulsteifigkeit sowie in den plastischen Bereich der Beulfestigkeit wenn eine punkt- oder flächenhafte Belastung von Blechformteilen erfolgt /DICE74/.

Die Teilaspekte **thermische Beständigkeit** und **Korrosionsbeständigkeit** sind für den dargestellten Anwendungsfall Schalldämpfer die Hauptkriterien für die Werkstoffauswahl. Ausgehend vom Krümmer am Motorblock über den Katalysator bis zum Endrohr ist ein Temperaturgradient zu beobachten (**Bild 2-11**). In Abhängigkeit der mittleren Betriebstemperatur und den Korrosionsbeanspruchungen erfolgt die Materialauswahl für die angesprochenen Teilbereiche der Abgasanlage /SHIR96/.

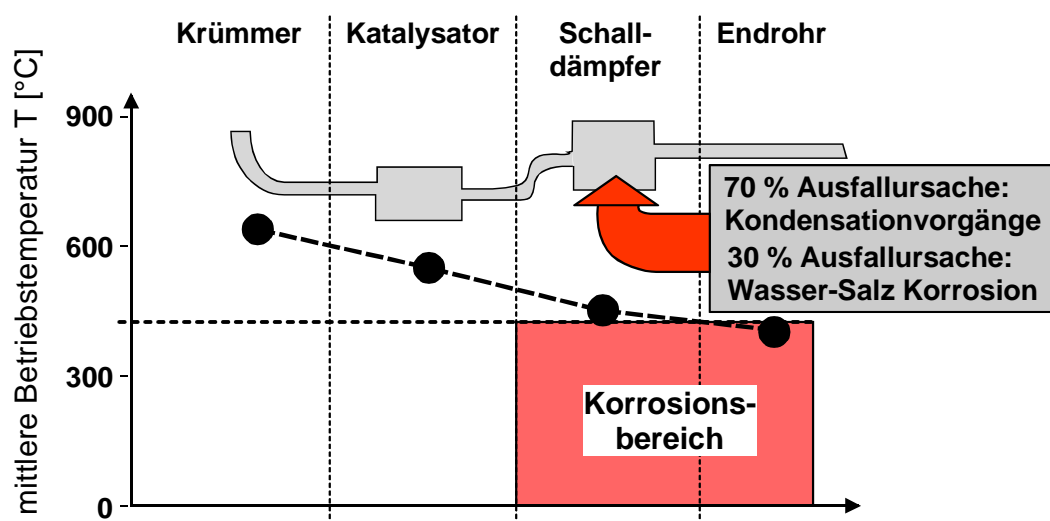


Bild 2-11: Beziehung zwischen Abgastemperatur und Korrosionsbeanspruchung einer Abgasanlage für einen Mittelklasse Pkw /SHIR96/

Grundsätzlich sind bei Abgasanlagen zwei Teilbereiche zu unterscheiden: Ein Bereich mit Betriebstemperaturen von ca. 800 °C bis 500 °C bestehend aus Krümmer und Katalysator. Diese Komponenten sind Teil der Abgasaufbereitung des Pkw und unterliegen somit staatlichen Vorgaben. Der zweite Bereich sind alle den Abgasstrom nachfolgend durchströmenden Komponenten. Sie werden bisher nach den Garantievorgaben des Autoherstellers gefertigt. Die Entwicklung der Lebensdauerziele in den vergangenen 15 Jahren zeigt eine deutliche Erhöhung der Zielvorgaben (**Tabelle 2-1**).

Tabelle 2-1 Gewährleistungsvorgaben US-amerikanischer Automobilhersteller für die Abgasanlage von Pkw seit 1985 /DOUT95/

	Krümmer und Katalysatorgehäuse	Schalldämpfer und Endrohr	Erscheinungsbild der gesamten Abgasanlage
Jahr	1 % Gewährleistung ¹⁾	1 % Gewährleistung	-
1985	5 Jahre	-	-
1990	5 Jahre	-	-
1993	5 Jahre	3 Jahre	1 Jahr
1995	8 Jahre	5 Jahre	1 Jahr
2000	10 Jahre	7 Jahre	2-3 Jahre

¹⁾ weniger als 1 % Austausch im Garantiezeitraum

Insbesondere für die Schalldämpfer und das Endrohr wurden die Anforderungen an die Lebensdauer deutlich verschärft. Die niedrigeren Abgastemperaturen im Schalldämpfer und Endrohr führen zu Kondensationsvorgängen. Weiterhin findet auf Grund der kleineren Oberflächentemperaturen bei diesen Komponenten eine Wasser-Salz Korrosion von außen statt. Eine Studie, durchgeführt in den Jahren 1987 bis 1995, von über 300 defekten Pkw-Abgasanlagen ermöglicht die Quantifizierung der Versagensauslöser. So waren 70 % der defekten Endschalldämpfer von innen nach außen durchgerostet, die restlichen 30 % versagten auf Grund des externen Korrosionsangriffs insbesondere im Bereich von Schweißverbindungen. /DOUT95/

Die dargestellten Versagensformen haben in den zurückliegenden Jahren werkstoffseitig zu unterschiedlichen Entwicklungen geführt, um die Lebensdauer von Schalldämpfern und Endrohren zu erhöhen. Zunächst wurden unlegierte Stahlwerkstoffe aluminiumbeschichtet und mit einer mittleren Lebenserwartung von 2,5 – 3,5 Jahren eingesetzt. Nachfolgend wurden Kombinationen aus 11 % Cr legierten rostfreien Stählen (X2CrTi12, 1.4512) mit unlegierten Kohlenstoffstählen nur mit geringem Erfolg verwendet. Diese Werkstoffkombination bildet ein galvanisches Element, d.h. Kontaktkorrosion, die im Bereich von Schweißverbindungen zum Bauteilversagen führt. Kontaktkorrosion entsteht, wenn zwei Metalle sich bzgl. ihrer elektrochemischen Span-

nung unterscheiden und zusätzlich ein Elektrolyt vorhanden ist. Das unedlere Metall bildet die Anode und korrodiert.

Der Einsatz kompletter Abgasanlagen aus hochlegierten rostfreien Stählen mit 11 % Cr Gehalt realisierte anschließend eine Lebensdauer von ca. 5 Jahren, wobei bereits nach 3 Jahren ein starker Rotrostbefall zu verzeichnen war. Eine Verbesserung konnte durch die Verwendung von hochlegierten rostfreien Stählen mit höherem Chromgehalt realisiert werden (X3CrTi17, 1.4510), aber auch austenitische hochlegierte Stähle werden als Alternative insbesondere bei Oberklassefahrzeugen eingesetzt. Auf diese Weise kann zurzeit eine mittlere Lebensdauer von 7 Jahren erreicht werden. Um die angestrebte Lebensdauer von 10 Jahren garantieren zu können, wurden weitere Möglichkeiten untersucht, wie z.B. spezielle thermomechanische Behandlungen von hochlegierten Stahlwerkstoffen. Doppelt stabilisierter X2CrTi12 (1.4512) wurde in diesem Zusammenhang von *Hua et al.* vorgestellt, konnte sich jedoch am Markt bisher nicht etablieren /HUA97/. Besonders die Hersteller von Luxusfahrzeugen wie General Motors (Chevrolet) und die Volkswagen AG arbeiten daher an einer weiteren Alternative, die auch aus der Sicht des Leichtbaus sehr interessant ist. Die Verwendung von Reintitanwerkstoffen als Material für Abgasanlagen in Nischenfahrzeuge oder in Kleinserien. So wurde bereits für den VW Phaeton ein Prototyp aus Reintitan realisiert und auch das sogenannte 1L-Auto ist mit einer Reintitan-Abgasanlage ausgestattet /VDI02/.

In der **Tabelle 2-2** sind ein legierter Qualitätsstahl, ein metastabiler rostfreier Stahl sowie ein Reintitanwerkstoff zur vergleichenden Bewertung der Aspekte zur Materialauswahl im Produktlebenszyklus eines Schalldämpfers gegenübergestellt. Der Produktlebenszyklus, eingeteilt in Entwicklung, Herstellung und Nutzung wurde auf Basis des angegebenen Bewertungsschlüssels für die drei Werkstoffe vergleichend bewertet.

Tabelle 2-2: Bewertung des Einsatzpotenzials von legiertem Qualitätsstahl und metastabilem rostfreiem Stahl im Vergleich zu Titanblechwerkstoffen für einen Pkw-Schalldämpfer

	Aspekte zur Materialauswahl im Produktlebenszyklus														
	Entwicklung/Konstruktion					Herstellung/Verarbeitung					Nutzung/Einsatz				
	Eigenschaften	FE-Modellierung	Verfügbarkeit	Kosten	Gesamtnote	Produktqualität	Prozessstabilität	Teilequalität	Umweltbelastung	Gesamtnote	Kundenerwartung	Wartungsbedarf	Lebensdauer	Recycling	Gesamtnote
legierter Qualitätsstahl	-	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	-	+	-
hochlegierter rostfreier Edelstahl	+	-	○	+	○	+	○	+	○	+	○	○	○	+	○
Reintitanwerkstoff	+	-	-	-	-	+	-	+	○	○	+	+	+	+	+

Bewertungsschlüssel

⊕	gut
○	mittel
⊖	schlecht

Der legierte Qualitätsstahl besitzt auf Grund der schlechten Korrosionsbeständigkeit nur ein mangelhaftes Nutzenpotenzial. Die Entwicklung und Herstellung lässt sich jedoch gut realisieren. Der hochlegierte rostfreie Stahl hat für alle genannten Bereiche des Produktlebenszyklus mittlere bis gute Eigenschaften. Im Bereich der Entwicklung liegen die Herausforderungen noch darin, die Metastabilität mit der Wechselwirkung zur Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit im Tiefziehprozess zu berücksichtigen. Die Herstellung erfolgt überwiegend erfahrungsbasiert. Hochlegierte rostfreie Stähle als Schalldämpfermaterial sind aber allgemein anerkannt. Es ist jedoch zu erwarten, dass Reintitangüten auf Grund der höheren Korrosionsbeständigkeit, des damit reduzierten Wartungsbedarfs und der hervorragenden Recyclierbarkeit die Kundenerwartung noch besser erfüllen. Der größte Handlungsbedarf besteht für die Reintitangüten im Bereich der Entwicklung, da die FE-Simulation zur Bauteilauslegung verbessert werden muss. Darüber hinaus liegen keine verlässlichen Erfahrungen zur Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen in Tiefziehprozessen vor (**Tabelle 2-2**).

2.4 Werkstoffvergleich und Werkstoffauswahl

2.4.1 Hochlegierte rostfreie Stähle

Rost- und säurebeständige Stähle sind Werkstoffe, die der Oberflächenkorrosion einen hohen Widerstand entgegen setzen. Die Euronorm EN 10088 definiert rostfreie Stähle als Stähle mit mindestens 10,5 % Chrom und mit höchstens 1,2 % Kohlenstoffgehalt. /EN10088/

Der Einsatz von hochlegierten rostfreien Stählen ist seit den 50er Jahren stetig gewachsen. Eine Vielzahl technologischer Innovationen hat zur Verfügbarkeit der rostfreien Stähle in großen Mengen mit verbesserter Qualität beigetragen (**Bild 2-12**) /LIND00/.

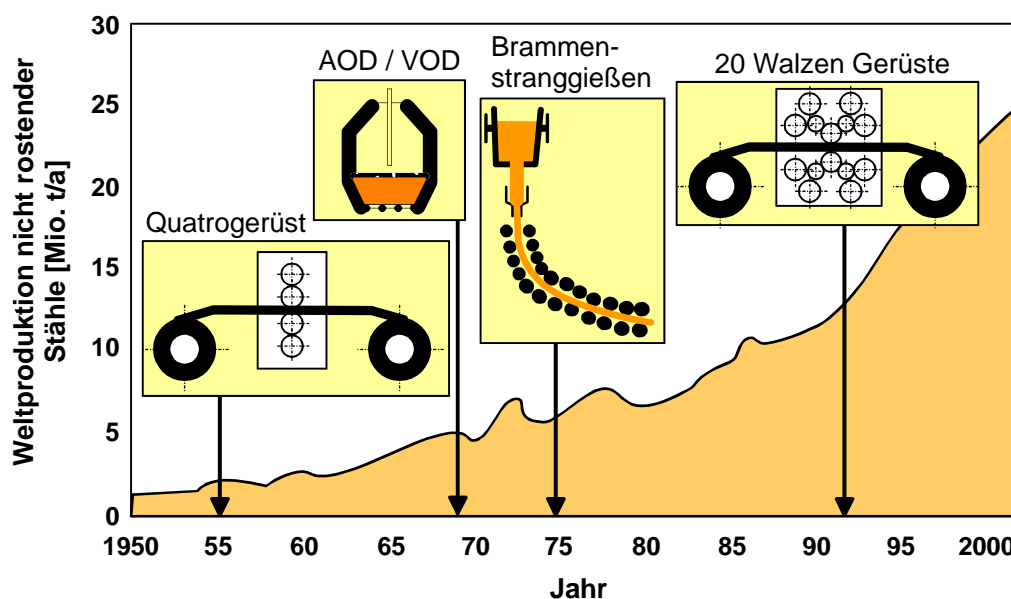


Bild 2-12: Jahresproduktion rostfreier Stähle und Innovationsschritte /LIND00/

In den 50er Jahren wurde die Einzel-Tafelwalzung durch die kontinuierliche Bandwalzung auf Warmbreitbandstraßen mittels Quattrogerüst abgelöst. Für den anschließenden Kaltwalzprozess wurden Mehrrollenwalzwerke der Bauart Sendzimir eingesetzt. Mit Beginn der 70er Jahre wurde eine Produktivitätssteigerung durch den Einsatz der Konvertergasverfahren AOD (Argon-Oxygen-Decarburisation)² und VOD (Vakuum-Oxygen-Decarburisation)³ zur Entkohlung zusammen mit dem Brammenstranggießen realisiert. Mit Hilfe der Kopplung verschiedener einzelner Fertigungsstufen wie Glühen, Beizen, Walzen, Dressieren und Besäumen in kontinuierliche Multi-Prozess-Linien sowie der Entwicklung schnelllaufender 20-Rollen-Walzgerüste konnte die Qualität und die Jahresproduktion der rostfreien Stähle weiter gesteigert werden. Seit 1999 wird im Rahmen des Projektes Eurostrip an der Herstellung bandvergossener rostfreier Stahlsorten gearbeitet, dessen Verwirklichung wiederum eine deutliche Steigerung der Produktivität ermöglicht. /LIND00/

Legierungen hochlegierter rostfreier Stähle

Nach der vorliegenden Gefügestruktur können die rostfreien Stähle in

- ◆ ferritische,
- ◆ martensitische,
- ◆ austenitische und
- ◆ ferritisch-austenitische Stähle eingeteilt werden.

Bei den **ferritischen rostfreien Stählen** wird durch die Zugabe von ferritstabilisierenden Elementen wie Chrom, Aluminium, Silizium, Titan oder Niob, die Umwandlung in Austenit unterdrückt. Die Diffusionsgeschwindigkeit der gelösten Legierungselemente im kubisch-raumzentrierten Gitter ist im Vergleich zum kubisch-flächenzentrierten Gitter um den Faktor 100 bis 1000 größer. Daher laufen thermisch aktivierte Vorgänge, wie Kornwachstum oder Ausscheidungsvorgänge, bedeutend schneller ab. Im Temperaturgebiet zwischen 350 °C und 550 °C neigen ferritische rostfreie Stähle mit zunehmenden Legierungsanteilen zu Aushärterscheinungen, welche zu Versprödungen führen. Nach längerer thermischer Belastung fallen als Folge der submikroskopischen einphasigen Entmischung die Dehnungswerte ab, bei gleichzeitigem Anstieg der Festigkeitswerte.

Gegen chloridinduzierte transkristalline Spannungsrisskorrosion besteht bei den ferritischen rostfreien Stählen eine hohe Beständigkeit, wobei durch Zulegieren von Nickel oder Kupfer jedoch eine Verschlechterung eintritt /ARLT89/.

Die **martensitischen Stähle** werden durch Anreichern von Stählen mit hohem Chromgehalt mit Austenitbildnern, wie Kohlenstoff, Stickstoff und Nickel, hergestellt.

² engl.: Argon-Sauerstoff-Entkohlung

³ engl.: Vakuum-Sauerstoff-Entkohlung

Es entstehen umwandlungsfähige Stähle, die je nach Umwandlungsprodukt als martensitische, nickelmartensitische oder ferritisch-martensitische Stähle bezeichnet werden.

Infolge von Carbidausscheidungen wird die Korrosionsbeständigkeit herabgesetzt. Durch Nickellegieren kann die angesprochene Carbidausscheidung verhindert werden.

Bei den **austenitischen Stählen** wird das Austenitgebiet durch Zulegieren von Nickel stark erweitert. Die austenitstabilisierende Wirkung des Nickels tritt insbesondere bei chromlegierten Stählen auf. Bei einem Stahl mit ca. 15 % Chromgehalt reichen bereits 8 % Nickel aus, um das Austenitgebiet bis auf Raumtemperatur zu erweitern. Derartige Stähle sind umwandlungsfrei und daher nicht härtbar.

Gegenüber den ferritischen und martensitischen Stählen weisen austenitische Stähle deutlich niedrigere Festigkeitswerte auf. Besonders hervorzuheben sind jedoch die hohen Zähigkeitswerte austenitischer Stähle. Typische Bruchdehnungswerte A_{80} liegen bei 40 % bis 50 % und damit etwa doppelt so hoch wie bei den ferritischen und martensitischen Stählen.

Beim austenitischen Gefüge spielt die Austenitstabilität eine entscheidende Rolle für den Einsatz und die Verarbeitung. Durch Tieftemperatureinsatz oder durch Kaltumformung kann der Austenit zur Umwandlung in Martensit angeregt werden. Dies liegt darin begründet, dass bei niedrigen Chrom- Nickelgehalten diese Stähle dem Austenit-Martensit-Gebiet benachbart sind (**Bild 2-13**).

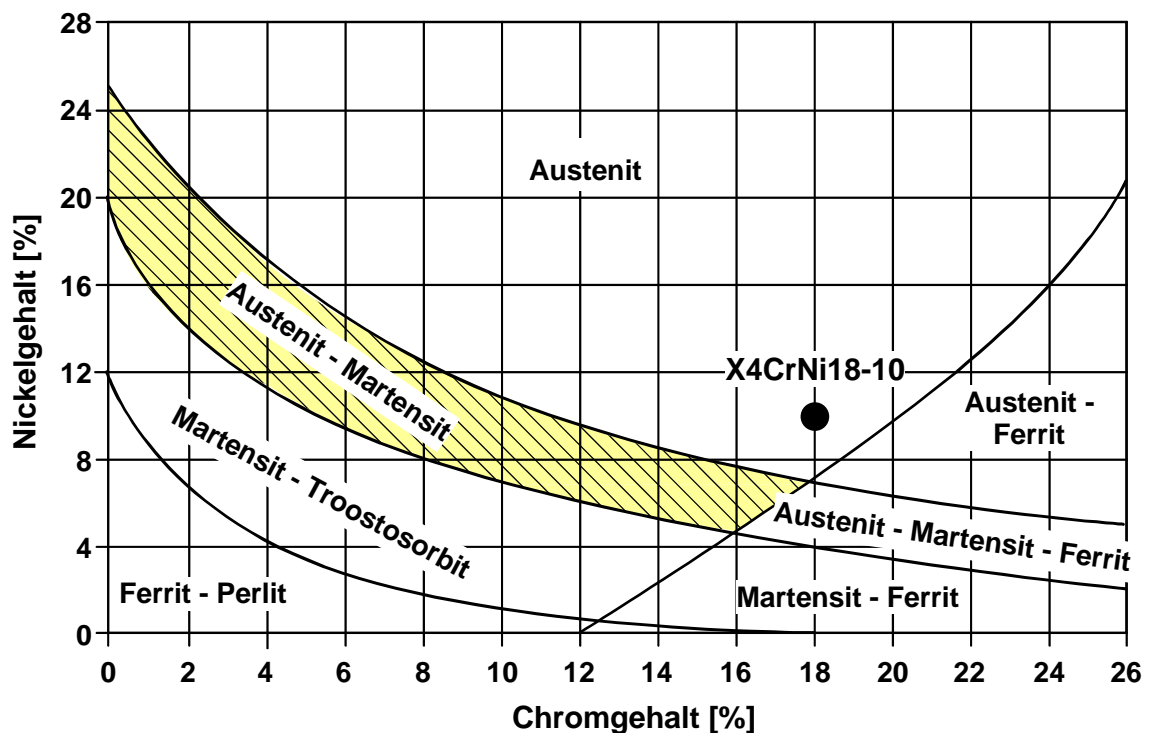


Bild 2-13: Gefügeschaubild der Chrom-Nickel-Stähle /ARLT89/

Bei der Martensitbildung handelt es sich um das diffusionslose Umklappen eines kfz (γ)-Gitters in ein krz (α')-Gitter oder ein hdp (ϵ)-Gitter /ARLT89/. Hierbei sind prinzipiell drei martensitische Umwandlungen möglich /BECK86, HÄNS98/:

- ◆ die Umwandlung von kfz (γ)-Austenit in krz (α')-Martensit,
- ◆ die Umwandlung von kfz (γ)-Austenit in hexagonales (ϵ)-Martensit,
- ◆ sowie die Umwandlung von hexagonalem (ϵ)-Martensit in krz (α')-Martensit.

Während des Umformprozesses von Werkstoffen mit metastabilen austenitischen Gefügeanteilen wird die eigentliche Verfestigung des Austenits von einer weiteren Verfestigung, bedingt durch die Umwandlung des Austenits in Martensit, überlagert (**Bild 2-14**).

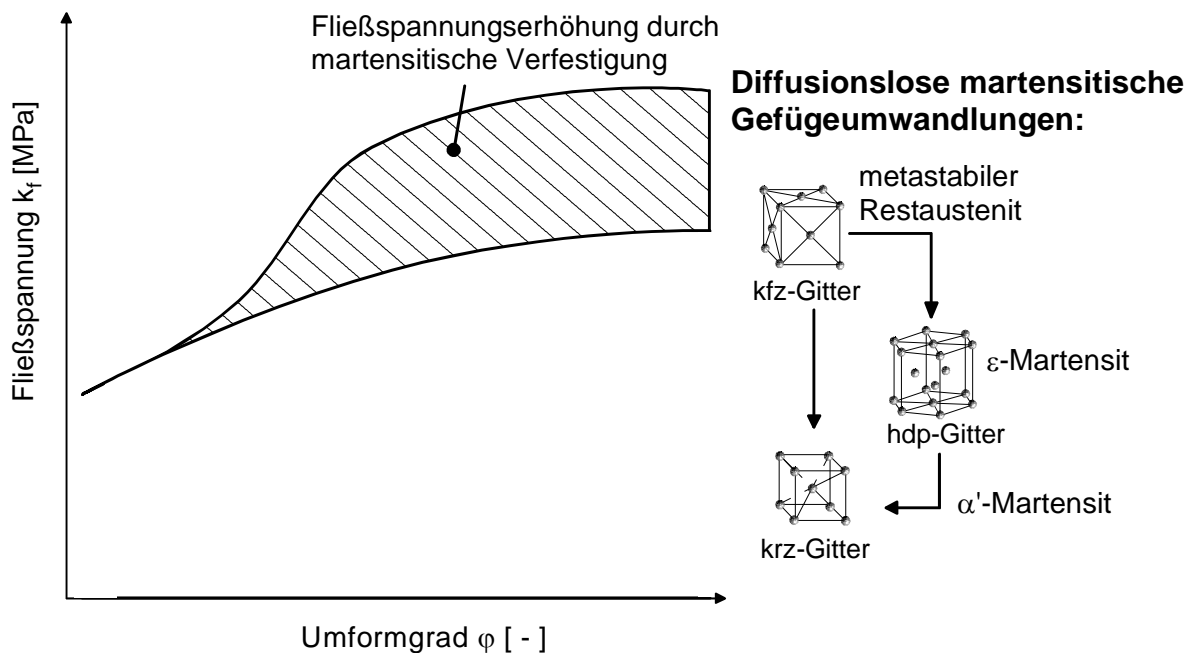


Bild 2-14: Verfestigung metastabiler austenitischer Werkstoffe /nach LIND00/

Dabei erfolgt die Umwandlung des metastabilen austenitischen Gefüges in hexagonales (ϵ)-Martensit und in kubisch-raumzentriertes (α')-Martensit. Die Umwandlung in α' -Martensit hat für den Umformprozess die größte Bedeutung, da sie eine wesentlich höhere Festigkeit dieser Werkstoffe gegenüber stabilen austenitischen Werkstoffen erzeugt. Werkstoffgrößen wie z.B. die Zugfestigkeit R_m , die Fließspannung k_f sowie die Eindringhärte steigen mit dem Martensitgehalt an. Die Gleichmaß- und Bruchdehnung nehmen zunächst zu, werden aber nach Überschreiten eines Maximalwertes wieder geringer /SCHM86/.

Die Umklappvorgänge sind mit Volumenänderungen verbunden. Der Übergang von kubisch-flächenzentriertem Austenit in den hexagonalen ϵ -Martensit ist mit einer Volumenabnahme, von 0,81 % z.B. beim Werkstoff FeCrNi 1612 /SCHU74/, verbunden. Andererseits ergibt sich bei der Bildung von α' -Martensit eine Volumenvergrößerung gegenüber dem γ -Gefüge von 2,1 %, errechnet aus den Gitterparametern von kubisch-

flächenzentriertem γ - und kubisch-raumzentriertem α -Gefüge /CINA54, GOOD71/. Das ferromagnetische α' -Martensit ist thermodynamisch stabiler als das ε -Martensit, so dass bei höheren Umformgraden eine Umwandlung des ε -Martensit in α' -Martensit erfolgt. Eine Rückumwandlung von α' -Martensit in Austenit erfolgt erst bei Temperaturen oberhalb von ca. $T = 400\text{ }^\circ\text{C}$ /SJÖB73/.

Die Neigung eines metastabilen austenitischen Stahls zur Martensitbildung während der Umformung hängt von den übergeordneten Einflussbereichen Werkstoff, Thermodynamik sowie Mechanik ab (**Bild 2-15**).

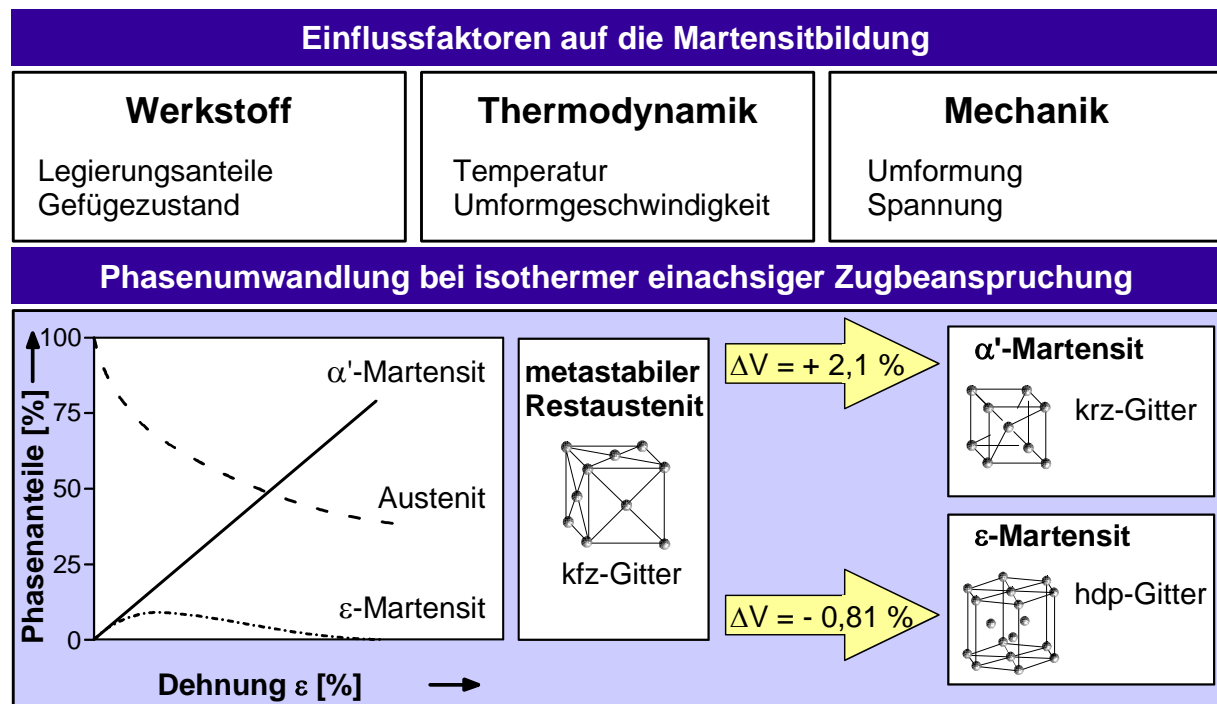


Bild 2-15: Einflussfaktoren auf die Martensitbildung metastabiler austenitischer Werkstoffe und Phasenumwandlung des metastabilen Restaustenit /nach BECK86/

Werkstoffseitig hat das Legierungselement Nickel den größten Einfluss auf die Martensitstabilität /SCHM74/. Allgemein gilt, dass mit größeren Anteilen an Legierungselementen auch die Stabilität des austenitischen Gefüges erhöht wird.

Die Martensitbildung kann bei hohen Temperaturen fast vollständig unterdrückt werden, wenngleich bei tiefen Temperaturen ohne Einfluss von Spannungen bzw. Umformungen Martensit im Werkstoff induziert werden kann /KÜPP86/. Während des Umformprozesses wirken bzgl. der Temperatur die Verformungsgeschwindigkeit, die Reibungsbedingungen, die Werkzeugtemperatur und -wärmeleitfähigkeit sowie der Wärmeübergang zwischen Zuschnitt und Werkzeug zusammen.

Weiterhin wird die Martensitbildung vom Spannungszustand beeinflusst. Ein Zugspannungszustand begünstigt durch die Aufweitung des Gitters die α' -Martensitbildung. Dies ist durch die mit der Gefügemwandlung verbundenen Volumenänderung begründet.

So wird die Martensitbildung durch eine ein- und mehrachsige Zugspannung begünstigt. Eine ein- und mehrachsige Druckspannungsbeanspruchung hat eine verminderte Umwandlung von Restaustenit in α' -Martensit zur Folge /SCHM86/.

Im Gegensatz zu dem paramagnetischen Austenit ist α' -Martensit ebenso wie Ferrit ferromagnetisch, und die Umwandlung in α' -Martensit kann daher durch magnetische Messungen beobachtet werden.

Austenitische Chrom-Nickel Stähle mit Nickelgehalten um 10 % besitzen nur eine geringe Beständigkeit gegen chlorinduzierte Spannungsrisskorrosion, die Anfälligkeit steigt mit der Umgebungstemperatur an.

Bei den **ferritisch-austenitischen Stählen** werden die Eigenschaften durch die Mengenverteilung der beiden unterschiedlichen Phasen sowie von der chemischen Zusammensetzung bestimmt. Die Streckgrenze und Festigkeit liegen höher als bei ferritischen oder austenitischen Stählen und die Festigkeit bleibt auch bei höheren Temperaturen erhalten. Das Zähigkeitsverhalten ist, ähnlich wie bei ferritischen Stählen, durch einen ausgeprägten Übergang von der Hoch- in die Tieflage gekennzeichnet.

Das Korrosionsverhalten von ferritisch-austenitischen Stählen ist ähnlich den austenitischen Stählen, wobei eine bessere Beständigkeit gegen chlorinduzierte, transkristalline Spannungsrisskorrosion zu beobachten ist. /ARLT89/

Tiefziehen von hochlegierten rostfreien Stahlwerkstoffen

Bei der Verarbeitung von hochlegierten rostfreien Stählen, insbesondere von metastabilen Cr-Ni-Werkstoffen, können die von un- und niedriglegierten Blechwerkstoffen vorliegenden Erfahrungen nur begrenzt übernommen werden. Auf Grund der auftretenden großen Verfestigung dieser Werkstoffe sind Anfangsflächenpressungen p_{N0} im Tiefziehprozess von bis zu $p_{N0} = 10$ MPa im Flanschbereich notwendig, im Gegensatz zu $p_{N0} = 2$ MPa bei un- und niedriglegierten Tiefziehstählen. Weiterhin kann es bedingt durch die vorliegenden hohen Flächenpressungen beim Einsatz von Kaltarbeitstählen als Werkzeugwerkstoff zu Kaltaufschweißungen (Adhäsion) am Werkzeugsystem kommen. Dies ist durch die ähnlichen Zusammensetzungen der Legierungen begründet.

Die Austenitstabilität hat einen wichtigen Einfluss auf die Umformbarkeit. In Abhängigkeit von der Martensitbildung liegt das Grenzziehverhältnis bei Werten zwischen $\beta_{0,max} = 1,7$ und $\beta_{0,max} = 2,5$. Zum Tiefziehen sollten möglichst stabile Werkstoffgüten verwendet werden, da mit zunehmendem Martensitgehalt eine größere Rückfederung verbunden ist und die Versagensgefahr durch nachträgliche Risse besteht. /HÄNS98/

Die Verwendung beheizbarer Werkzeuge ermöglicht jedoch die Unterdrückung der Martensitbildung, so dass auch zu Martensitbildung neigende Werkstoffchargen verarbeitet werden können. Die Temperierung des Ziehrings oder des Niederhalters führt dabei zur Senkung der notwendigen Fließspannungen im Flanschbereich durch Unterdrückung der Martensitbildung.

Der Stempel sollte nicht temperiert bzw. ggf. sogar gekühlt werden, um die Martensitbildung im Stempelkopfbereich zu fördern und somit die Kraftübertragbarkeit zu steigern /BRAN75, KÜPP86/.

Die senkrechte Anisotropie r von metastabilen austenitischen Stählen wurde von *Reißner* untersucht. Kaltgewalztes Feinblech der Güte X4CrNi18-10 (1.4301) zeigt unter 0° und 90° zur Walzrichtung ausgeprägte r -Wert Minima mit r -Werten um $r = 0,8$. Im Bereich um 45° treten Höchstwerte auf, mit r -Werten von $r = 1,1 - 1,2$. Weiterhin ist bekannt, dass von den Legierungselementen Molybdän den größten Einfluss auf den r -Wert besitzt. Mit zunehmendem Molybdängehalt zwischen 0,21 % und 0,61 % steigen die r -Werte in 45° und 90° zur Walzrichtung an, in Walzrichtung wird der r -Wert hingegen reduziert. Das ausgeprägte Maximum der Anisotropie in 45° zur Walzrichtung des Werkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) ist nicht typisch für kubisch-flächenzentrierte Blechwerkstoffe, sondern basiert u.a. auf Kristallseigerungen während der Erstarrung der Brammen. /REISS80/

Tribologie hochlegierter rostfreier Stähle im Tiefziehprozess

Neben dem Werkzeugwerkstoff, der Werkzeugbeschichtung und –oberfläche spielt der eingesetzte Schmierstoff und die Schmierstoffmenge eine wichtige Rolle im Tiefziehprozess bei der Verarbeitung hochlegierter rostfreier Stähle. Generelle Anforderungen an die Werkzeugwerkstoffe und deren Beschichtungen für die Verarbeitung rostfreier Güten für das Tiefziehen sind: eine hohe Härte, ein hoher Verschleißwiderstand sowie eine geringe Tendenz zu Kaltaufschweißungen (Adhäsion). Untersuchungen von *Foller et al.* konnten nachweisen, dass der Werkstoff X155CrVMo12-1 (1.2379) im Vergleich zu den Werkzeugwerkstoffen Hartbronze und Ferro-Titanit WFN durch das Aufbringen einer PVD-TiN Beschichtung die beste Eignung für Tiefziehprozesse besitzt. Dieses Verhalten wird auf die unterdrückte chemische Wechselwirkung zwischen dem Werkzeugwerkstoff und dem verwendeten Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) zurückgeführt. Es treten im Tiefziehprozess einerseits geringe Reibwerte auf und andererseits werden Kaltaufschweißungen vermieden, wodurch eine hohe Werkzeuglebensdauer realisierbar ist. /FOLL99/

Bei der Verwendung hochviskoser Schmierstoffe mit Viskositätswerten von $160 - 190 \text{ mm}^2/\text{s}$ bei 40°C können die im Tiefziehprozess auftretenden Reibwerte gesenkt werden /JORD99/. Als Werkzeugwerkstoffe werden weiterhin Ampco Aluminium-Mehrstoffbronzen z.B. Ampco 25 empfohlen. Diese Werkstoffgruppe nutzt die Legierungsbasis Cu-Al-Fe, ist vergleichsweise gut zerspanbar und wird ungehärtet eingesetzt. Eine Nachbearbeitung ist daher gut möglich. Sie besitzt im Vergleich zu Kaltarbeitsstählen ein höheres Schmierstoffaufnahmevermögen. Als nachteilig ist die hohe Empfindlichkeit dieser Werkstoffgruppe gegenüber abrasivem Verschleiß zu sehen /GLAS96/. Bei kleinen Flächenpressungen (bis ca. $p_{N0} = 4 \text{ MPa}$) ist der Einsatz niedriglegierter Gusseisenwerkstoffe ebenfalls möglich /MANG83/.

Die verwendeten Schmierstoffe bei der Umformung hochlegierter rostfreier Blechwerkstoffe bestehen aus Grundölen, denen Additive zugesetzt werden.

Zur Anwendung kommen niedrigviskose Öle mit EP-Additiven und polaren Zusätzen (Verschiebung von Ladungsteilen bei den sich bildenden chemischen Bindungen) sowie hochviskose Öle z.T. mit Chlorgehalt. Trotz ihrer schädlichen Umwelteinflüsse finden Chlorparaffine als EP-Additive immer noch Verwendung. /MANG83/ Der besondere Nachteil von Chlorparaffinen besteht darin, dass während der Entsorgung z.B. durch die Verbrennung in Müllverbrennungsanlagen bei zu niedrigen Temperaturen hochgiftige Dioxine gebildet werden können. /ROSS00/ Für dekorative Blechformteile werden sowohl stempel- als auch ziehringseitig Ziehfolien zusammen mit Schmierstoffen eingesetzt /MANG83/.

2.4.2 Titanwerkstoffe

Titan zählt mit 0,6 % der in der Erdkruste vorkommenden Elemente nach Eisen, Aluminium und Magnesium zum vierthäufigsten Metall und ist im Periodensystem der Elemente das Element 22. Von den bekannten 140 Titanmineralen haben nur 5 eine wirtschaftliche Bedeutung: Ilmenit, Rutil, Titanomagnetit, Titanit und Perowskit. Titan steht in Form von oxidischem Erz entweder als Rutil (TiO_2) oder zusammen mit Eisenoxid als Ilmenit (FeTiO_3) in großen Mengen zur Verfügung. /ZWIC72/

Die bekannten weltweiten Vorkommen haben eine Größenordnung von ca. 300 Mio. t (TiO_2 -Gehalt in den verwertbaren Mineralien). Die Jahresproduktion im Jahr 2001 umfasste ca. 50.000 t metallisches Titan und einen 10 mal höheren Anteil Titandioxid (TiO_2), der zur Herstellung von Weißpigment in der Farbindustrie verwendet wurde. Der schwankende Jahresverbrauch des metallischen Titans zeigt einen langfristigen Wachstumstrend (**Bild 2-16**). /MÜNS97/

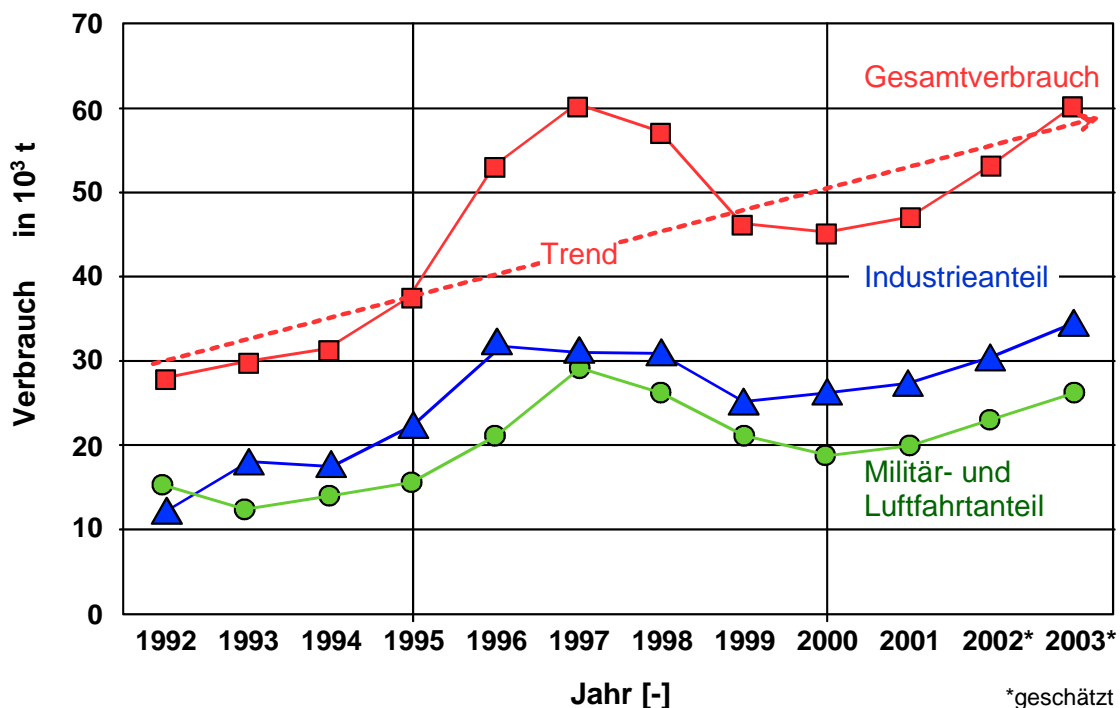


Bild 2-16: Gesamtverbrauch von Reintitan und Anteile der industriellen Verwendungsfelder /DTG02/

Titan und seine Legierungen haben in den Jahren 1950-1955 den Schritt vom Laboratorium in die industrielle Anwendung getan. Für die Herstellung von 1 kg Titan durch den Krollprozess waren zunächst bei Verwendung von Rutil etwa 54 kWh und bei Verwendung von Ilmenit etwa 83 kWh Strom neben 1,1 kg Magnesium und 6,5 kg Chlor notwendig /ZWIC72, SIBU96/. Beim Krollprozess wird Rutil oder Ilmenit nach einer Vorreinigung bzw. Verhüttung von Titanoxid in Titanetrafluorid umgesetzt. Anschließend erfolgt die Endreduktion mit Magnesium /BACH02/.

Die Notwendigkeit zur Senkung des Energieverbrauchs sowie der Effizienzsteigerung bei der Herstellung des Titanschwammes haben zu einer Reihe von Entwicklungen geführt. Der Krollprozess hat sich international etabliert und wird mit ca. 80 % Volumenanteil zur Herstellung des Titanschwammes eingesetzt. Die gesamte Prozesskette zur Herstellung von Titanhalbzeugen wurde in Hinblick auf die je Los zu verarbeitenden Mengen von anfangs 1 t (1956) bis auf über 9 t (2000) verbessert /KES84, DONA00/. Dafür wurde die Magnesiumreduktion, die Zellen für die Magnesiumchloridelektrolyse sowie der Gesamtwirkungsgrad deutlich optimiert. Die angesprochenen Verbesserungen haben zur Reduzierung des Energieverbrauchs von zunächst 83 kWh auf 15 kWh pro Kilogramm Titan geführt. Dies entspricht ca. 67,5 kWh/dm³ für die Primärtitangewinnung und damit den gleichen Energieeinsatz wie für die Primäraluminiumgewinnung.

Untersuchungen von Kramer /KRAM82/ zeigen darüber hinaus, dass durch die konsequente Verwendung von Titanschrott eine Reduzierung des Gesamtenergieverbrauchs bei der Erschmelzung von Titan bis auf 5 kWh pro Kilogramm Titan möglich ist.

Nach der Gewinnung des Titanschwammes erfolgt die konventionelle Weiterverarbeitung durch Pressen des Schwammes zu Elektroden, die dann in einem Vakuumlichtbogen oder Elektronenstrahlofen im Vakuum zu Blöcken (Ingots) abgeschmolzen werden. Während dieses Vorganges erfolgt ggf. das Legieren des Titanwerkstoffs. Die nun vorliegenden Blöcke werden mittels Walzen, Schmieden oder Strangpressen weiterverarbeitet. /BEYE71/ Reintitanblechwerkstoffe kosten ca. 23 €/kg, während der Preis für Stabmaterial bei ca. 5 €/kg beträgt /BACH02/

Titanlegierungen

Aufgrund der hervorragenden Korrosionsbeständigkeit, Biokompatibilität und hohen dichtebezogenen Festigkeit in einem großen Temperaturbereich wird Titan in der chemischen Industrie, Medizintechnik, Luft- und Raumfahrt sowie in der Freizeitindustrie eingesetzt /DONA00/. Titan tritt, wie eine Reihe weiterer Metalle (z.B. Ca, Fe, Co, Zr, Sn, Ce, Hf), in verschiedenen Gittermodifikationen auf. Jede Modifikation ist nur innerhalb eines bestimmten Temperaturintervalls stabil. Reintitan und die Mehrzahl der Titanlegierungen liegen bei tiefen Temperaturen in einer hexagonal dichtesten Kugelpackung (hcp) vor, die mit α -Titan bezeichnet wird. Die Umwandlungstemperatur für Reintitan beträgt 885 °C. Das hexagonale Gitter verursacht eine ausgeprägte Anisotropie der mechanischen Eigenschaften des α -Titans.

Die Hochtemperaturphase kristallisiert dagegen kubisch-raumzentriert (krz) und wird β -Titan genannt. Während des Schmelzablaufes wird die gewünschte Legierungszusammensetzung der Titanwerkstoffe eingestellt. Bei den Reintitangütern wird dieses durch gezielte Sauerstoffgehalte erreicht (interstitielle Elemente). Bei den Titanlegierungen werden substitutionelle Elemente wie z.B. Aluminium, Vanadium, Zinn, Molybdän und Zirkonium verwendet. Diese Elemente stabilisieren je nach Zielrichtung die unterschiedlichen Modifikationen des Titans. /PETE96/ Titanlegierungen werden eingeteilt in:

- ◆ α -Legierungen
- ◆ Near- α -Legierungen
- ◆ $(\alpha+\beta)$ -Legierungen und
- ◆ metastabile β -Legierungen.

Auf die Legierung Ti-6Al-4V (3.7165) entfallen ca. 50 % bis 60 % der kommerziell eingesetzten Titanwerkstoffe. Weitere 20 % bis 30 % können unlegierten Reintitanwerkstoffen und **α -Legierungen** zugerechnet werden. /PETE96, SCHA99/ Die Reintitanwerkstoffe und α -Legierungen werden primär eingesetzt, wenn hohe Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit und die Umformbarkeit des eingesetzten Werkstoffs gestellt werden und Festigkeitseigenschaften eine sekundäre Bedeutung besitzen. Die unterschiedlichen Reintitangütern erhalten ihre mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit und Duktilität durch das „Zulegieren“ von Sauerstoff. Den Einfluss des Sauerstoffgehaltes auf die Festigkeit und Duktilität von Reintitanwerkstoffen verdeutlicht **Bild 2-17**. Durch Verunreinigungen aus dem Herstellungsprozess resultieren weitere Elemente wie Eisen, Stickstoff und Kohlenstoff in den Reintitanwerkstoffen.

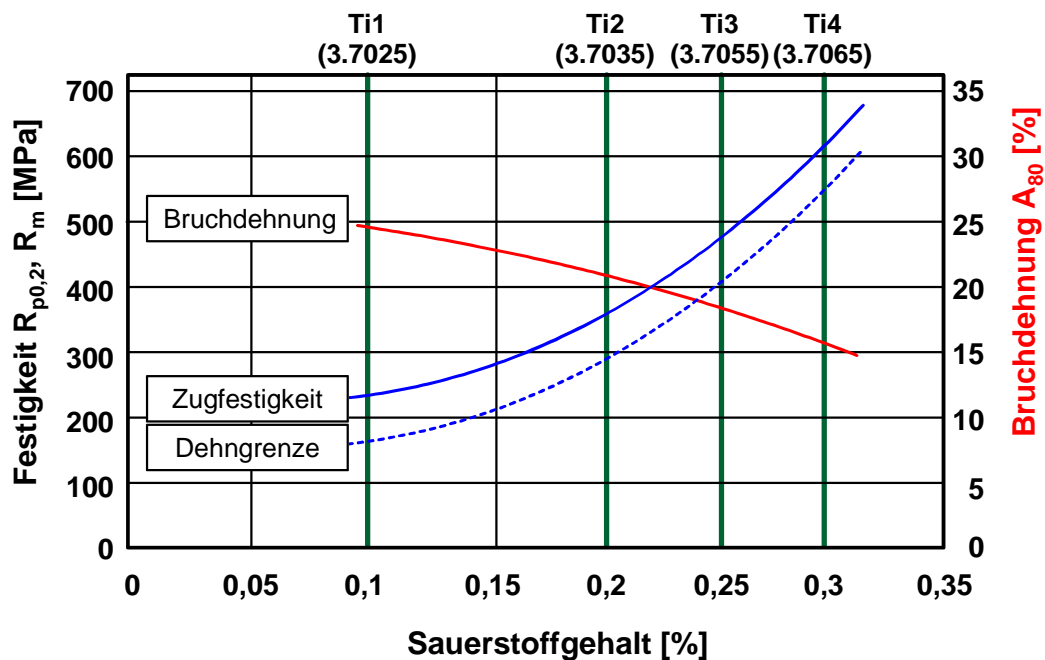


Bild 2-17: Einfluss des Sauerstoffgehalts auf die Festigkeit und Duktilität von Reintitanwerkstoffen /SIBU96/

Reintitanwerkstoffe weisen eine hexagonale Gitterstruktur auf. Neben der Einlagerung geringer Mengen an Sauerstoff und Stickstoff können durch Substitution mittlere Festigkeitswerte von 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2} = 200$ MPa bis 400 MPa erreicht werden. Der Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035), mit Zugfestigkeiten zwischen 390 und 540 MPa, ist der am meisten verwendete Titanwerkstoff technischer Reinheit /PETE96/. Bedeutsam für die Anwendung ist, dass die hexagonalen α -Legierungen höhere Warmfestigkeitswerte als kubisch-raumzentrierte β -Legierungen besitzen und sich auch wegen ihrer Gefügestabilität für Langzeitbeanspruchungen bei Temperaturen oberhalb von 400 °C eignen /BERG89/. Weiterhin besitzen die Reintitangüten auch gegenüber Chloriden eine exzellente Korrosionsbeständigkeit /DONA00/. Diese Legierungsgruppe hat, da sie nicht aushärtbar ist, die beste Schweißbarkeit und weiterhin die höchste Kriechfestigkeit der Titanwerkstoffe. Umformtechnische Fügeverfahren sind weitgehend unerforscht. Für die Verarbeitung insbesondere durch formgebende Verfahren liegen darüber hinaus nur wenige Kenntnisse vor /DONA00/.

Die Korrosionsbeständigkeit von Titan gekennzeichnet durch eine Abtragungsrate von 10^{-3} mm pro Jahr in feuchtem Chlorgas bei 100 °C sowie das Korrosionsverhalten gegenüber Schwefelverbindungen und Salzsäure ist Hauptkriterium für den Einsatz von Titanwerkstoffen in der chemischen Industrie /HAUF82, DOMA00/. Insbesondere Reintitanwerkstoffe besitzen eine exzellente Korrosionsbeständigkeit außer gegenüber Fluoridionen im Umgebungsmedium. Im Bereich von Schweißzonen sowie bei mechanischer Bearbeitung wird die Korrosionsbeständigkeit nicht beeinflusst /DOMA00/. Eine Verbesserung des Korrosionsverhaltens kann durch Zulegieren von Palladium in Anteilen von 0,2 % bis 1 % sowie durch eine geeignete Wärmebehandlung von Reintitanwerkstoffen erfolgen. Als Wärmebehandlung wird eine 4-6 h Glühung in Sauerstoff bei 1100 °C mit anschließender Glühung für 1-2 h in Luft bei 800 °C empfohlen /HAUF82/. Das Korrosionsverhalten der Reintitangüten Ti1 (3.7025) bis Ti4 (3.7065) wird maßgeblich durch den Eisengehalt bestimmt. Für spezielle Anwendungen in korrosiven Medien sollten die Grade Ti7, Ti8 und Ti11 bevorzugt eingesetzt werden. /DONA00/ Untersuchungen in diesem Zusammenhang zur Auswahl von Werkstoffen für Abgasreinigungsanlagen von *Вовк* konnten deutlich die Vorteile von Titanlegierungen gegenüber rostfreien Stählen zeigen. Er analysierte das Korrosionsverhalten von Titanwerkstoffen und eines austenitischen 18Cr-10Ni-Stahls, der mit Titan stabilisiert war, in chlor- und salzsäurehaltigen Medien. Die Abtragungsraten des untersuchten Reintitanwerkstoffs waren um den Faktor 10^3 kleiner, als die des untersuchten rostfreien Stahls. /HAUF82, VOVK76/ Studien hinsichtlich der Produktkosten von *Thomas, et al.* sowie *Friedrich* zeigen, dass Titanwerkstoffe durch ihr spezifisches Gewicht und die Wahl dünnerer Wandungen sowie der gesteigerten Lebensdauer und den reduzierten Wartungsbedarf ihren verhältnismäßig hohen Preis kompensieren können /THOM86, FRIE99/.

Die **Near- α -Legierungen** kombinieren die guten Kriecheigenschaften der α -Legierungen mit den hohen Festigkeiten der (α + β)-Legierungen. Ihre maximale Einsatztemperatur liegt im Intervall von 500 °C bis 550 °C. /PETE96/ Diese Legierungen sind zur Stabilisierung der α -Phase mit Aluminium legiert.

Dies führt zu einer hohen Oxidationsfestigkeit bei hohen Temperaturen /DONA00/. Da hohe Gehalte von Aluminium in Titanlegierungen jedoch eine Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion verursachen, ist der Aluminiumgehalt heute eingesetzter Titanlegierungen auf 6 % begrenzt /PETE96/. Für die Temperaturfestigkeit hat sich weiterhin das Zulegieren von Silizium bewährt. Titan-Hochtemperaturlegierungen enthalten daher Si-Zusätze von bis zu 0,5 %.

Die bekannteste Titanlegierung Ti-6Al-4V gehört zur Gruppe der **(α + β)-Legierungen**. Aufgrund ihres hohen Einsatzumfangs liegen für diese Legierung die meisten Erkenntnisse vor. Bei diesen Legierungen wird durch die Zugabe β -stabilisierender Legierungselemente (z.B. Vanadium) ein zweiphasiges (α + β)-Gefüge bei Raumtemperatur eingestellt. /PETE96/ Durch eine thermomechanische Behandlung können die Festigkeitseigenschaften dieser Legierungen eingestellt werden.

Extrem hohe Festigkeiten von über 1.400 MPa können, bei gleichzeitig hoher Bruchdehnung von bis zu 20 %, mit **metastabilen β -Legierungen** realisiert werden. Das höhere spezifische Gewicht, die mäßige Schweißbarkeit, ein schlechtes Oxidationsverhalten sowie die Komplexität der Mikrostruktur dieser Legierungen, im Vergleich zu α -Legierungen, verhindern jedoch den weitverbreiteten Einsatz. /PETE96/

Tiefziehen von Reintitanwerkstoffen

Für die Kaltumformung von Titanlegierungen werden generell kleine Umformgeschwindigkeiten empfohlen. Aufgrund des niedrigen Elastizitätsmoduls ist eine starke Rückfederung bei Titanlegierungen zu beobachten. Zur Erhöhung der Genauigkeit von Blechformteilen sollte im Anschluss an die Kaltumformung ein Warmkalibrieren erfolgen. Da β -Legierungen leichter umzuformen sind als α - und Near- α -Legierungen wurden diese in den vergangenen Jahren intensiv untersucht. Die Anwendung von Temperaturen $T \approx 540$ °C erhöht signifikant das Umformvermögen und durch eine thermomechanische Vorbehandlung der eingesetzten Titanlegierungen kann bei Temperaturen ab $T = 650$ °C eine superplastische Umformung (SPF) von (α + β)-Legierungen erfolgen. /DONA00/ Bei der SPF findet die Umformung ohne Verfestigung auf Basis von Korngrenzgleitung statt. Für die Umformung mittels Tiefziehen besitzen die Reintitangüten das größte Potenzial. Zur ersten Abschätzung des Umformvermögens dieser Werkstoffe im Vergleich zu Stahl-, Aluminium- sowie Magnesiumlegierungen sind in **Bild 2-18** die Bruchdehnungen A_{80} über den $R_{p0,2}$ -Dehngrenzen für ausgewählte Legierungen dargestellt.

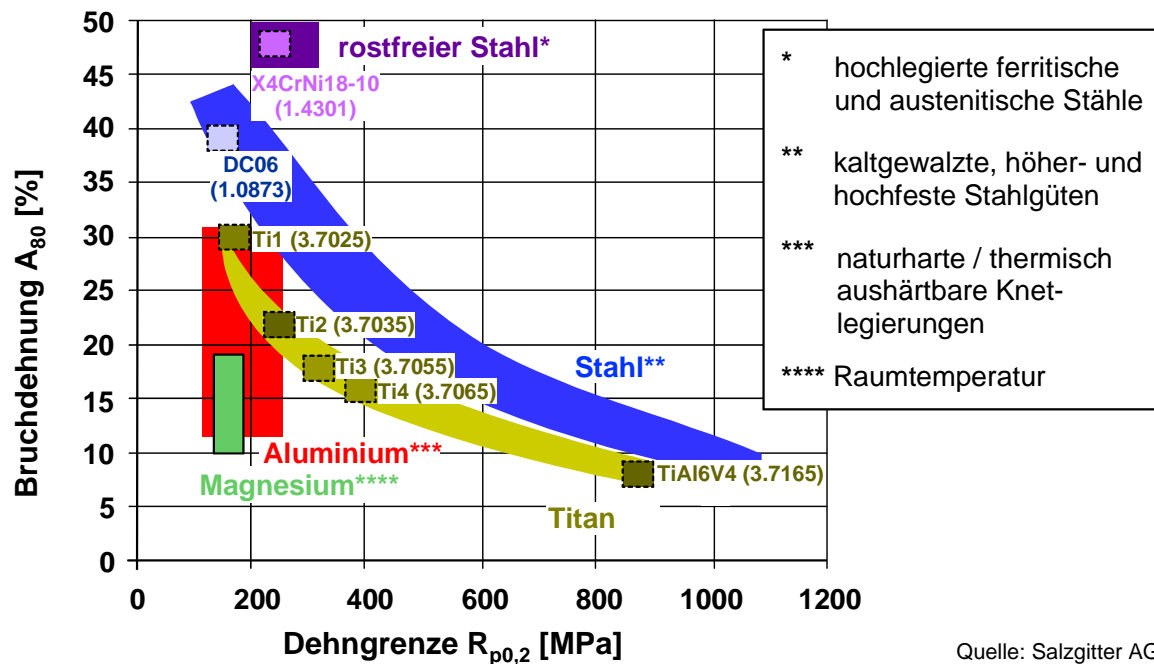


Bild 2-18: Einordnung der Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften von Reintitanwerkstoffen gegenüber Stahl-, Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei Raumtemperatur

Das Tiefziehvermögen von Reintitanwerkstoffen wurde u.a. von *Küppers /KÜPP70/* untersucht. Mit einem Grenzziehverhältnis von $\beta_{0,max} = 2,03$ zeigte die Reintitangüte Ti1 (3.7025) etwa gleiche Werte wie ferritische und austenitische rostfreie Stähle. Einachsige Zugversuche zeigten sehr hohe Einschnürdehnungen. *Kohara* zeigte den Einfluss des Lastpfades auf die Grenzformänderungen für die Reintitangüten Ti1 (3.7025) und Ti2 (3.7035) nach Glühprozessen im Temperaturintervall 400 °C bis 700 °C. Der Glühprozess führt zu einer deutlichen Verschiebung der Grenzformänderungskurve insbesondere im Bereich ebener Dehnung. Darüber hinaus stellte er einen Einfluss des Sauerstoffanteils auf die Duktilität von Titanblechwerkstoffen bei Streckziehbeanspruchung fest. Reintitanwerkstoffe mit höherem Sauerstoffanteil besitzen schlechtere Streckzieheigenschaften. */KOHA84/* Der Einfluss der Umformtemperatur auf das Streckziehvermögen von Ti1 (3.7025) in Abhängigkeit der vorliegenden Korngröße wurde von *Roberts, et al.* bewertet. Nach ihren Untersuchungen nimmt das Streckziehvermögen mit steigender Temperatur ab, wobei ein Minimum je nach Korngröße zwischen $T = 100$ °C bis $T = 200$ °C zu beobachten ist. Diese Abhängigkeit steht leider in Wechselwirkung mit den unterschiedlichen Blechdicken sowie Herstellern (Chargen), die verwendet wurden. Sie beobachteten unter mehrachsiger Beanspruchung bei Raumtemperatur deutlich mehr Zwillingsbildung als bei einer Umformtemperatur von 150 °C. Die Zwillingsbildung soll dabei nach ihren Überlegungen während der Umformung zur Bildung neuer Korngrenzen beigetragen und somit durch den sogenannten dynamischen *Petch*-Effekt zum Anstieg der Fließspannung geführt haben */ROBE84/*.

Liu et al. erreichten durch die Temperierung des Ziehrings bei gleichzeitiger Kühlung des Stempels eine Erhöhung des Grenzziehverhältnisses für den Reintitanwerkstoff

Ti4 (3.7065) von $\beta_{0,max} = 1,2$ auf $\beta_{0,max} = 2,0$. Dafür wurde mit zunehmender Temperatur die Niederhalterkraft kontinuierlich reduziert /LIU00/. Umfangreiche Untersuchungen zum Umformverhalten von Reintitanwerkstoffen hat auch *Wilhelm* durchgeführt /WILH75/. Er definiert den großen Bereich der Einschnürdehnung im einachsigen Zugversuch, den schon *Küppers* feststellte, als Verformungsreserve. Die von ihm für Ti2 (3.7035) bestimmte Anisotropie variiert je nach Lage zur Walzrichtung zwischen $r_0 = 2$ und $r_{90} = 4$. Eine kontinuierliche Aufnahme der Formänderungen an der Zugprobe konnte jedoch nicht erfolgen. Tiefziehversuche mit Ti2 (3.7035) wurden bei Raumtemperatur und mit temperierten Werkzeugen im Intervall $T = 20\text{ °C}$ bis $T = 450\text{ °C}$ durchgeführt. Für die Umformung bei Raumtemperatur wurde Polytetrafluorethylen-Folie (PTFE-Folie) eingesetzt. Temperiert erfolgte die Schmierung mit einer Graphitemulsion. Diese Auswahl basiert nicht auf systematischen Untersuchungen zur Tribologie von Titanwerkstoffen. Die ermittelten Grenzziehverhältnisse lagen für Ti2 (3.7035) bei $\beta_{0,max} = 2,0$. Die Umformung von Ti2 (3.7035) soll nach seinen Untersuchungen nur bei Raumtemperatur erfolgen, da eine Temperierung keine Vorteile bzgl. der Tiefziehfähigkeit ermöglicht. Zur Festlegung der geometrischen Größen eines Tiefziehwerkzeugs gibt er folgende Richtlinien an:

- Stempelkantenradius $r_{St} \geq 5 \times s_0$
- Ziehringradius $r_M \geq 4 \times s_0$

r_M = Matrizenkantenradius, r_{St} = Stempelkantenradius, s_0 = Ausgangsblechdicke

Untersuchungen der Blechdickenverteilung der umgeformten Blechformteile zeigen eine starke Verringerung der Blechdicke bei Titanlegierungen im Vergleich zum eingesetzten Tiefziehstahl. Dies führt *Wilhelm* auf den deutlich kleineren Verfestigungsexponenten n der untersuchten Titanwerkstoffe zurück (Erfahrungen aus dem Stahlblech-Bereich zeigen jedoch, dass kleine Verfestigungsexponenten n nur kleine Blechdickenreduzierungen zulassen). Wesentlicher Inhalt seiner Arbeit waren neben der Bewertung der Tiefziehfähigkeit von Titanlegierungen Untersuchungen zum Gesenkbiegen dieser Werkstoffgruppe. Die Biegegenauigkeit konnte durch den Einsatz temperierter Werkzeuge deutlich erhöht werden. Die Einflussgrößen auf die Rückfederung wurden in diesem Zusammenhang diskutiert. /WILH75/

Die von *Rüdinger* durchgeführten Untersuchungen zur Umformung von bandgefertigtem Titanblech Ti1 (3.7025) und Ti2 (3.7035) haben gezeigt, dass diese Werkstoffe eine geringe Verfestigungsneigung sowie eine große Richtungsabhängigkeit des Verfestigungsexponenten n besitzen. Weiterhin hat er bei seinen Untersuchungen zur Bestimmung des Einflusses einer Glühbehandlung auf das Grenzziehverhältnis eine starke Zipfelbildung festgestellt. Folglich muss auch der r -Wert stark richtungsabhängig sein. /RÜDI80/

Den Einfluss des Walzprozesses auf die senkrechte Anisotropie r des Reintitanwerkstoffs Ti1 (3.7025) haben *Kawai*, et al. untersucht. Sie konnten nachweisen, dass die Anzahl der Walzstufen bzw. die je Stich realisierte Blechdickenreduzierung signifikante Auswirkungen auf die Richtungsabhängigkeit der senkrechten Anisotropie r be-

sitzt. So konnte die Richtungsabhängigkeit der senkrechten Anisotropie r durch einen fünfstufigen Walzvorgang gesenkt werden, weiterhin stellte sich die Anisotropie über der Dehnung als konstant heraus. Die Bestimmung der senkrechten Anisotropie r bei ihren Untersuchungen erfolgte jedoch nur bei 4 %, 7 % und 10 %. Die von ihnen durchgeführte Bestimmung des Grenzziehverhältnisses zeigt eine Korrelation zwischen senkrechter Anisotropie und dem Grenzziehverhältnis für diesen Werkstoff. /KAWA87/

Das Verfestigungsverhalten von Titanlegierungen wurde von *Neeraj* et al. diskutiert, sie untersuchten in Druckversuchen die Abhängigkeit des Verfestigungsexponenten n von der Dehnungsrate. Für die Werkstoffe Ti-6Al sowie Ti-6242 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo) stellten sie keine Sensitivität auf die Dehnrate fest, so dass eine Fließkurvenbeschreibung z.B. nach *Ludwik* (ohne Berücksichtigung der Dehnrate) gut zur Abbildung ihres Verfestigungsverhaltens geeignet ist. Den im Vergleich zu austenitischen hochlegierten Stählen niedrigen Verfestigungsexponenten n führen sie auf Folgendes zurück:

Versetzungen in Titanwerkstoffen liegen oft in „Paketen“ naher Gleitebenen nebeneinander vor. Als Folge der mechanischen Beanspruchung tritt Quergleitung von Versetzungen auf, welche dann Quellen für neue Pakete von Versetzungen dicht zu bestehenden Versetzungspaketen darstellen. So kann eine einzelne Quergleitung leicht hohe Umformgrade auslösen, wobei die Verfestigung durch das einfache Wandern der Versetzung gering ist. Hinzu kommt, dass Wechselwirkungen, d.h. gegenseitiges Blockieren von Versetzungen, bei diesen Werkstoffen weniger häufig auftreten. Wenn sich Versetzungen gegenseitig beeinflussen, bilden sie keinen großen Widerstand gegen das Fortsetzen des Fließvorganges dieser Werkstoffe. /NEER00/

Tribologie von Reintitanwerkstoffen im Tiefziehprozess

Beim Tiefziehen von Titanwerkstoffen mit Stahlwerkzeugen besteht auch bei sehr guten Schmierungsverhältnissen die Gefahr von Adhäsion. Daher wird von verschiedenen Autoren das Bekleben der Zuschnitte mit Ziehfolie vor der Umformung vorgeschlagen. Dies sollte zumindest ziehringseitig erfolgen, um den Reibungseinfluss stark zu reduzieren und ein gutes Nachfließen des Blechwerkstoffs zu ermöglichen /KÜPP70, RÜDI80, WILH75/. Der Einsatz von Graphitemulsion bei erhöhter Temperatur führt spätestens nach 5 bis 15 Tiefziehvorgängen zum Auftreten von Ziehspuren auf Grund von Adhäsionsvorgängen /WILH75/. Weitere Untersuchungen von *Wilhelm* zeigen, dass die Tribologie bei den Titanwerkstoffen von höherer Bedeutung ist als bei Stahlwerkstoffen, da allein die Wahl des Schmierzustandes die Stempelkraft um bis zu 100 % verändern kann. Er führte Stichversuche mit Molybdändisulfid-Paste (MoS_2), mineralischen Ziehfiten, fluorierten Platinen sowie PTFE-Folie durch, um den Einfluss des Schmierstoffs auf die maximale Stempelkraft sowie die Bauteilqualität zu dokumentieren. /WILH75/ Untersuchungen von *Jacuzzi* zeigen, dass durch den Einsatz von Kunststoffwerkzeugen bei Verwendung herkömmlicher Schmierstoffe (z.B. CLF 180 der Fa. Raziol) die Umformkraft bei der Umformung von Reintitanwerkstoffen stark reduziert werden kann. Die Verwendung dieser Schmierstoffe bei Stahlwerkzeugen hat zum Bauteilversagen durch Reißen geführt. /JACU00/

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

3.1 Zielsetzung

Der Anwendungsbereich von Titanblechwerkstoffen liegt insbesondere bei korrosions- und wärmebeanspruchten Bauteilen. Bisher werden in der Automobilindustrie für diese Blechformteile beschichtete un- oder niedriglegierte Stahlwerkstoffe bzw. hochlegierte rostfreie Stähle eingesetzt.

Abgasanlagen für Pkw wiegen zurzeit bis zu 45 kg inklusive Abgaskrümmern /GILL02/. Wünschenswert sind auch für diesen Anwendungsfall Gewichtreduzierungen, eine Lebensdauererhöhung und eine verbesserte Recyclingfähigkeit der eingesetzten Komponenten. Aufgrund der deutlich niedrigeren Dichte ρ und der Möglichkeit zur Blechdickenreduzierung angesichts verbesserter Korrosionsbeständigkeit, ist bei Verwendung von Reintitanwerkstoffen eine signifikante Gewichtsreduzierung zu erwarten. Ein reduzierter Wartungsbedarf und eine deutliche Erhöhung der Lebensdauer machen Reintitan gegenüber hochlegierten Stählen auch wirtschaftlich interessant. Für die stark korrosiv beanspruchten, dem Katalysator nachgeschalteten Komponenten der Abgasanlage, bietet sich daher die Anwendung von Reintitanwerkstoffen an. Die bestehenden Erfahrungen bei der Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen beschränken sich jedoch auf Einzel- oder Kleinserienfertigung, wobei das Verfahren Tiefziehen nur in geringem Umfang eingesetzt wird. Sichere Aussagen zum Werkstoffverhalten, zur Auswahl von Werkzeugwerkstoffen, Werkzeugbeschichtungen und Schmierstoffen sowie der Auslegung von Tiefziehprozessen liegen daher nicht vor. Weiterhin ist die FE-Simulation wissenschaftlich nicht abgesichert, so dass eine Auslegung von Tiefziehwerkzeugen für die Umformung von Reintitanwerkstoffen zurzeit nicht möglich ist. Für die Substitution von rostfreien Stählen durch Reintitanwerkstoffe müssen darüber hinaus die Geometriegenauigkeit und das Beulverhalten zur Quantifizierung des Leichtbaupotenzials von Blechformteilen untersucht werden.

Die Schwerpunkte der vorliegenden Arbeit sind daher:

- ◆ Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften für das Tief- und Streckziehen

Zur Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften für das Tief- und Streckziehen werden umfangreiche Versuchsreihen durchgeführt, um bisher fehlende Werkstoffdaten systematisch zu erfassen. Mit Hilfe des einachsigen Zugversuchs soll zunächst der Einfluss von Walz- und Beizbehandlungen auf Reintitanwerkstoffe untersucht werden. Weiterhin wird die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Kennwerte von metastabilen Stahlwerkstoffen und Reintitanwerkstoffen ermittelt, bevor ausführlich die senkrechte Anisotropie r und der Elastizitätsmodul E als Funktion einachsiger Dehnung diskutiert wird. Ergänzend zu den Ergebnissen aus dem einachsigen Zugversuch werden nachfolgend Tiefziehversuche mit einem rotationssymmetrischen Werkzeugsystem durchgeführt, um Umformgrenzen und Versagensarten von Reintitanwerkstoffen mit denen von Stahlwerkstoffen zu vergleichen. Eine Bewertung der Streckziehbarkeit soll mittels hydraulischer Tiefung erfolgen. Die Ergebnisse sollen mit Kennwerten des einachsigen Zugversuchs korreliert werden. Der Temperatureinfluss auf

das Umformvermögen von Reintitanwerkstoffen und metastabilen Edelstahlwerkstoffen soll auf Grundlage von Grenzformänderungsdiagrammen aufgezeigt werden.

- ◆ Untersuchungen zum tribologischen Verhalten von hochlegierten rostfreien Stahl- und Reintitanwerkstoffen

Sowohl austenitische hochlegierte rostfreie Stahlwerkstoffe als auch Reintitanwerkstoffe neigen bei direktem Kontakt mit Stahlwerkzeugen zu adhäsiven Wechselwirkungen. Die Komplexität der Wechselwirkungen, der an Reibvorgängen beteiligten Einflussgrößen, lässt momentan noch keine Vorhersage der Wirksamkeit von Schmierstoffen / Additiven und Werkzeugwerkstoffbeschichtungen für bestimmte Umformaufgaben zu. Daher soll auf Grundlage von Streifenziehversuchen mit Umlenkung nach *Witthüser* die Wirksamkeit von handelsüblichen sowie speziell additierten Schmierstoffen auch in Abhängigkeit von Werkzeugwerkstoffbeschichtungen auf das tribologische System untersucht werden.

- ◆ Prozesssimulation mit FE-Programmen

Reintitanwerkstoffe werden zurzeit nur in begrenztem Umfang in der Serienfertigung eingesetzt. Dies ist unter anderem auf die mangelnde Genauigkeit von FE-Simulationen dieser Werkstoffe zurückzuführen. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit sollen daher Modellversuche mit unterschiedlichen Blechwerkstoffen durchgeführt und in Hinblick auf die auftretende Blechdickenverteilung ausgewertet werden. Ein Vergleich der Simulationsergebnisse der unterschiedlichen Blechwerkstoffe miteinander sowie die Variation wesentlicher Eingangsgrößen des Simulationsmodells sollen die Möglichkeiten und Grenzen der Simulation von Reintitanwerkstoffen mit den Simulationsprogrammen PAM-STAMP und AUTOFORM aufzeigen. Weiterhin wird das Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit eingesetzt. Es erlaubt die dehnungsabhängige Berücksichtigung von Werkstoffkennwerten.

- ◆ Eigenschaften umformtechnisch hergestellter Blechformteile

Die Substitution von bisher aus hochlegierten rostfreien Stählen hergestellten Blechformteilen durch Reintitanbauteile setzt neben der Anpassung des Tiefziehprozesses und dem dafür notwendigen Verständnis des Werkstoffverhaltens, auch eine Bewertung der Bauteileigenschaften voraus. Vor diesem Hintergrund soll die Geometrie-Genauigkeit von Reintitanbauteilen mit Komponenten aus hochlegiertem rostfreiem Stahl verglichen werden. Neben den geometrischen Größen soll weiterhin eine mögliche Massenreduzierung verdeutlicht werden. Für die Bewertung des Leichtbaupotenzials soll daher der Beulwiderstand bei quasi-statischer Beulbelastung analysiert werden. Dabei sollen Grundlagenversuche mit ebenen Blechplatten zunächst den Einfluss der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$, des E-Moduls E sowie der Vorverfestigung aufzeigen. Weitere Versuchsreihen mit Praxisbauteilen sollen diese Ergebnisse bestätigen und die Adaption entwickelter Ansätze ermöglichen.

- ◆ Grenzen und Anwendungspotenziale von Reintitanwerkstoffen

An einer Katalysatorhalbschale sollen abschließend die Grenzen und Anwendungspotenziale von Reintitanwerkstoffen im Vergleich zu un- und niedriglegierten Stählen

und rostfreien hochlegierten Stählen verdeutlicht werden. Dafür sollen die notwendigen Modifikationen zur Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen im Tiefziehprozess, die Ergebnisse der Umformsimulation sowie die Korrosionsbeständigkeit, das Rückfederungsverhalten (Geometriegenauigkeit) sowie das Leichtbaupotenzial (Beuluntersuchungen) der Katalysatorhalbschale vergleichend dargestellt werden.

3.2 Vorgehensweise

Die Vorgehensweise gliedert sich wie in **Bild 3-1** schematisch dargestellt. Parallel zur Analyse des Tief- und Streckziehverhaltens werden umfangreiche Prozesssimulationen mit den Blechwerkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301), Ti2 (3.7035) sowie DC06 (1.0873) durchgeführt. Die auf Grundlage der genannten Untersuchungen und Berechnungen hergestellten praxisbezogenen Blechformteile werden in Hinblick auf Korrosionsbeständigkeit, Rückfederungsverhalten (Geometriegenauigkeit) sowie Leichtbaupotenzial beurteilt.



Bild 3-1: Vorgehensweise für die durchzuführenden Untersuchungen

Zunächst erfolgt die Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften (vgl. Abschnitt 4) durch die mechanischen Kennwerte der Blechwerkstoffe. Der Einfluss ausgewählter Walz- und Beizbehandlungen von Reintitanwerkstoffen wird mittels einachsigen Zugversuch diskutiert. Tiefziehversuche zur Bestimmung des Grenzziehverhältnisses $\beta_{0,max}$ sowie die Aufnahme von temperaturabhängigen Umformgrenzen sind wesentli-

che Arbeitspunkte zur Analyse des Tief- und Streckziehverhaltens. Untersuchungen zum tribologischen Verhalten (Abschnitt 5) der Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) bilden den Abschluss dieses Untersuchungsbereiches.

Für die Beurteilung der Prozesssimulation von Titanwerkstoffen (Abschnitt 6) werden zunächst experimentelle Untersuchungen durchgeführt. Die experimentell ermittelten Blechdickenveränderungen der untersuchten Blechwerkstoffe werden miteinander verglichen. Nachfolgend werden die Beschreibungen und Extrapolationen der Fließkurven dargestellt sowie Ansätze gezeigt, die es ermöglichen, die dehnungsabhängige Anisotropie in der Simulation zu integrieren. Mittels Variationsrechnungen verschiedener FE-Programme mit bestehenden Materialgesetzen werden die Möglichkeiten der Abbildung von Tiefziehprozessen des Werkstoffs Ti2 (3.7035) verdeutlicht.

Die Herstellung von Blechformteilen und die Bestimmung des Beulwiderstandes umformtechnisch hergestellter Blechformteile (Abschnitt 7) erfolgt zur Bewertung der Bauteilqualität. Reintitanwerkstoffe werden im Vergleich zu hochlegierten rostfreien Stählen diskutiert. Beuluntersuchungen an Blechformteilen zur Entwicklung eines verbesserten Ansatzes zur Bestimmung der Beulfestigkeit werden durchgeführt. Korrosionstests mit den Blechwerkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301), Ti2 (3.7035) und DC06 (1.0873) sowie eine vergleichende geometrische Vermessung eines Blechformteils sollen die Grenzen und Anwendungspotenziale von Reintitanwerkstoffen (Abschnitt 8) abschließend identifizieren.

4 Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften

4.1 Versuchswerkstoffe

Die Untersuchungen wurden mit drei Stahlwerkstoffen sowie drei Titanwerkstoffen durchgeführt. Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen wurden die in **Tabelle 4-1a** und **Tabelle 4-1b** dargestellten Blechwerkstoffe eingesetzt.

Tabelle 4-1a: Untersuchte Stahlwerkstoffe

Werkstoffkurzzeichen (DIN 10088)	Werkstoffnummer (DIN 10088)	Ausgangsblechdicke s_0 [mm]
X4CrNi18-10	1.4301	1,0
X15CrNiSi20-12	1.4828	1,0
DC06	1.0873	1,0

Tabelle 4.1b: Untersuchte Titanwerkstoffe

Werkstoffkurzzeichen (DIN 17851)	Werkstoffnummer (DIN 17851)	Ausgangsblechdicke s_0 [mm]
Ti1S	-	0,5
Ti1	3.7025	1,0
Ti2	3.7035	1,0

Bei den Stahlwerkstoffen handelt es sich um einen metastabilen austenitischen Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) und einen stabilen austenitischen Blechwerkstoff X15CrNiSi20-12 (1.4828). Der Blechwerkstoff DC06 (1.0873) dient als Referenz für herkömmliche un- und niedriglegierte Güten. Es handelt sich dabei um einen ferritischen Stahl aus der Gruppe weicher Tiefziehstähle, der nicht korrosionsbeständig ist. Die kaltgewalzten Flacherzeugnisse haben innerhalb der Gruppe der Tiefziehstähle ein gutes Formänderungsvermögen und eignen sich damit sehr gut zum Kaltumformen. Der DC06 (1.0873) kommt daher z.B. bei komplexen Blechformteilen im Automobilaußenhautbereich zum Einsatz.

Bei den Titanwerkstoffen wurden die Reintitangüten mit dem größten Umformvermögen und dem größten Nutzungspotenzial für Abgasanlagen ausgewählt. Die Güte Ti1S wurde zusätzlich in das Untersuchungsprogramm mit aufgenommen. Sie zeichnet sich durch eine spezielle Nachbehandlung der Reintitangüte Ti1 (3.7025) aus. Die Art der Nachbehandlung wird von der Firma Deutsche Titan GmbH nicht veröffentlicht. Um den Einfluss von Beizbehandlungen sowie Dressierstichen besser quantifizieren zu können, wurde der Werkstoff Ti1S in einer Ausgangsblechdicke von $s_0 = 0,5$ mm ausgewählt. Die Reintitangüten wurden im Anlieferungszustand kaltgewalzt, gegläht, entzundert und ge-

beizt verwendet. Die Variation unterschiedlicher End- und Nachbehandlungen erfolgte für die Reintitangüte Ti1S.

Die Legierungszusammensetzungen der verwendeten Blechwerkstoffe gibt **Tabelle 4-2a** sowie **Tabelle 4-2b** wieder.

Tabelle 4-2a: Legierungszusammensetzung der untersuchten Stahlwerkstoffe

Werkstoff	Legierungsanteil [%]											
	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	N	Al	Cu	Ti	S
1.4301	0,048	0,59	1,11	0,03	17,8	0,20	8,1	0,03	0,002	0,20	0,013	0,003
1.4828	0,063	1,89	1,12	0,03	18,9	0,12	10,1	0,04	0,005	0,11	0,03	0,002
DC06	0,00	0,00	0,107	0,00	0,19	0,00	0,00	0,002	0,03	0,00	0,05	0,00

Tabelle 4.2b: Legierungszusammensetzung der untersuchten Reintitanwerkstoffe, Titananteil $\geq 99,7$ %

Werkstoff	Legierungsanteil [%]					
	Fe	O	N	C	H	Ti
Ti1S	0,020	0,050	0,010	0,010	0,0040	Rest
Ti1	0,033	0,044	0,002	0,003	0,0012	Rest
Ti2	0,025	0,124	0,005	0,003	-	Rest

4.2 Mechanische Kennwerte der Versuchswerkstoffe

Die Ermittlung der Werkstoffkennwerte erfolgte zunächst im einachsigen Zugversuch nach EN 10130. Die bei Raumtemperatur in der Winkellage 90° zur Walzrichtung bestimmten Kennwerte sind in **Tabelle 4-3** wiedergegeben.

Tabelle 4-3: Mechanische Kennwerte der untersuchten Blechwerkstoffe bei Raumtemperatur (Probenentnahme 90° zur Walzrichtung)

Werkstoff	s_0 [mm]	Werkstoffkennwert					
		R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_g [%]	A_{80} [%]	n_{90} [-]	r_{90} [-]
X4CrNi18-10 (1.4301)	1,0	582	292	47	53	0,41	1,11
X15CrNiSi20-12 (1.4828)	1,0	603	243	48	50	0,39	0,93
DC06 (1.0873)	1,0	304	142	24	41	0,23	2,45
Ti1S (-)	0,5	264	153	6	30	0,05 ¹⁾	11,23 ²⁾
Ti1 (3.7025)	1,0	289	169	7	35	0,07 ¹⁾	7,23 ²⁾
Ti2 (3.7035)	1,0	411	340	7	23	0,11 ¹⁾	7,57 ²⁾

¹⁾ Dehnungsintervall 1 % bis A_g , ²⁾ Dehnung 5 %

Die hochlegierten rostfreien Stähle X4CrNi18-10 (1.4301) und X15CrNiSi20-12 (1.4828) zeigen gegenüber der konventionellen Stahlgüte DC06 (1.0873) eine deutlich höhere Festigkeit. Darüber hinaus besitzen die hochlegierten Werkstoffe ein ausgeprägtes Verfestigungsverhalten schon im Vergleich mit dem Blechwerkstoff DC06 (1.0873). Die senkrechte Anisotropie r_{90} signalisiert für den niedriglegierten Blechwerkstoff DC06 (1.0873) eine bessere Tiefziehfähigkeit als für die hochlegierten rostfreie Edelstahlwerkstoffe. Beim Vergleich der Stahlwerkstoffe mit den Reintitangüten, fällt die sehr niedrige Gleichmaßdehnung A_g sowie der niedrige Verfestigungsexponent n und die hohe senkrechte Anisotropie r_{90} der Titanwerkstoffe unmittelbar auf. Weiterhin besitzen die Reintitangüten ein großes Dehnungsintervall zwischen Gleichmaßdehnung A_g und Bruchdehnung A_{80} , die sogenannte Einschnürdehnung. Die niedrige Gleichmaßdehnung A_g und der niedrige Verfestigungsexponent n lassen eine eingeschränkte Streckziehfähigkeit erwar-

ten. Die vergleichsweise große senkrechte Anisotropie r weist auf eine gute Tiefziehbarkeit hin.

Um eine erste Aussage bzgl. der Anisotropie von Edelstahlwerkstoffen und Reintitanwerkstoffen treffen zu können, sind in **Tabelle 4-4** die mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs nach EN 10130 für den Edelstahlwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) vergleichend gegenübergestellt.

Tabelle 4-4: Mechanische Kennwerte der Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) bei Raumtemperatur, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Werkstoff	WR [°]	A_g [%]	A_{80} [%]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	n [-]	r [-]
X4CrNi18-10 (1.4301)	0	44	48	316	624	0,40	0,78
	45	47	52	296	581	0,41	1,20
	90	47	53	293	582	0,41	1,11
Ti2 (3.7035)	0	10	28	267	423	0,16 ¹⁾	2,34 ²⁾
	45	8	26	309	388	0,12 ¹⁾	4,00 ²⁾
	90	7	23	340	410	0,11 ¹⁾	7,57 ²⁾

¹⁾ Dehnungsintervall 1 % bis A_g , ²⁾ Dehnung 5 %

Insbesondere bei Betrachtung der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze, des Verfestigungsexponenten n sowie der senkrechten Anisotropie r fällt beim Vergleich der beiden Blechwerkstoffe die ausgeprägte Anisotropie des Reintitanwerkstoffs auf. Die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze steigt mit zunehmender Lage zur Walzrichtung an, während die Dehnungswerte Gleichmaß- und Bruchdehnung abnehmen. Ursache für dieses Verhalten ist die Vorzugsorientierung in Folge der Walzbehandlung des hexagonalen Werkstoffs Ti2 (3.7035).

4.2.1 Einfluss der Walzbehandlung sowie des Beizens auf die mechanischen Eigenschaften von Reintitanwerkstoffen

Die mechanischen Eigenschaften von Reintitanwerkstoffen weisen eine starke Anisotropie auf. Im Tiefziehprozess kann in Folge dieser Anisotropieunterschiede je nach Bauteilgeometrie eine unerwünschte starke Zipfelbildung resultieren. Weiterhin sind richtungsabhängig Differenzen in der Blechdickenverteilung, bei gleicher Umformhistorie zu beobachten, welches zu Rissinitiierung führen kann. Es ist daher insbesondere bei Reintitanwerkstoffen anzustreben, die Werkstoffeigenschaften auszugleichen.

Dieser Ausgleich wird mit Hilfe der Walzbehandlungen Dressieren und Streckbiegerichten sowie durch eine elektrochemische Behandlungen im Abschluss der Walzbehandlungen, dem Beizen, angestrebt. Ziel ist es, die Festigkeits- und Dehnungswerte in 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung auf ähnliche Niveaus einzustellen. In diesem Zusammenhang wurden Untersuchungen mit dem Werkstoff Ti1S durchgeführt, die die Möglichkeiten

dieser Herstellungsvarianten zum Ausgleich, d.h. der Reduzierung der richtungsabhängigen Eigenschaften darstellen sollen.

Der für diese Untersuchungen verwendete Werkstoff Ti1S wurde in der Ausgangsblechdicke $s_0 = 0,5$ mm von der Firma Deutsche Titan GmbH in unterschiedlichen Behandlungszuständen zur Verfügung gestellt. Die Walzbehandlungen streckbiegerichten, dressieren sowie die elektrochemische Behandlung Beizen wurden mit einer Werkstoffcharge durchgeführt (**Tabelle 4-5**). Die im Vergleich zu den anderen Blechwerkstoffen niedrigere Ausgangsblechdicke s_0 lässt aufgrund des günstigeren Verhältnisses zwischen Oberfläche und Volumen ein sensibleres Verhalten des Werkstoffs auf die Behandlungszustände erwarten.

Das Streckbiegerichten ist gekennzeichnet durch das Biegen des Blechwerkstoffs um Rollen mit einem kleinen Durchmesser, bei gleichzeitiger Überlagerung von Zugspannungen /SCHU72/. Dressieren ist das Nachwalzen von Blechwerkstoffen mit einer Blechdickenreduzierung zwischen 0,6 % und 3 %, mit dem Ziel ausgeprägte Streckgrenzen zu unterdrücken sowie die Planheit von Blechwerkstoffen zu erhöhen /MAAG81/. Bei der Beizbehandlung wird Werkstoff mit einer bestimmten Beiztiefe elektrolytisch abgetragen. Für Titanwerkstoffe werden insbesondere Wechselstromverfahren und die Verwendung von H_2O_2 in alkalischer Lösung empfohlen /BEEN00, KIYA01/.

Tabelle 4-5: Behandlungszustände des Werkstoffs Ti1S zur Untersuchung des Einflusses auf die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Kennwerte, Ausgangsblechdicke $s_0 = 0,5$ mm

Position	streckbiegegerichtet	dressiert	Beizzustand /-tiefe
1	nein	nein	ungebeizt
2	nein	ja	ungebeizt
3	ja	nein	ungebeizt
4	ja	nein	0,01 mm
5	ja	nein	0,02 mm

Zunächst wird der Einfluss des Walzzustandes auf die mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs diskutiert. Die mechanischen Kennwerte der ungebeizten Werkstoffproben mit den unterschiedlichen Walzbehandlungen undressiert, dressiert sowie streckbiegegerichtet, gemessen in Walzrichtung sind in **Bild 4-1** gegenübergestellt. Zur Charakterisierung wurden die Kennwerte Zugfestigkeit R_m , 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Gleichmaßdehnung A_g sowie Bruchdehnung A_{80} herangezogen.

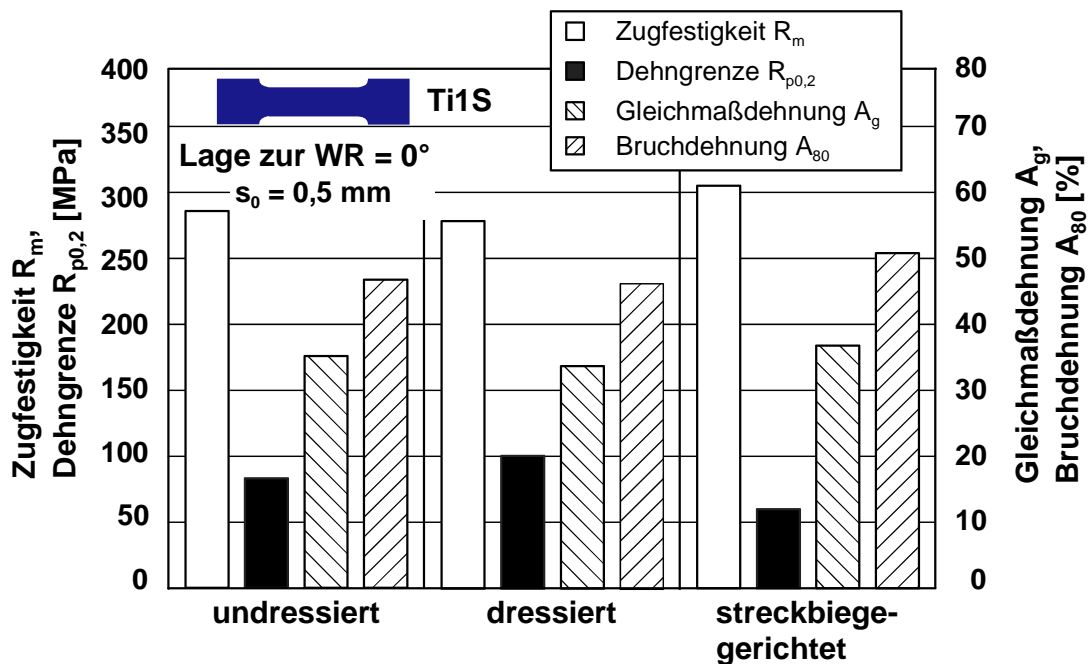


Bild 4-1: Einfluss des Walzzustandes auf die mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs, Werkstoff Ti1S, 0° zur Walzrichtung, ungebeizt (vgl. Tabelle 4-5)

Die Zugfestigkeit R_m mit etwa 280 MPa wird vom Dressieren nicht beeinflusst. Hingegen zeigt sich aufgrund des Dressierens eine Erhöhung der Dehngrenze $R_{p0,2}$ durch das Nachwalzen um etwa 15 MPa. Die Bruchdehnung und die Gleichmaßdehnung lassen keinen Einfluss des Dressierens erkennen.

Der nach dem Walzen streckbiegegerichtete Werkstoff zeigt einen Anstieg der Zugfestigkeit R_m . Die Erhöhung liegt bei ca. 25 MPa. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ fällt um ca. 30 % gegenüber dem undressierten Werkstoff ab. Die Bruchdehnung A_{80} und die Gleichmaßdehnung A_g steigen durch das Streckbiegerichten an. Die Bruchdehnung steigt um 5 % und die Gleichmaßdehnung um 2 %. Trotz steigender Festigkeit erhöht sich das Umformvermögen. Das Streckbiegerichten hat demnach einen positiven Einfluss auf die Umformkennwerte des Werkstoffs Ti1S.

Nachfolgend werden die Möglichkeiten zum Ausgleich der mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs Ti1S durch die Walzbehandlungen Dressieren und Streckbiegerichten betrachtet. In **Bild 4-2** sind die mechanischen Kennwerte Zugfestigkeit R_m sowie Gleichmaßdehnung A_g des Werkstoffs Ti1S in der Winkellage 0°, 45° sowie 90° zur Walzrichtung vergleichend gegenübergestellt.

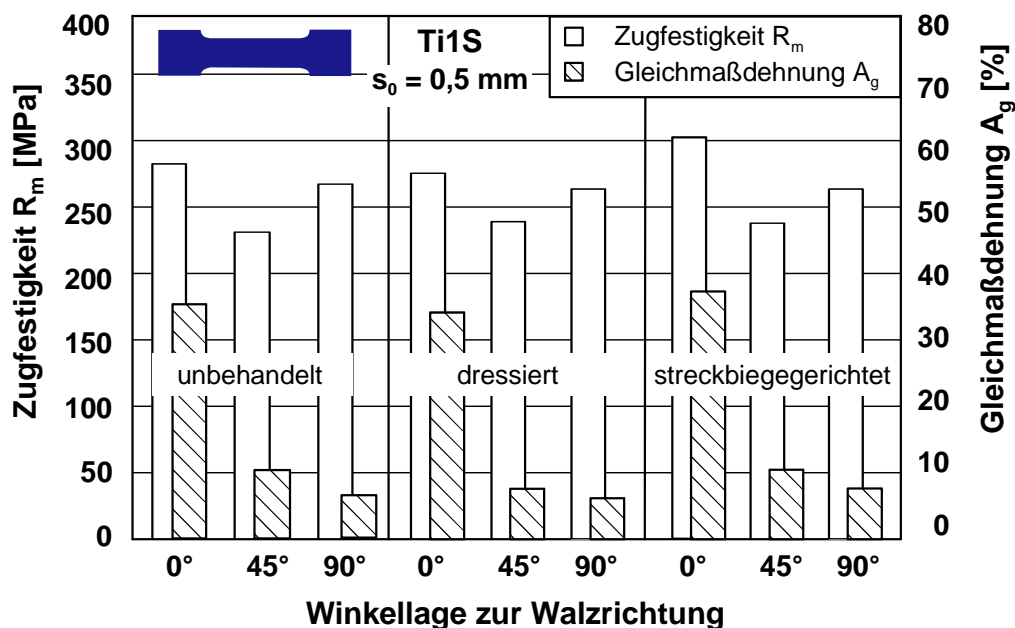


Bild 4-2: Einfluss des Walzzustandes auf den Ausgleich der mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs, ungebeizt (vgl. Tabelle 4-5)

Die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Kennwerte des Reintitanwerkstoffs Ti1S ist bei allen Walzzuständen deutlich zu erkennen. Die Zugfestigkeit R_m ist nach allen Behandlungen 0° zur Walzrichtung am höchsten, fällt bei 45° zur Walzrichtung deutlich ab und steigt in der Winkellage 90° zur Walzrichtung wieder leicht an. Die Gleichmaßdehnungen A_g fällt kontinuierlich ab. In 0° zur Walzrichtung liegen die Gleichmaßdehnungen A_g zwischen 34 % und 38 %, unter 45° fallen sie unter 10 % und senkrecht zur Walzrichtung fallen sie nochmals um weitere 2 % ab.

Der gewünschte Ausgleich der mechanischen Kennwerte ist nur bei der Zugfestigkeit R_m der dressierten Proben gegenüber dem Ausgangszustand zu erkennen. Eine Annäherung der Gleichmaßdehnungen A_g ist nicht festzustellen. Die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Werkstoffkennwerte ist nach den Behandlungen Beizen, Dressieren und Streckbiegerichten noch dominant.

Die Ergebnisse der streckbiegegerichteten Werkstoffproben zeigten einen positiven Effekt bzgl. der Richtungsabhängigkeit der mechanischen Werkstoffkennwerte, der durch Beizbehandlungen u.U. noch erhöht werden kann. Zur besseren Beurteilung dieses Sachverhaltes wurden weitere Untersuchungen mit streckbiegegerichteten Werkstoffproben durchgeführt. Genauso wie bei der Beurteilung des Einflusses des Walzzustandes, werden auch hier zunächst die mechanischen Kennwerte in 0° zur Walzrichtung miteinander verglichen (**Bild 4-3**).

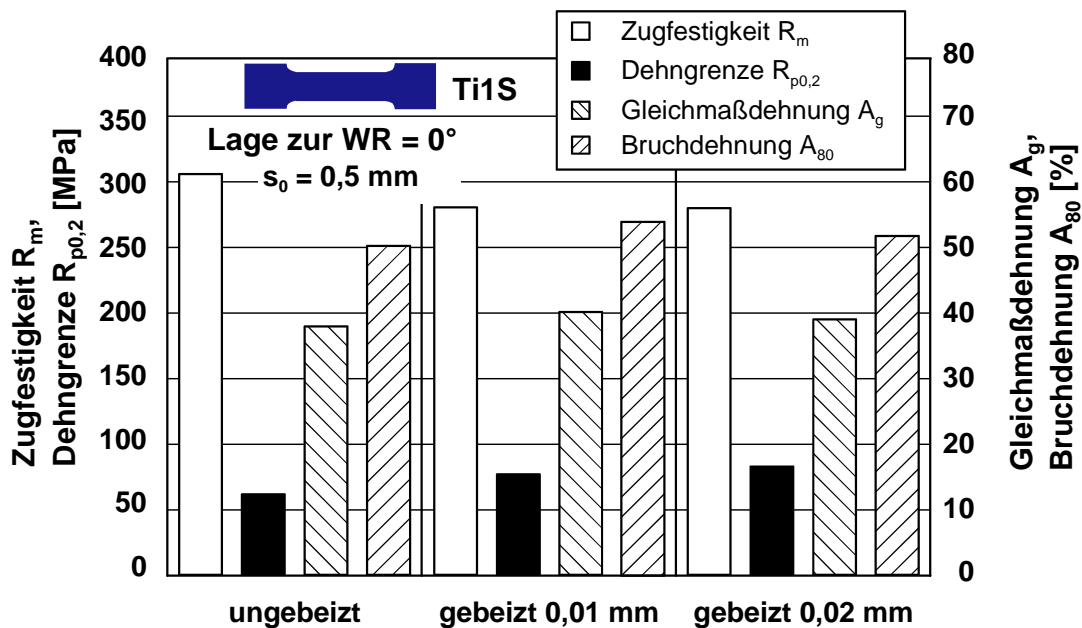


Bild 4-3: Einfluss des Beizzustandes auf die mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs, 0° zur Walzrichtung, streckbiegegerichtet, nicht dressiert (vgl. Tabelle 4-5)

Die Zugfestigkeit R_m beträgt bei den ungebeizten Proben ca. 300 MPa. Ein Abfall der Zugfestigkeit R_m durch das Beizen der Proben auf ca. 275 MPa ist festzustellen. Die Beiztiefe zwischen 0,01 mm und 0,02 mm Beiztiefe hat keinen Einfluss auf die Festigkeitswerte. Der Anstieg der Dehnungswerte ist nur gering. So steigt die Bruchdehnung A_{80} um ca. 3 % und die Gleichmaßdehnung A_g um ca. 2 % bei den gebeizten Proben an. Insgesamt zeigt sich also ein Einfluss des Beizens, aber kein Einfluss der Beiztiefe auf die mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs. Die spröde Titanoxidschicht auf der Blechoberfläche wird durch die Beizbehandlung abgetragen. Daraus resultieren die dargestellten Änderungen der mechanischen Kennwerte. Die angesprochene Titanoxidschicht scheint nach einem Abtrag von 0,01 mm, bereits komplett entfernt worden zu sein.

Das Ziel der Beizbehandlung ist die Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften. Ob dies mittels Beizbehandlung bei den Reintitanwerkstoffen, realisiert werden kann, wird mit den Ergebnissen in **Bild 4-4** gezeigt.

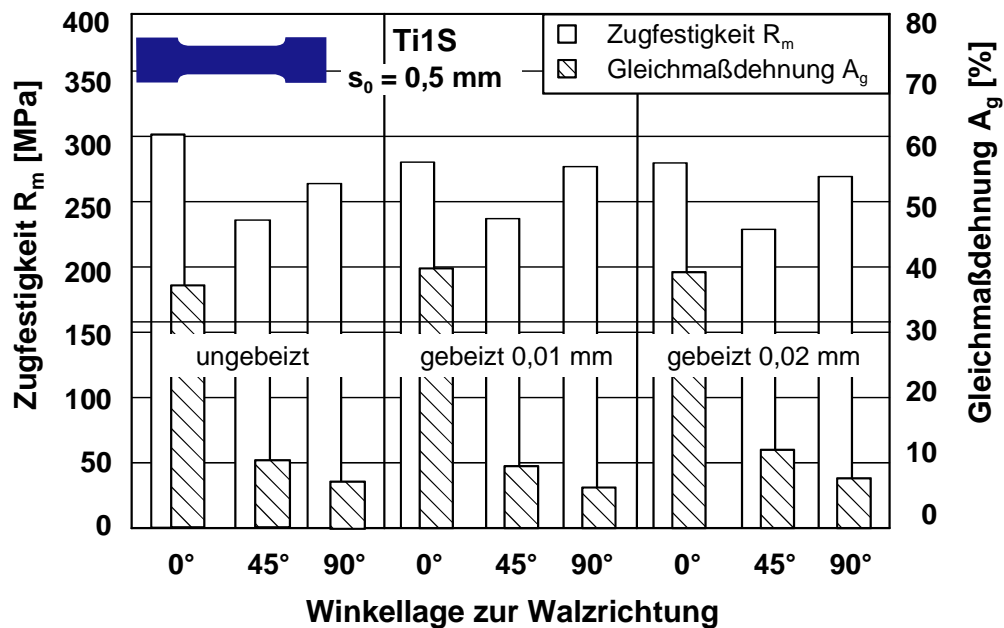


Bild 4-4: Einfluss des Beizzustandes auf den Ausgleich der mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs, streckbiegegerichtet, nicht dressiert (vgl. Tabelle 4-5)

Die Auswertung der Festigkeits- und Dehnungswerte in Walzrichtung lassen einen positiven Einfluss des Beizens erkennen. Die Zugfestigkeit R_m fällt leicht ab und die Gleichmaßdehnung A_g steigt an. Dieser Effekt konnte in 45° und 90° zur Walzrichtung nicht festgestellt werden.

Die Ergebnisse der durchgeführten Flachzugversuche verdeutlichen, dass nach dem eigentlichen Walzprozess durch Dressieren, Streckbiegerichten oder Beizbehandlungen keine signifikanten Änderungen der mechanischen Kennwerte des einachsigen Zugversuchs eingestellt werden können. Das Streckbiegerichten erhöht jedoch die Zugfestigkeit R_m und wirkt sich positiv auf die für die Umformung wichtigen Gleichmaß- und Bruchdehnungswerte aus. Die hohe Richtungsabhängigkeit von Reintitanwerkstoffen zeigt sich durch eine deutlich geringere Zugfestigkeit R_m der Proben in 45° zur Walzrichtung, eine mit der Walzrichtung stark steigende Dehngrenze $R_{p0,2}$ und sehr stark abfallende Gleichmaß- und Bruchdehnungswerte.

4.2.2 Einfluss der Anisotropie auf die Fließkurve

Um die Auswirkungen der oben gezeigten Richtungsabhängigkeit der Werkstoffkennwerte auf das plastische Fließverhalten darzustellen, werden die Fließkurven der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) vergleichend betrachtet. Dafür wurden einachsige Zugversuche nach EN10130 durchgeführt. Die Fließkurven des hochlegierten rostfreien Stahls X4CrNi18-10 (1.4301) in 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung sind in **Bild 4-5** dargestellt.

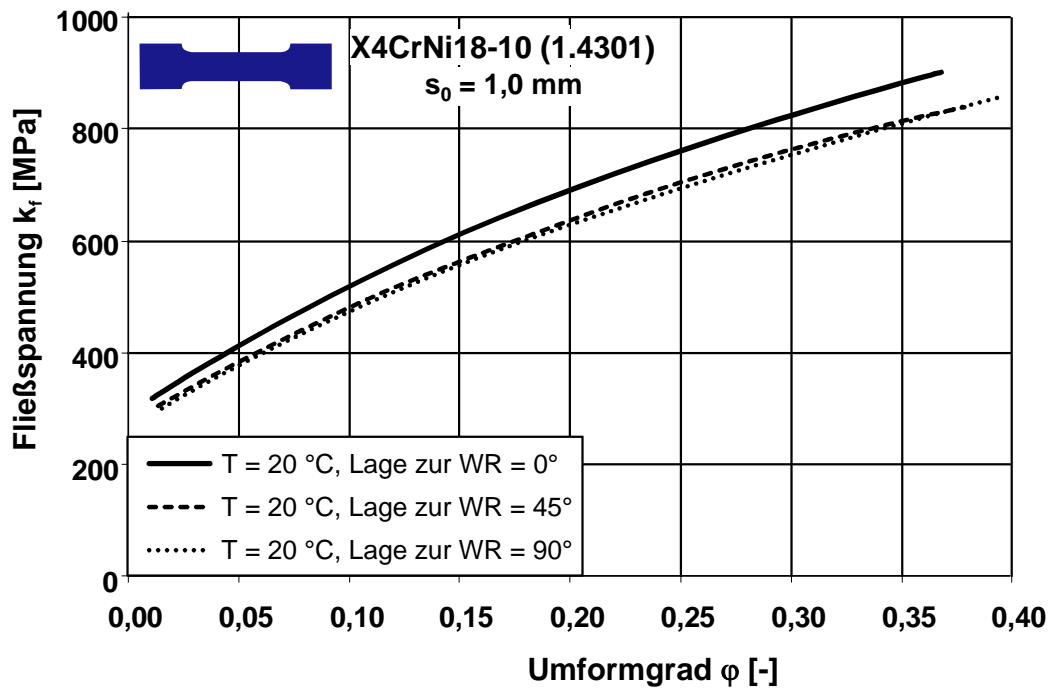


Bild 4-5: Fließkurven des hochlegierten Stahlwerkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung

Die Fließkurve des hochlegierten Stahlwerkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) zeigt nur einen kleinen Einfluss der Winkellage auf die Fließspannung und den Umformgrad ϕ . Die Gleichmaßdehnung A_g in 0° zur Walzrichtung ist relativ zu den Lagen 45° und 90° zur Walzrichtung etwas niedriger, wobei die Fließspannung jedoch etwas höhere Werte aufweist.

Der Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) zeigt auf die Ausbildung der Fließkurve eine deutliche Abhängigkeit von der Lage zur Walzrichtung im einachsigen Zugversuch (**Bild 4-6**).

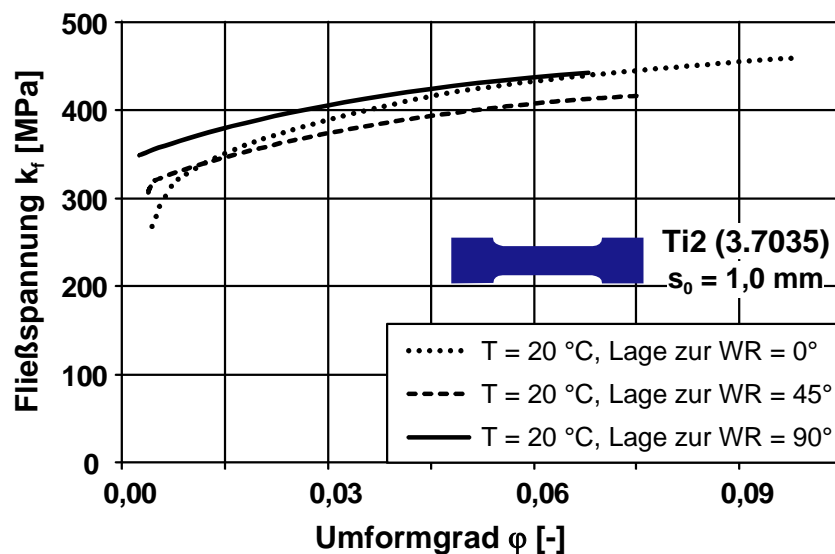


Bild 4-6: Fließkurven des Reintitanwerkstoffs Ti2 (3.7035) in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung

Sowohl die Steigung der Fließkurve (Verfestigungsverhalten) als auch die Gleichmaßdehnung A_g unterscheiden sich deutlich in Abhängigkeit der Lage zur Walzrichtung. So nimmt die Gleichmaßdehnung A_g bei 0° zur Walzrichtung mit etwa $A_g = 10\%$ bis auf $A_g = 7\%$ in 90° zur Walzrichtung ab. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ steigt demgegenüber mit zunehmender Lage zur Walzrichtung an. Es bestätigen sich die oben dargestellten Zusammenhänge.

4.2.3 Senkrechte Anisotropie der Versuchswerkstoffe

Die Ursache für die größere Richtungsabhängigkeit der Fließkurven des Blechwerkstoffs Reintitan Ti2 (3.7035) im Vergleich zum hochlegierten rostfreien Stahl X4CrNi18-10 (1.4301) ist durch die senkrechte Anisotropie r begründet. Um genaueren Aufschluss über die Winkelabhängigkeit der senkrechten Anisotropie r zu erhalten, wurden weitere einachsige Zugversuche nach EN 10130 in den Lagen 0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° sowie 90° durchgeführt. Auffälligkeiten und Tendenzen werden vergleichend aufgezeigt.

Wiederum wird zunächst der Edelstahlwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) betrachtet. Dafür ist in **Bild 4-7** die senkrechte Anisotropie r für unterschiedliche Lagen zur Walzrichtung gezeigt.

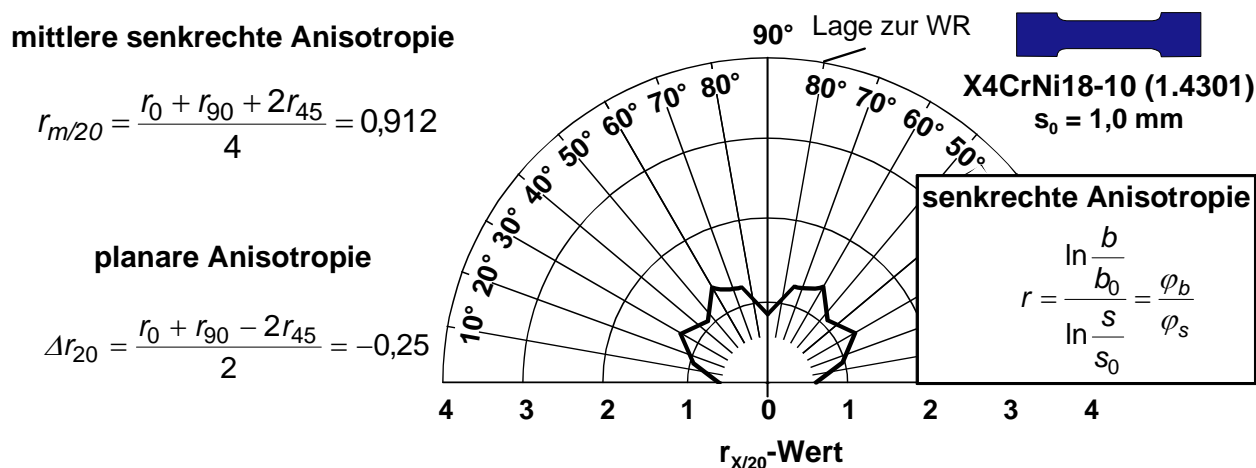


Bild 4-7: Senkrechte Anisotropie des Blechwerkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) in definierten Lagen zur Walzrichtung, Dehnung $\varepsilon = 20\%$

Gemessen an der mittleren senkrechten Anisotropie $r_{m/20}$, verhält sich der Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) annähernd isotrop. Auffällig sind die unter 30% und 60% auftretenden Maxima der senkrechten Anisotropie r . Diese sind vermutlich auf herstellungsbedingte Anisotropieerscheinungen (z.B. Textur, Kristallseigerung) zurückzuführen /REISS80/. Die mit $\Delta r_{20} = -0,25$ niedrige planare Anisotropie lässt nur eine kleine Zipfelbildung beim Einsatz dieses Werkstoffs im Tiefziehprozess erwarten.

Ein anderes Bild zeigt sich für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) (**Bild 4-8**).

mittlere senkrechte Anisotropie

$$r_{m/10} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} = 3,78$$

planare Anisotropie

$$\Delta r_{10} = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} = 0,49$$

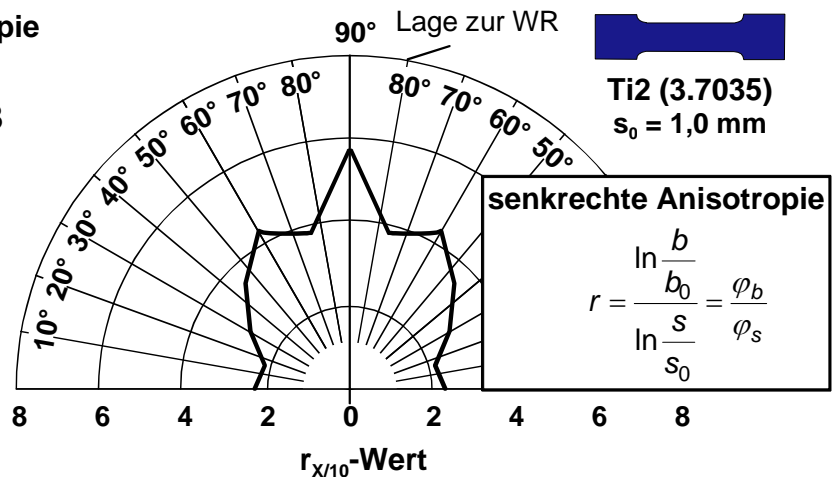


Bild 4-8: Senkrechte Anisotropie r des Blechwerkstoffs Ti2 (3.7035) in definierten Lagen zur Walzrichtung, Dehnung $\varepsilon = 10\%$

Zunächst ist die Bestimmung der senkrechten Anisotropie r auf Basis der EN 10130 schwierig, da dieser Werkstoff bzw. die Reintitanwerkstoffe generell nur eine kleine Gleichmaßdehnung A_g besitzen. Die Bestimmung der senkrechten Anisotropie r für nur einen Dehnungswert zeigt eine starke Anisotropie dieses Werkstoffs. Hier wurde der Dehnungswert $\varepsilon = 10\%$ für die Analyse herangezogen. Dafür wurden die Verläufe der senkrechten Anisotropie mit Hilfe des *Shah*-Modells über die Gleichmaßdehnung A_g hinaus extrapoliert. Mit zunehmendem Winkel zur Walzrichtung steigt die senkrechte Anisotropie r an. Bei einer Zugbelastung 90° zur Walzrichtung werden Maximalwerte von $r_{90/10} = 5,20$ beobachtet. Diese Ergebnisse weichen von denen in Tabelle 4-3 genannten Daten mit $r_{90/5} = 7,57$ ab.

Die Dehnung hat Einfluss auf die Größe der senkrechten Anisotropie r von Reintitanwerkstoffen. Für den Werkstoff Ti2 (3.7035) im Vergleich zum hochlegierten Stahlwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) sowie den Blechwerkstoff DC06 (1.0873) wird nachfolgend genauer auf den Dehnungseinfluss auf die senkrechten Anisotropie r eingegangen.

Einfluss der Dehnung auf die senkrechte Anisotropie r

Für konventionelle Tiefziehgüten wie z.B. den DC06 (1.0873) sowie den hochlegierten Stahlwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) ist die senkrechte Anisotropie r über der einachsigen Dehnung konstant (**Bild 4-9**). Ein anderes Verhalten zeigen Reintitanwerkstoffe.

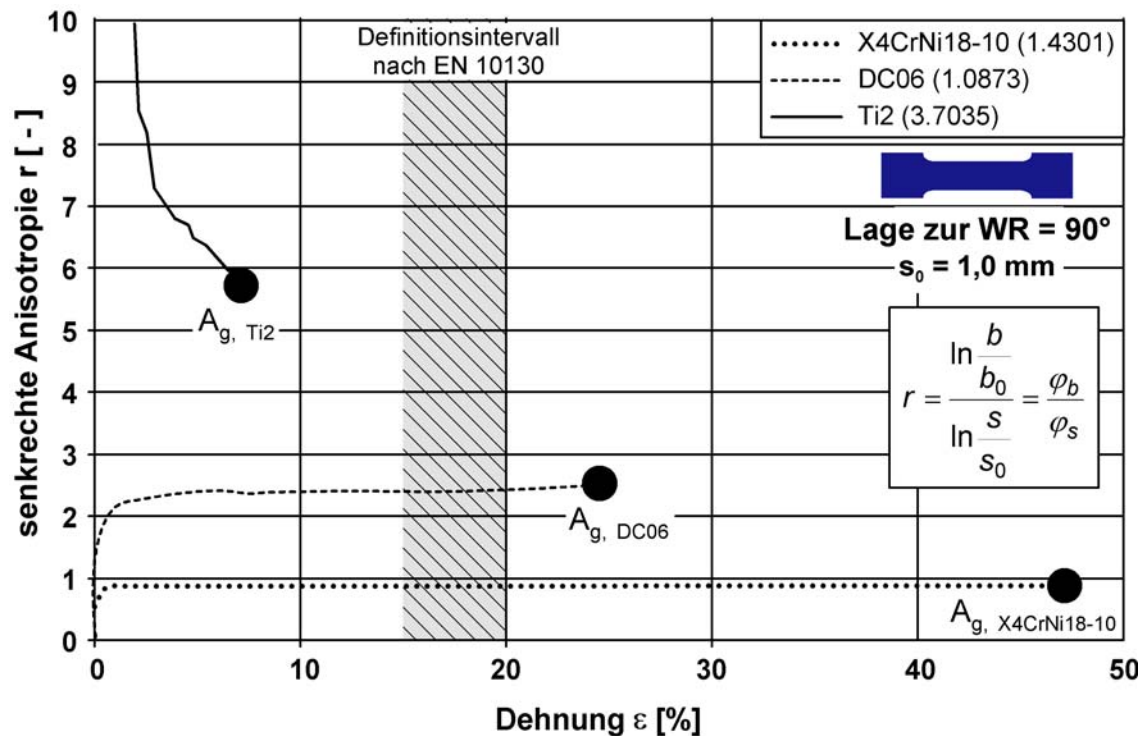


Bild 4-9: Senkrechte Anisotropie r in Abhängigkeit der Dehnung für unterschiedliche Blechwerkstoffe, 90° zur Walzrichtung

In Bild 4-9 ist der Definitionsbereich für die senkrechte Anisotropie r nach EN 10130 gezeigt sowie der angesprochene Sachverhalt am Beispiel der Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) dargestellt. Abweichend von den anderen Blechwerkstoffen, besitzt der Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) eine stark veränderliche senkrechte Anisotropie r über der Dehnung.

Hinzu kommt, dass die senkrechte Anisotropie r nur für homogene Dehnungswerte, d.h. bis zur Gleichmaßdehnung A_g nach Norm bestimmt werden kann. Je nach Lage der Walzrichtung ist dieses Verhalten unterschiedlich ausgeprägt. Die Dehnungsabhängigkeit der senkrechten Anisotropie r für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) in Abhängigkeit der unterschiedlichen Lagen zur Walzrichtung zeigt **Bild 4-10**.

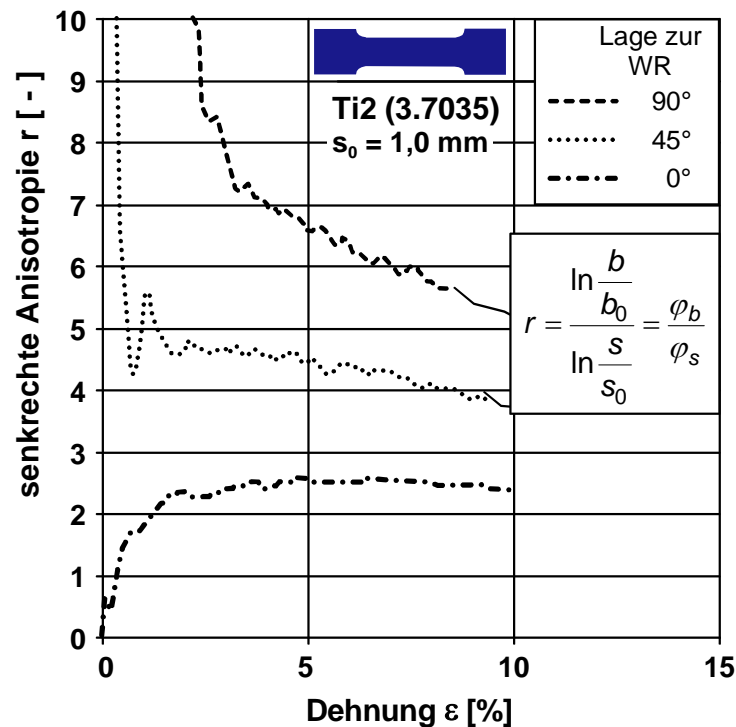


Bild 4-10: Senkrechte Anisotropie r über der Dehnung für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) in Abhängigkeit der Lage zur Walzrichtung

Bild 4-10 verdeutlicht die starke Dehnungsabhängigkeit der senkrechten Anisotropie r des Werkstoffs Ti2 (3.7035). Sie ist für die Lage 90° zur Walzrichtung am ausgeprägtesten und wird kontinuierlich kleiner. Für die Lagen 45° ($A_g = 8 \%$) und 90° ($A_g = 7 \%$) zur Walzrichtung wurde das *Shah*-Modell für eine Extrapolation verwendet. Der Einfluss der Umformtemperatur T auf die Ausbildung der senkrechten Anisotropie r ist in **Bild 4-11** dargestellt.

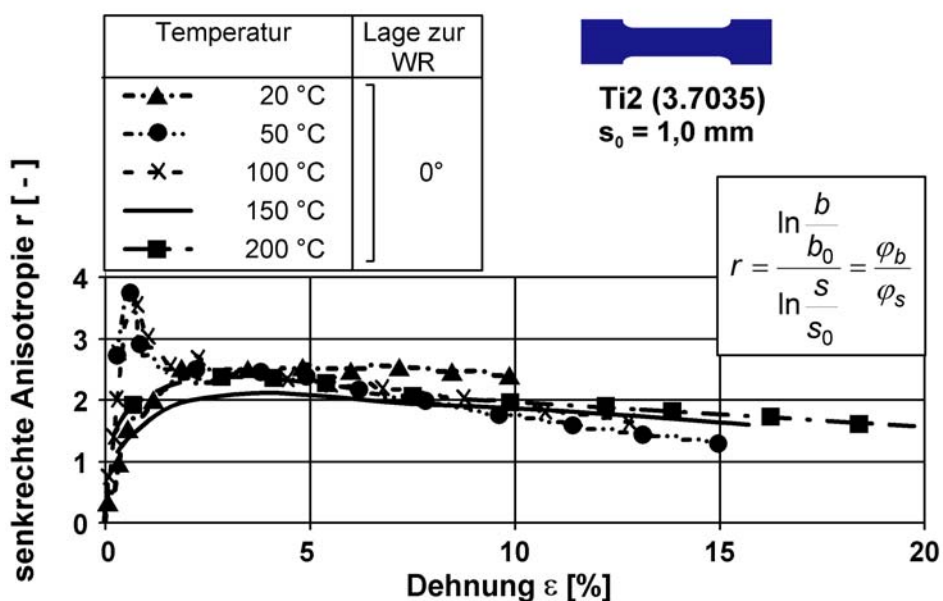


Bild 4-11: Senkrechte Anisotropie r über der Dehnung für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) in Abhängigkeit der Umformtemperatur T , 0° zur Walzrichtung

Ein Einfluss der Umformtemperatur T auf die Dehnungsabhängigkeit der senkrechten Anisotropie r , ist zwischen $T = 20\text{ °C}$ und $T = 50\text{ °C}$ festzustellen. Im Temperaturintervall $T = 50\text{ °C}$ bis $T = 200\text{ °C}$ ist der Temperatureinfluss gering.

Das Anisotropieverhalten des Werkstoffs Ti2 (3.7035), das als typisch für Reintitanwerkstoffe gilt, unterscheidet sich stark von dem herkömmlicher Tiefziehgüten sowie hochlegierten Stahlwerkstoffen. Im Rahmen der weiteren Untersuchungen mittels FE-Simulation werden Ansätze zur Berücksichtigung dieses Verhaltens vorgestellt und die Werte zur Beschreibung der Anisotropie variiert (Abschnitt 6).

4.2.4 Elastizitätsmodul E als Funktion einachsiger Dehnung

Zur Untersuchung des E-Moduls wurden am Institut für Anlagentechnik und Betriebsfestigkeit (IMAB) der Technischen Universität Clausthal an jeweils fünf unterschiedlich vorgedehnten Flachzugproben aus X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) dehnungskontrollierte Zug-Druck-Versuche durchgeführt.

Zur getrennten Ermittlung der E-Moduln aus den jeweiligen Zug- und Druckbereichen der Hysteresen wurden bei den ersten fünf Lastwechseln die Entlastungsspannungen separiert und durch Geraden linearisiert (vgl. Piktogramm in **Bild 4-12** und **Bild 4-13**). Der E-Modul wurde aus der ersten Ableitung der Geradengleichung berechnet.

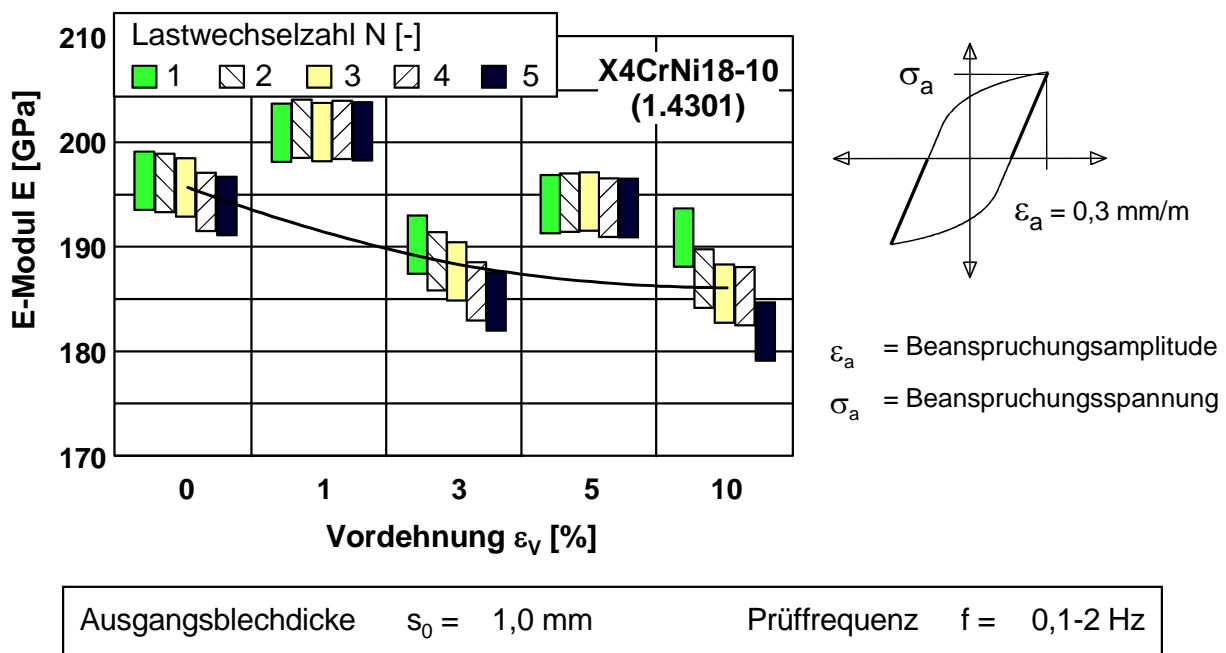


Bild 4-12: E-Modul des hochlegierten Stahlwerkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) in Abhängigkeit der Vordehnung ε_V und der Lastwechsel N ; gemittelt für den Zug- und Druckbereich

In Bild 4-12 ist der E-Modul des Werkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) in Abhängigkeit einachsiger Vordehnung ε_V als Funktion der durchlaufenen Lastwechsel N dargestellt. Insgesamt ist eine Reduzierung des E-Moduls mit zunehmender Vordehnung ε_V zu erken-

nen. Dieser Trend ist jedoch nur schwach ausgeprägt. In Abhängigkeit der Lastwechsel N ist kein eindeutiger Trend erkennbar.

Mit dem Werkstoff Ti2 (3.7035) wurden identische Versuchsreihen durchgeführt. In **Bild 4-13** ist der E-Modul des Werkstoffs Ti2 (3.7035) als Funktion einachsiger Vordehnung ε_V sowie der Anzahl durchlaufener Lastwechsel N dargestellt.

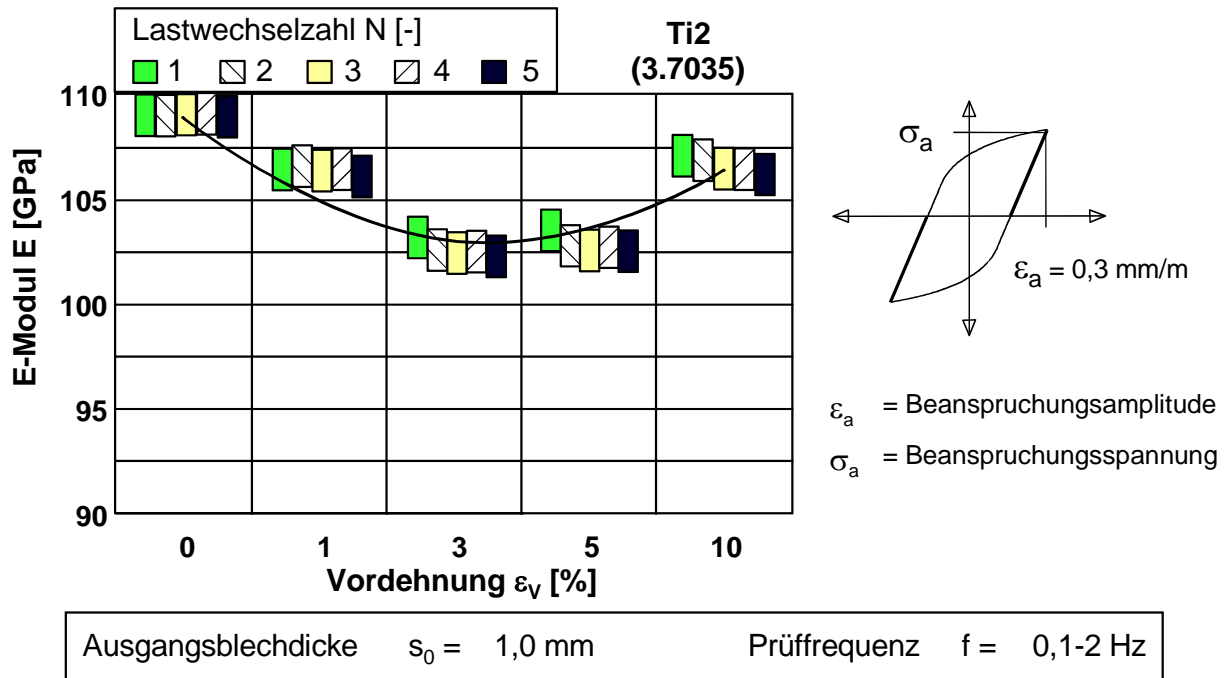


Bild 4-13: E-Modul des Reintitanwerkstoffs Ti2 (3.7035) in Abhängigkeit der Vordehnung ε und der Lastwechsel N ; gemittelt für den Zug- und Druckbereich

In Abhängigkeit der einachsigen Vordehnung ε_V findet ähnlich wie beim Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) eine Abnahme des E-Moduls statt. Bei der Vordehnung ε_V von 10 % ist jedoch eine Erhöhung des E-Moduls erkennbar. Der E-Modul in Abhängigkeit der Anzahl durchlaufener Lastwechsel N je Dehnungsstufe nimmt beim Werkstoff Ti2 (3.7035) nicht ab. /DOEG02-1/

4.3 Streck- und Tiefziehfähigkeit

Nach der Analyse der mechanischen Kennwerte unter einachsiger Beanspruchung werden im weiteren Verlauf mehrachsige Beanspruchungen betrachtet. Insbesondere werden dabei werkstoffspezifische Phänomene bzgl. des Tiefziehprozesses aufgezeigt. Weiterhin wird eine Korrelation zwischen einachsiger und mehrachsiger bestimmten Kennwerten durchgeführt. Neben verfahrensspezifischen Kenntnissen soll dadurch die Übertragbarkeit der Kennwerte aus dem Zugversuch auf den Tiefziehprozess überprüft werden.

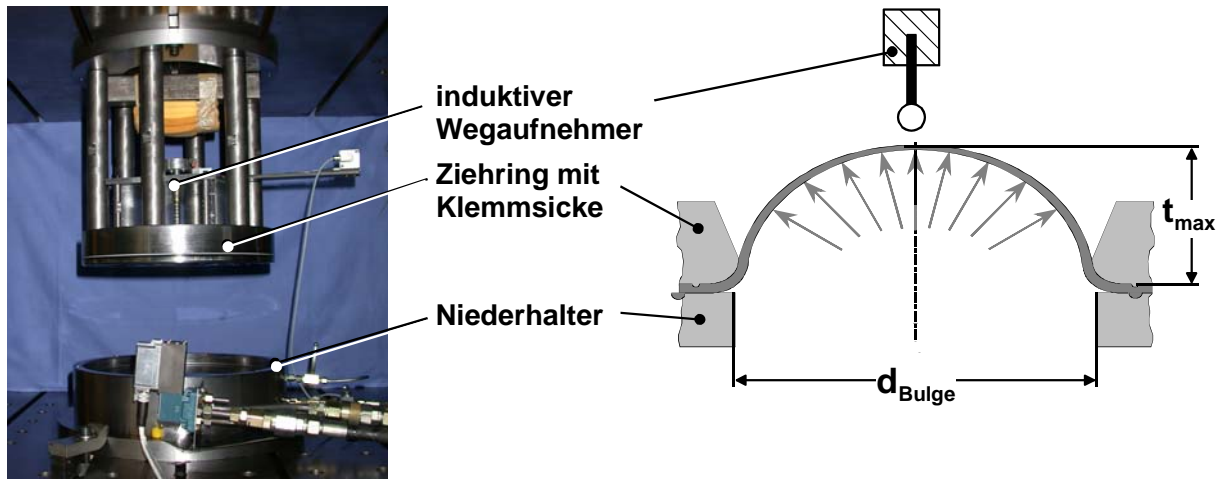
Hydraulische Tiefungsversuche mit einem Bulgedurchmesser von $d_{Bulge} = 200$ mm werden zur Beschreibung einer reinen Streckziehbeanspruchung eingesetzt. Mit einer kombinierten Prüfmethode, der Bestimmung des Grenzziehverhältnisses $\beta_{0, max}$ mit einem rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeug, wird die Tiefzieheignung der Blechwerkstoffe bewertet.

Für die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie den Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) werden weiterhin Grenzformänderungsdiagramme für drei Umformtemperaturen $T_1 = 20$ °C, $T_2 = 100$ °C sowie $T_3 = 200$ °C ermittelt, um den Einfluss der Umformtemperatur bei unterschiedlichen Beanspruchungsarten bewerten zu können.

4.3.1 Bewertung der Streckziehbarkeit

Für die reibungsfreie Streckziehbeanspruchung von Blechwerkstoffen hat sich der hydraulische Tiefungsversuch bewährt. Zur Reduzierung von Biegeeffekten auf das Prüfergebnis soll das Verhältnis $s_0/d_{Bulge} < 1/100$ gewählt werden. Daher wurde ein Bulgedurchmesser von $d_{Bulge} = 200$ mm eingesetzt /DOEG86/.

Im hydraulischen Tiefungsversuch wird eine am Rand fest eingespannte Ronde einseitig mit einem Öldruck beaufschlagt, um eine allseitige Streckziehbelastung einzuleiten. Es wird reibungsfrei ein zweiachsiger Spannungszustand in der Blechebene erzeugt. Im Versuch werden die Prozessgrößen Stempelkraft, d.h. der Öldruck sowie die Bulgetiefe des Blechwerkstoffs aufgenommen. Eine große maximale Bulgetiefe t_{max} weist auf gute Streckzieheigenschaften hin /HUCK92/. Der Versuchsaufbau mit den geometrischen Größen sowie den Prozesswerten sind im **Bild 4-14** dargestellt.



Quelle: Yun

Bild 4-14: Versuchsaufbau für den hydraulischen Tiefungsversuch, $d_{Bulge} = 200 \text{ mm}$

Mit diesem Versuchsaufbau wurden die Blechwerkstoffe bzgl. ihrer Streckziehnung miteinander verglichen. In **Bild 4-15** sind die Ergebnisse des hydraulischen Tiefungsversuchs von drei Stahlgüten sowie dem Reintitanwerkstoff T2 (3.7035) gegenübergestellt.

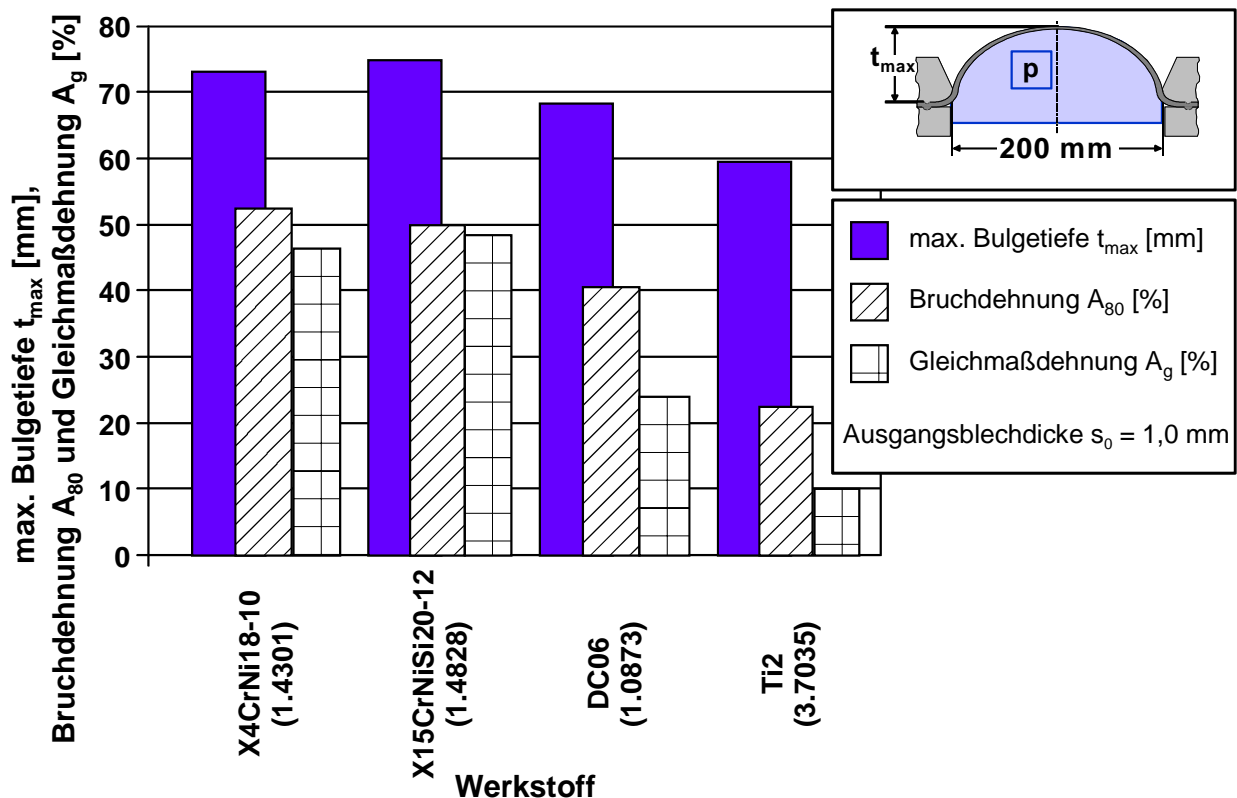


Bild 4-15: Ergebnisse der hydraulischen Tiefung gegenüber gestellt mit Dehnungswerten des einachsigen Zugversuchs für die Versuchswerkstoffe, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0 \text{ mm}$

Die rostfreien hochlegierten Stähle X4CrNi18-10 (1.4301) sowie X15CrNiSi20-12 (1.4828) besitzen das größte Streckziehvermögen, gefolgt vom Werkstoff DC06 (1.0873). Das kleinste jedoch unerwartet hohe Streckziehvermögen zeigt der Werkstoff Ti2 (3.7035). Die Gleichmaßdehnung A_g sowie die Bruchdehnung A_{80} sind für die Korrelation mit der maximalen Bulgetiefe t_{max} ebenfalls in Bild 4-15 eingetragen. So zeigen die Gleichmaßdehnungen A_g der hochlegierten Stähle eine sehr gute Korrelation zu den maximalen Bulgetiefen t_{max} des hydraulischen Tiefungsversuchs. Bei Werkstoffen mit einer großen Einschnürdehnung scheint jedoch die Vorhersage auf Basis der Bruchdehnung zutreffender zu sein. Die Werkstoffe DC06 (1.0873) mit einem Verhältnis von Bruchdehnung A_{80} zu Gleichmaßdehnung A_g von 1,71 sowie Ti2 (3.7035) mit einem Verhältnis von Bruchdehnung A_{80} zu Gleichmaßdehnung A_g von 3,29 lassen dies aus der Gegenüberstellung erkennen. Phänomenologisch kann die unvorhergesehen gute Streckziehfähigkeit des Werkstoffs Ti2 (3.7035) mit der Anisotropie bei der kristallographischen Deformation begründet werden. Roberts et al. beobachteten bei Streckziehbeanspruchungen deutlich mehr Verformungszwillinge als bei einachsiger Umformung /ROBE84/. Diese Verformungszwillinge erhöhen die Umformbarkeit bei Streckziehbeanspruchung von Reintitanwerkstoffen.

Die als Versagensgrenze aus dem Zugversuch definierte Gleichmaßdehnung A_g ist auf Basis der dargestellten Ergebnisse insbesondere bei Werkstoffen mit großer Einschnürdehnung nicht auf mehrachsige Beanspruchungen zu übertragen. Der Bereich der Einschnürdehnung stellt für diese Werkstoffe bei Streckziehbeanspruchung eine Umformreserve dar. Die große Einschnürdehnung im einachsigen Zugversuch weist auf ein gutes Umformvermögen bei mehrachsiger Umformung hin.

4.3.2 Bewertung der Tiefziehbarkeit

Die Beurteilung der Tiefziehbarkeit der untersuchten Blechwerkstoffe wurde mit einem rotationssymmetrischen Tiefziehwerkzeug realisiert (**Bild 4-16**). Dafür wurde das Ziehverhältnis β_0 für jeden Werkstoff in Tiefziehversuchen stufenweise erhöht und die Niederhalterkraft so eingestellt, dass keine Faltenbildung auftrat. Der noch gerade versagensfrei tiefziehbare Rondendurchmesser wurde zur Ermittlung des Grenzziehverhältnisses $\beta_{0,max}$ genutzt.

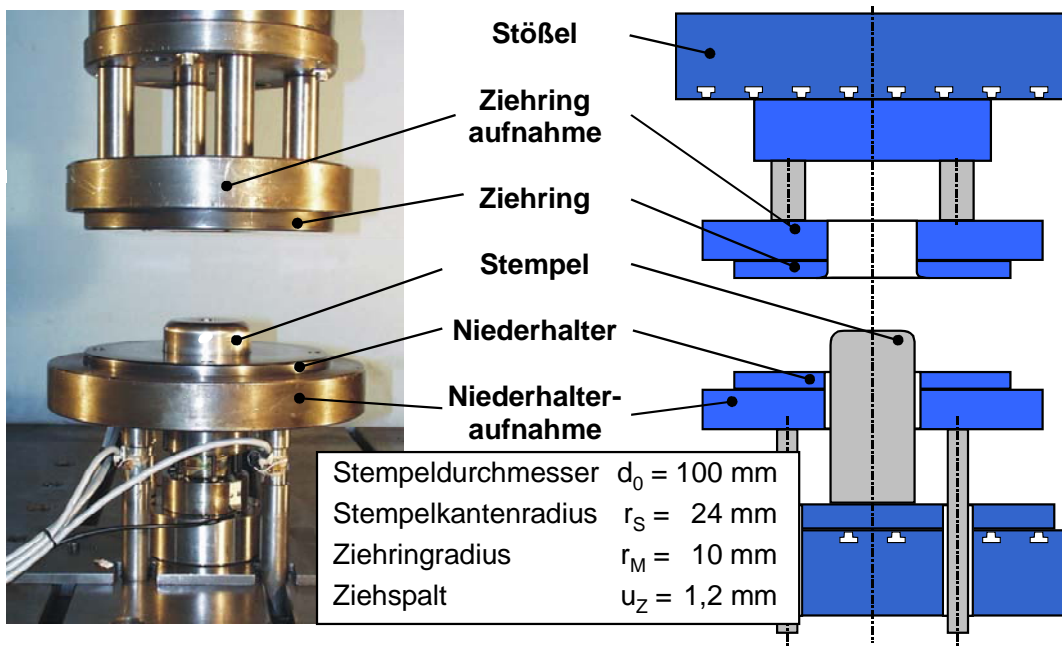


Bild 4-16: Werkzeugsystem zur Bestimmung des Grenzziehverhältnisses $\beta_{0,max}$ mit geometrischen Daten der Werkzeugaktivelemente

In **Bild 4-17** ist das Ergebnis der Untersuchungen zusammenfassend dargestellt.

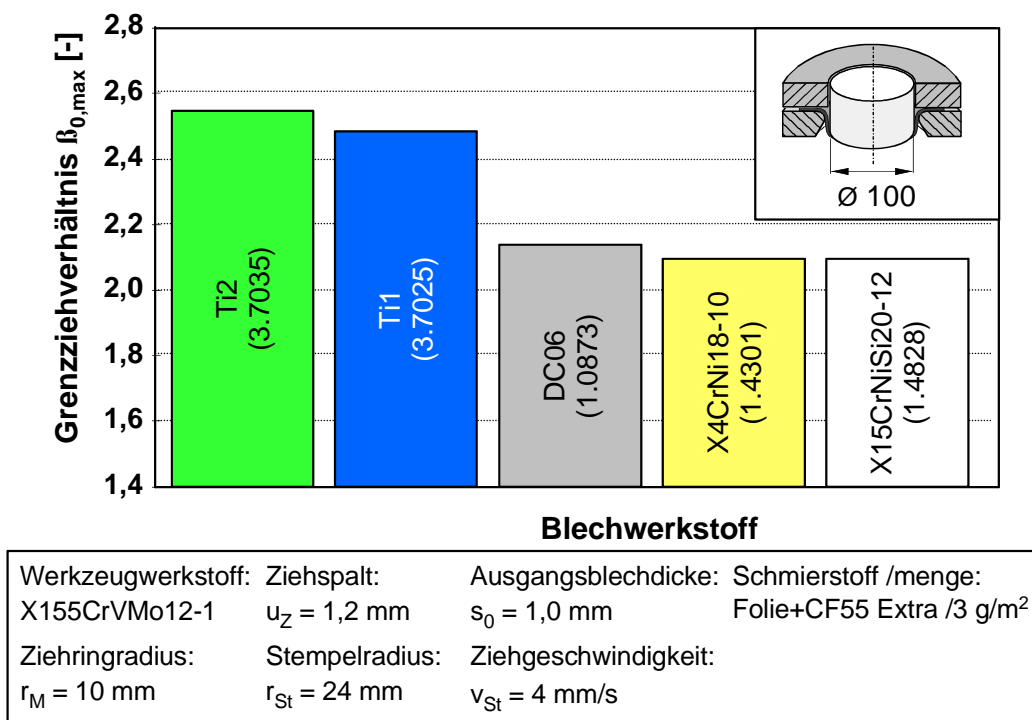


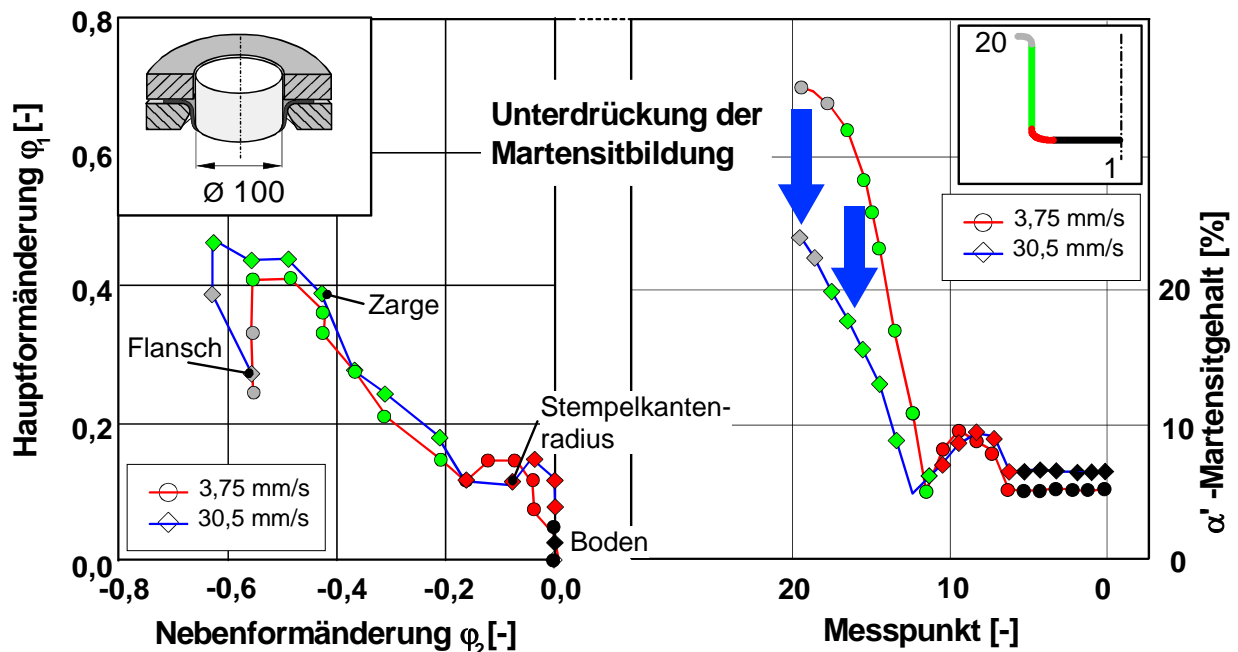
Bild 4-17: Grenzziehverhältnisse $\beta_{0,max}$ der untersuchten Blechwerkstoffe, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Die zwei Reintitangüten besitzen eine bessere Tiefzieheignung als die hier betrachteten Stahlwerkstoffe. Das größte Grenzziehverhältnis $\beta_{0,max}$ hat der Werkstoff Ti2 (3.7035)

mit $\beta_{0,max} = 2,55$. Die Stahlwerkstoffe liegen alle auf einem deutlich niedrigeren Niveau, mit Grenzziehverhältnissen $\beta_{0,max}$ um 2,1.

Bei der Durchführung der Versuchsreihen konnten zwei Phänomene beobachtet werden: Zum einen reagiert der Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) sensibel auf die Umformgeschwindigkeit, zum anderen ist die bei Reintitanwerkstoffen auftretende Versagensart unterschiedlich zu der von Stahlwerkstoffen. Die Rissinitiierung beginnt nicht im primär rissgefährdeten Bereich am Stempelkantenauslauf, sondern wird u.U. im Flanschbereich ausgelöst (**Bild 4-19**). Zur Differenzierung der Beobachtungen wurden weitere Versuchsreihen mit den Werkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301) (**Bild 4-18**) sowie Ti2 (3.7035) durchgeführt.

Mit dem Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) wurden Tiefziehversuche unter konstanten Versuchsbedingungen mit Variation der Stempelgeschwindigkeit durchgeführt. In Bild 4-18 sind die Verläufe des Umformgrades sowie des Martensitgehaltes an einem Bauteil dargestellt, wobei eine Stempelgeschwindigkeit von $v = 3,75$ mm/s und eine Stempelgeschwindigkeit von $v = 30,5$ mm/s realisiert wurden ist.



Werkzeugwerkstoff:	Stempelkantenradius:	Ziehspalt:	Ausgangsblechdicke:
X155CrVMo12-1	$r_{St} = 12,5$ mm	$u_z = 1,2$ mm	$s_0 = 1,0$ mm
Ziehringradius:	Ziehtiefe:	Ziehverhältnis:	Flächenpressung:
$r_M = 6$ mm	$h = 70$ mm	$\beta_0 = 2,0$	$p_{N0} = 2$ MPa
Schmierstoff /menge:			
Folie+CF55 Extra /3 g/m ²			

Bild 4-18: Reduzierung der Martensitbildung des metastabilen austenitischen Edelstahl X4CrNi18-10 (1.4301) durch Eigenerwärmung als Folge erhöhter Umformgeschwindigkeit

Auf der linken Seite der Darstellung sind die Umformgrade am Ziehteil in den Bereichen Ziehteilboden, -zarge und -flansch für die beiden Stempelgeschwindigkeiten aufgetragen.

An beiden Ziehtteilen haben sich trotz unterschiedlicher Ziehgeschwindigkeit sehr ähnliche Umformgrade eingestellt. Die rechte Seite in Bild 4-18 zeigt den Einfluss der Erwärmung auf Grund der Dissipation am Ziehteil. Durch die Erhöhung der Stempelgeschwindigkeit stieg die Dissipation und die Martensitbildung im Bereich der Ziehteilzarge und des Ziehteilflansches wurde unterdrückt. Dadurch wird die Verfestigung im Flanschbereich reduziert, so dass ein Nachfließen des Werkstoffs begünstigt ist. Der beschriebene Mechanismus resultiert in einer Erhöhung des realisierbaren Grenzziehverhältnisses $\beta_{0,max}/DOEG00/$.

Weiterhin wurden Tiefziehversuche mit dem Werkstoff Ti2 (3.7035) zur Analyse des Versagensverhaltens von Reintitanwerkstoffen durchgeführt. Dabei wurde folgende Versagensart beobachtet:

Zipfelbildung: Bei großen Ziehverhältnissen ($\beta_0 \geq 2,4$) bilden sich während des Tiefziehens stark ausgeprägte Zipfel in 45° zur Walzrichtung im Flanschbereich aus. Diese resultieren aus der planaren Anisotropie Δr dieses Werkstoffs.

Unstetigkeit: Bei einer weiteren Erhöhung der Ziehtiefe oder des Ziehverhältnisses wird die Zipfelbildung noch verstärkt, wobei sich in den Schnittbereichen der Zipfel Materialaufstauchungen einstellen. Am Auslauf der Zipfel entstehen Unstetigkeitsstellen.

Rissbildung: Am Ende der beschriebenen Entwicklung entsteht ein Riss diagonal im Flansch mit Startort „Unstetigkeitsstelle“. Diese Rissbildung findet früher statt als ein Bodenversagen am Stempelkantenauslauf.

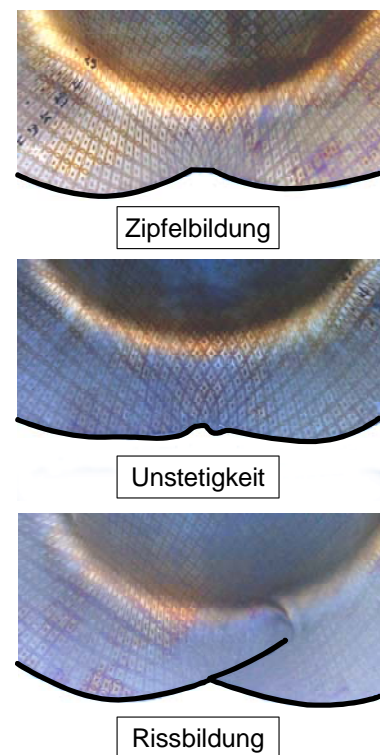


Bild 4-19: Rissinitiierung im Flanschbereich von Reintitanlegierung, Ti2 (3.7035)

Die Rissinitiierung resultiert aus der Überlagerung tangentialer Druckspannungen, wie sie nur bei anisotropen Werkstoffen im Tiefziehprozess auftreten können. In **Bild 4-20** sind die Spannungen im Flanschbereich eines rotationssymmetrischen Tiefziehteils für isotropes und anisotropes Werkstoffverhalten dargestellt. Die Normalspannung σ_n wurde vernachlässigt.

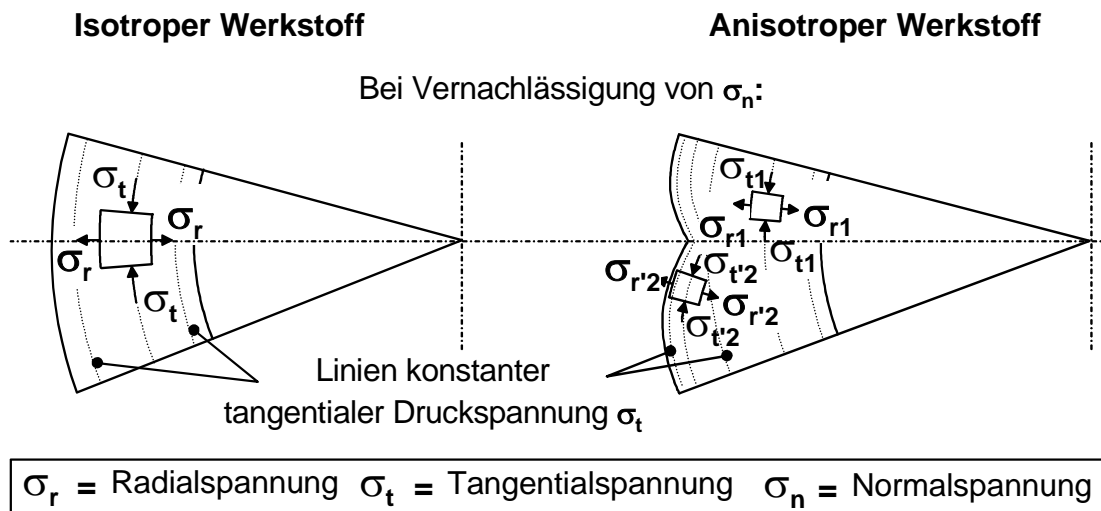


Bild 4-20: Spannungen im Flanscbereich eines rotationssymmetrischen Tiefziehteils für isotropes und anisotropes Werkstoffverhalten

Bei isotropen Werkstoffen ist die Lage der Radial- und Tangentialspannungen entsprechend ihrer Namensbezeichnung. Tritt in Folge von anisotropem Werkstoffverhalten Zipfelbildung auf, so verändert sich in den Zipfeln die Lage der Spannungen. In **Bild 4-21** sind die geometrisch angepassten (Tangential-)spannungen im Schnittpunkt zweier Zipfel am Volumenelement im Flansch unter Vernachlässigung der Radial- und Normalspannungen dargestellt.

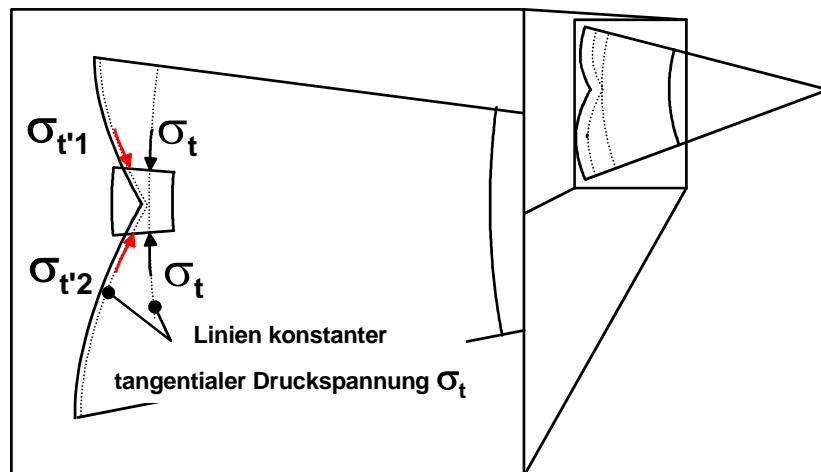


Bild 4-21: Überlagerung tangentialer Druckspannungen im Schnittpunkt sich schneidender Zipfel bei anisotropen Werkstoffen

Die tangentialen Druckspannungen in den Zipfeln $\sigma_{t'1}$ und $\sigma_{t'2}$ können im Schnittpunkt der Zipfel nicht aufgenommen werden bzw. diese Spannungen sind nicht im Gleichgewicht. Nach Überschreiten einer werkstoffspezifischen kritischen tangentialen Druckspannung im Schnittpunkt, tritt Werkstoffversagen durch Rissbildung auf. Die in Bild 4-19 im Auslauf des Risses sichtbare Falte bestätigt den dargestellten Sachverhalt.

Weitere Untersuchungen mit dem quasi-isotropen Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) betätigen den dargestellten Zusammenhang (**Bild 4-22**).

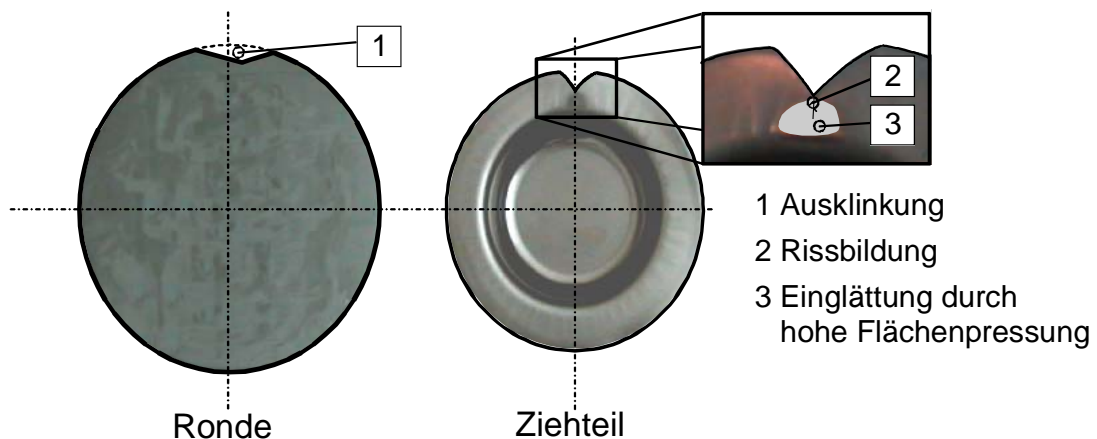


Bild 4-22: Überlagerung tangentialer Druckspannungen im Schnittpunkt sich schneidender Zipfel bei einer präparierten Ronde, quasi-isotroper Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301)

Die Ronde wurde vor dem Tiefziehprozess mit einer Ausklüftung (1) versehen, um eine Zipfelbildung nachzubilden. Am Ziehteil lässt sich im Schnittpunkt der nachgebildeten Zipfel eine Rissbildung (2) beobachten. Weiterhin ist im Bereich der Rissbildung eine deutliche Einglättung (3) ausgelöst durch hohe vorliegende Flächenpressungen sichtbar.

Neben der Tiefziehbarkeit von Blechwerkstoffen sind die Grenzen von Streckziehbeanspruchungen für den Tiefziehprozess von großer Bedeutung. Die vorliegende Umformtemperatur beeinflusst das Umformverhalten der eingesetzten Blechwerkstoffe. Im nachfolgenden Abschnitt wird daher der Einfluss der Umformtemperatur auf die Umformgrenzen bei unterschiedlichen Beanspruchungen dargestellt.

4.3.3 Bestimmung temperaturabhängiger Umformgrenzen

Einer der Haupteinflussgrößen auf den Umformprozess ist die Umformtemperatur. Je nach Werkstoffmikrostruktur führt eine Temperierung zu unterschiedlichen Effekten. Die Wirkung der Umformtemperatur auf den Titanwerkstoff Ti2 (3.7035) soll vergleichend mit dem Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) gegenübergestellt werden.

Die Temperierung des Flanschbereiches bei gleichzeitiger Kühlung des Stempels, beim Tiefziehen von metastabilen austenitischen Stählen, erhöht signifikant das Grenzziehverhältnis $\beta_{0,max}$ (vgl. Abschnitt 2). Die verbesserte Umformbarkeit lässt sich durch die Unterdrückung der Martensitbildung und damit einhergehender reduzierter Verfestigung im Flanschbereich erklären. Der Einfluss der Umformtemperatur ($T = 20\text{ °C}$, $T = 50\text{ °C}$, $T = 100\text{ °C}$, $T = 150\text{ °C}$ sowie $T = 200\text{ °C}$) auf den Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) ist in **Bild 4-23** basierend auf Zugversuchen nach EN 10130 dargestellt.

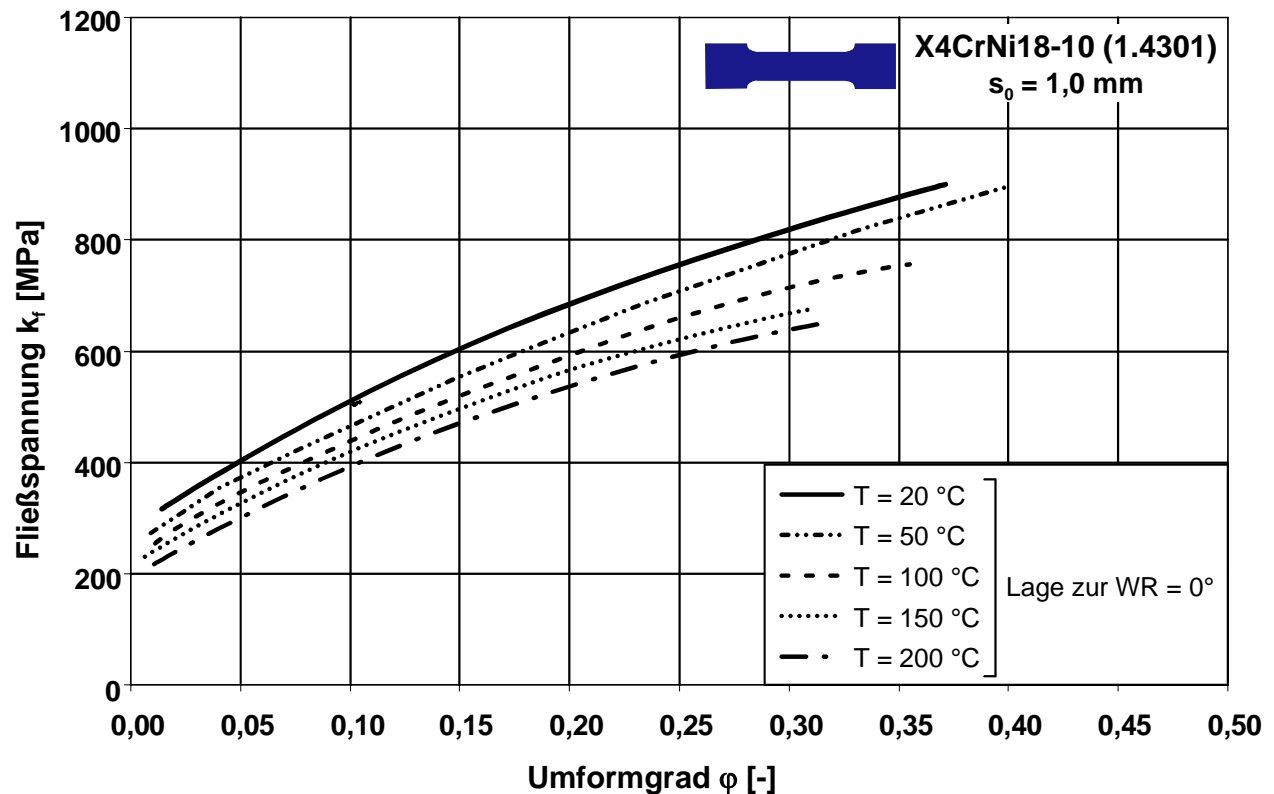


Bild 4-23: Einfluss der Umformtemperatur auf die Fließkurve des hochlegierten Stahlwerkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301), 0° zur Walzrichtung

Mit zunehmender Umformtemperatur ist ein Abflachen, d.h. eine reduzierte Verfestigung, des Blechwerkstoffs zu erkennen. Weiterhin nimmt mit zunehmender Umformtemperatur das Dehnungsvermögen ab. Eine Ausnahme bildet die Umformtemperatur $T = 50 \text{ °C}$. Hier tritt die Martensitbildung unmittelbar vor der Einschnürung auf, wodurch das Dehnungsvermögen deutlich verbessert wird.

Zum Vergleich soll nun der Werkstoff Reintitan Ti2 (3.7035) in Hinblick auf den Einfluss der Umformtemperatur analysiert werden (**Bild 4-24**).

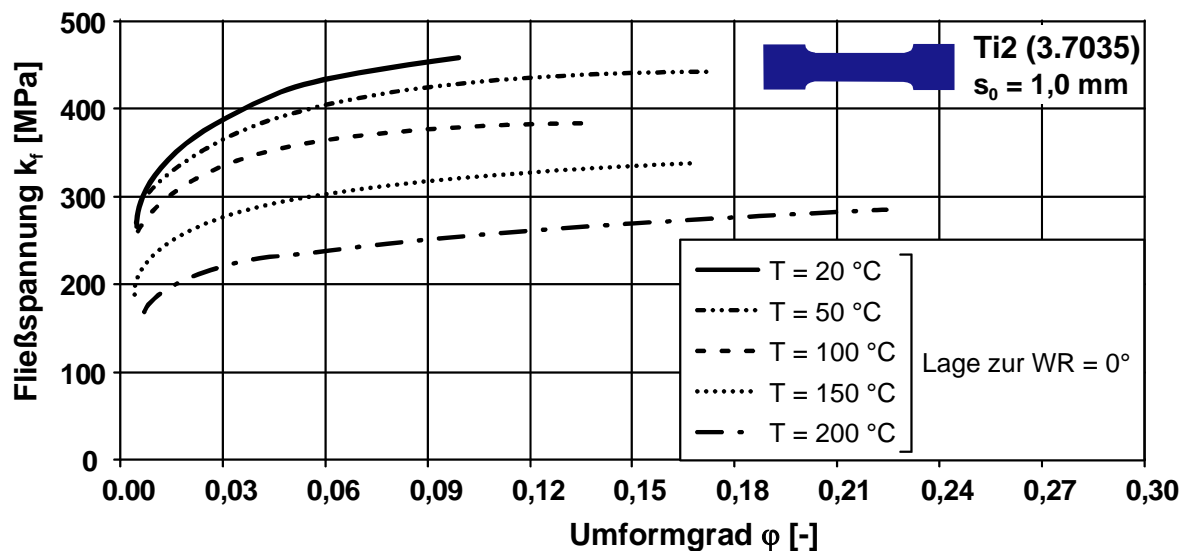


Bild 4-24: Einfluss der Umformtemperatur auf die Fließkurve des Reintitanwerkstoffs Ti2 (3.7035), 0° zur Walzrichtung

Auch hier zeigt sich eine Reduzierung der Fließspannung mit zunehmender Umformtemperatur T . Eine Ausnahme stellt die Umformtemperatur von $T = 100\text{ °C}$ dar, bei dieser Temperatur ist die Gleichmaßdehnung A_g auf Grund von auftretender Entfestigung niedrig. Dieses Verhalten konnte auch bei anderen Reintitanwerkstoffchargen beobachtet werden. Ursache ist vermutlich eine begünstigte Zwillingsbildung bei dieser Temperatur. Ab einer Umformtemperatur von $T = 100\text{ °C}$ ist eine signifikante Erhöhung des Umformvermögens festzustellen.

Die bisherigen Untersuchungen zur Bewertung des Umformverhaltens konzentrierten sich auf das Verhalten der temperierten Blechwerkstoffe unter einachsiger Beanspruchung. Für unterschiedliche mehrachsige Beanspruchungen bei temperierter Umformung bietet sich die Aufnahme von Grenzformänderungsdiagrammen an.

Die Bestimmung temperaturabhängiger Umformgrenzen wurde daher für die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) mittels Aufnahme von Grenzformänderungsdiagrammen durchgeführt. Durch diese Untersuchungen können für Tief- und Streckziehbeanspruchungen sowie der ebenen Dehnung differenzierte Aussagen zum Werkstoffverhalten gemacht werden. Die Umformtemperatur wurde durch Temperierung des eingesetzten Werkzeugsystems, speziell des Stempels, realisiert. Bei Umformtemperaturen von $T_1 = 20\text{ °C}$, $T_2 = 100\text{ °C}$ sowie $T_3 = 200\text{ °C}$ wurden die beiden Werkstoffe in Hinblick auf die sich einstellenden Umformgrenzen miteinander verglichen. Die Richtung des Hauptumformgrades ϕ_1 lag dabei jeweils 90° zur Walzrichtung. Die Grenzformänderungskurve kann für Tiefziehprozesse nach der Methode von Nakazima bestimmt werden. Dafür wurden sieben unterschiedliche Werkstoffzuschnitte mit einem Halbkugelstempel mit einem Durchmesser von $d_0 = 100\text{ mm}$ stretchgezogen bis Materialversagen durch Beginn der Einschnürung oder unmittelbares Werkstoffversagen auftrat. Für reines Streckziehen wird eine komplette Ronde eingesetzt, diese wird, je weiter die Tiefziehbeanspruchung erfasst werden soll, in Stufen tailliert (**Bild 4-25**). Die Höhe der Niederhal-

terkraft F_N sowie die Geometrie des Niederhalters verhindern das Nachfließen des Werkstoffs, so dass reines Streckziehen vorliegt. /GOOD68/

Die Werkstoffzuschnitte wurden mit einem Raster versehen, damit die Haupt- und Nebenformänderungen gemessen werden können. Es wurde ein Erichsen-Kreistraster mit einem Durchmesser von $d = 5$ mm verwendet. /KEEL68/

Zunächst sollen die Grenzformänderungen der Werkstoffe vergleichend gegenüber gestellt werden. Dafür sind in Bild 4-25 die Grenzformänderungskurven für Raumtemperatur $T = 20$ °C der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) dargestellt.

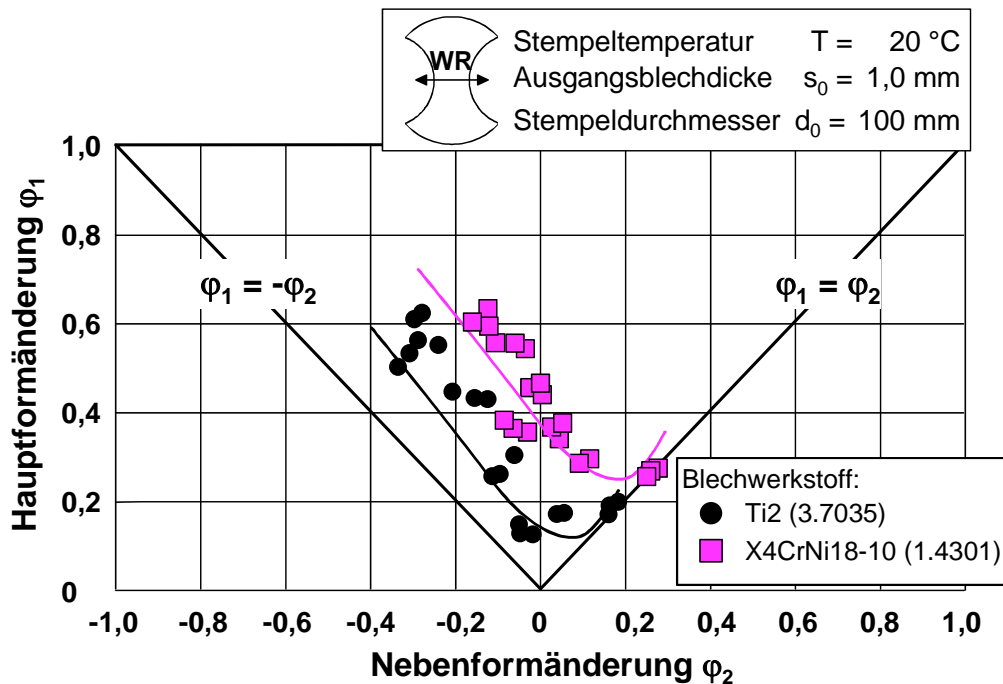


Bild 4-25 Vergleich der Grenzformänderungskurven der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7025) bei Raumtemperatur $T = 20$ °C, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Der Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) besitzt erwartungsgemäß ein besseres Umformvermögen, d.h. die höheren Umformgrenzen. Auffällig ist die Verschiebung des Minimums der Grenzformänderungskurve, das nicht bei ebener Dehnung vorliegt, sondern zu höheren Nebenformänderungen φ_2 verschoben ist. Diese Verschiebung resultiert aus einer bevorzugten Martensitbildung unter Streckziehbeanspruchung. Eine Erklärung dieser Beobachtung wird im Zusammenhang mit **Bild 4-26** gegeben. Die Grenzformänderungskurve des Reintitanwerkstoffs Ti2 (3.7025) ist gegenüber dem Edelstahlwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) erheblich zu kleineren Hauptformänderungen φ_1 verschoben. Weiterhin sind die Umformgrenzen im Streckziehbereich eingeschränkt. Der Einfluss der Umformtemperatur T soll für jeden Werkstoff unabhängig voneinander beschrieben werden. In Bild 4-26 sind dafür die Grenzformänderungskurven für den Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) in Abhängigkeit der Umformtemperatur T dargestellt.

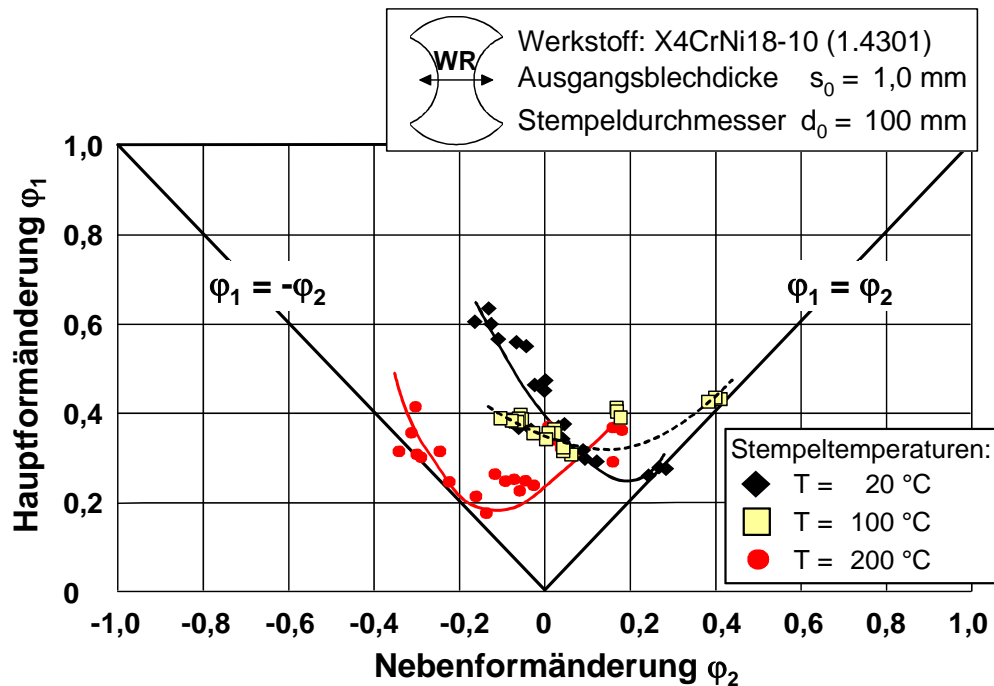


Bild 4-26: Einfluss der Umformtemperatur auf die Grenzformänderungen des Werkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Mit steigender Umformtemperatur T ist eine Verschiebung der Grenzformänderungskurve in den Bereich negativer Nebenformänderungen φ_2 bei gleichzeitiger Reduzierung der Hauptumformgrade φ_1 zu beobachten. Diese Reduzierung liegt bei ebener Dehnung ($\varphi_1 = \varphi_2$) sowie Zug-Druck Umformgraden ($\varphi_2 \leq 0$) vor. Weiterhin werden nur kleinere maximale Nebenformänderungen φ_2 erreicht. Auffällig ist die gute Steckziehfähigkeit bei der Stempeltemperatur von $T = 100$ °C. Diese ist durch eine Martensitbildung unmittelbar vor dem Werkstoffversagen begründet. Messungen zum Nachweis des kubisch-raumzentrierten (krz) α' -Martensit (**Tabelle 4-6**) belegen diesen Effekt.

Tabelle 4-6: Gemessener α' -Martensitgehalt im Bereich maximaler Formänderung an den Grenzformänderungsproben

Probengeometrie	Probe Nr. 1 ^{*)}	Probe Nr. 2 ^{*)}	Probe Nr. 3 ^{*)}	Mittelwert
1	4,26	4,25	4,26	4,26
2	4,78	4,80	4,76	4,78
3 - 7	-	-	-	-

^{*)} Mittelwert von drei Messungen

Probengeometrie 1 und Probengeometrie 2 weisen Martensitgehalte um 5 % auf. Bei den übrigen Probengeometrien lag der Martensitgehalt unterhalb der Nachweisgrenze von ca. 3 %. Dieses zeigt, dass unter Streckziehbeanspruchung die Martensitbildung bevorzugt auftritt, da auch die Probengeometrie 7 bis zu einer Hauptformänderung $\varphi_1 \approx 0,4$ plastisch umgeformt wurde. Die an untemperiert umgeformten Proben durchgeführten Mes-

sungen, haben ebenfalls für die Probengeometrie 1 die höchsten Martensitgehalte ergeben. Bild 4-26 zeigt, dass mit den Probengeometrien 1 und 2 weiterhin die höchsten Hauptformänderungen φ_1 realisiert wurden. Bei der grafischen Darstellung der Grenzformänderungskurve resultiert somit eine Verschiebung des Scheitelpunktes in Richtung positiver Nebenformänderungen φ_2 . Bezogen auf den Streckziehvorgang in der Kuppe der Probengeometrien bedeutet die Martensitbildung Folgendes: Das Streckziehvermögen fällt dann groß aus, wenn die Martensitbildung zum richtigen Zeitpunkt einsetzt, d.h. kurz vor der Einschnürung.

Nachfolgend soll der Einfluss der Umformtemperatur auf die Grenzformänderungskurven vom Werkstoff Ti2 (3.7035) ebenfalls bei den Umformtemperaturen von $T_1 = 20\text{ °C}$, $T_2 = 100\text{ °C}$ sowie $T_3 = 200\text{ °C}$ dargestellt und diskutiert werden (**Bild 4-27**).

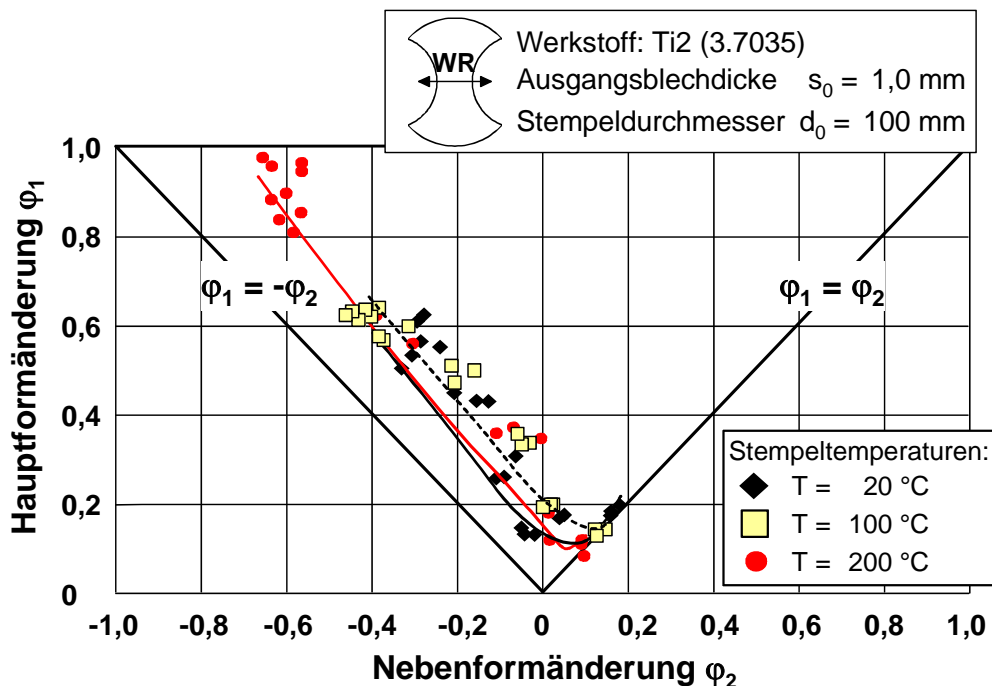


Bild 4-27: Einfluss der Umformtemperatur auf die Grenzformänderungen des Werkstoffs Ti2 (3.7035), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0\text{ mm}$

Die Erhöhung der Umformtemperatur führt zu deutlich höheren Umformgraden im Bereich der Zug-Druck Beanspruchung. Auffällig ist die sehr geringe Streckziehbarkeit des Werkstoffs Ti2 (3.7035) bei Erhöhung der Umformtemperatur. In Folge der Streckziehbeanspruchung sind bei den temperierten Werkstoffproben unmittelbar Risse aufgetreten. Temperaturabhängige kristallographische Verformungsmechanismen begründen dieses Phänomen. Metallographische Untersuchungen von *Roberts et al.* in diesem Zusammenhang haben nachgewiesen, dass die Anzahl von Verformungszwillingen mit steigender Temperatur sinken. Weiterhin ist für Streckziehbeanspruchungen die Zwillingsbildung eines der Hauptverformungsmechanismen von Reintitanwerkstoffen. Das Streckziehvermögen wird daher durch den Temperatureinfluss drastisch verringert.

Eine Temperierung ist für beide dargestellte Blechwerkstoffe nur im Flanschbereich sinnvoll. Das für den Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) ermittelte Grenzziehverhältnis mit $\beta_{0,max} = 2,55$ weist auf eine sehr gute Tiefziehbarkeit dieses Werkstoffs hin. Daher sollte auf Grund des aufwendigeren Werkzeugaufbaus sowie der tribologischen Randbedingungen (Schmierstoffauswahl) für temperierte Prozesse, die Umformung von Reintitanwerkstoffen untertemperiert erfolgen.

5 Untersuchungen zum tribologischen Verhalten

5.1 Topographie der eingesetzten Blechwerkstoffe

Die Oberflächentopographie ist eine wesentliche Einflussgröße auf das Tribologische-System der Blechwerkstoffe mit dem Umformwerkzeug. So bestimmt die Oberfläche des Blechwerkstoffs die Schmierstoffhaftung und die Ausbildung der Kontaktzone maßgeblich.

Zur Bewertung der Oberflächenrauigkeit der untersuchten Blechwerkstoffe wurden die Rauigkeitskenngrößen R_{max} (maximale Rauhtiefe) sowie R_a (arithmetischer Mittenrauhwert) zunächst im Anlieferungszustand gemäß /DIN 4768/ bestimmt und miteinander verglichen (**Bild 5-1**). Der arithmetische Mittenrauhwert R_a erlaubt die Abschätzung der für die Schmierung notwendigen Schmierstoffmenge (Schichtdicke).

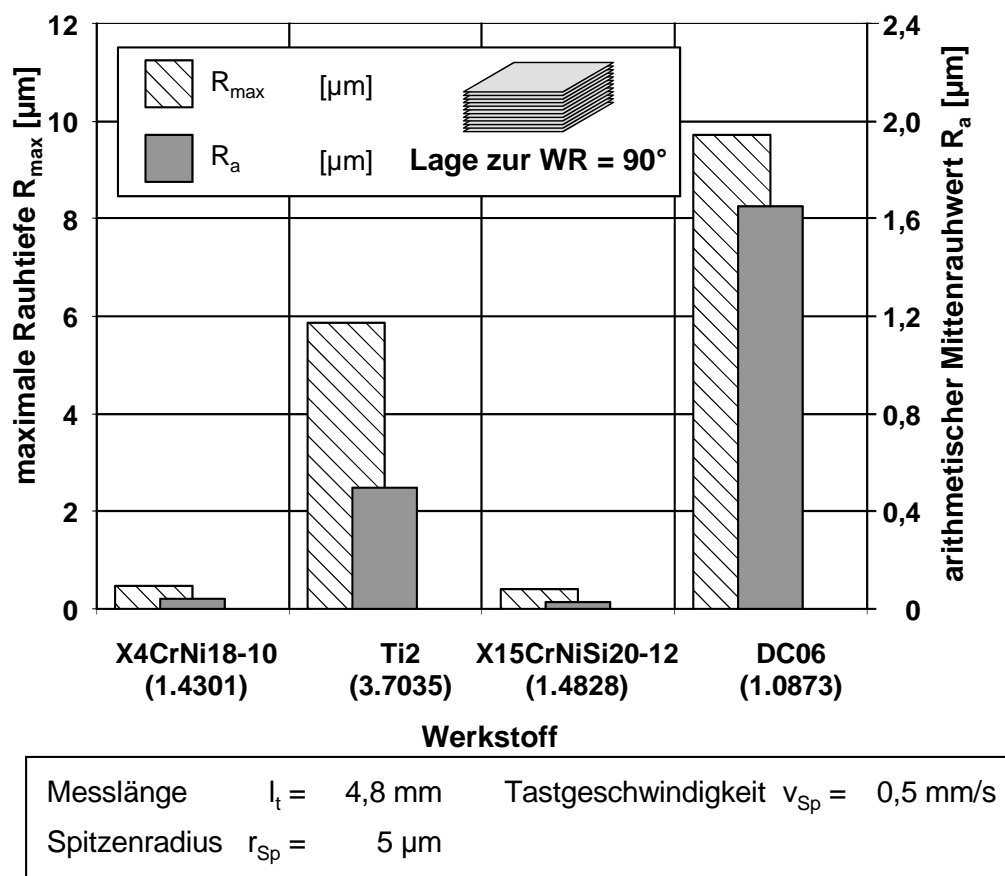


Bild 5-1: Topografische Kennwerte der untersuchten Blechwerkstoffe im Anlieferungszustand, Tastschnittverfahren, 90° zur Walzrichtung

Die Untersuchungen zeigen, dass der Werkstoff Ti2 (3.7035) eine deutlich höhere Rauigkeit der Blechoberfläche aufweist, als die hochlegierten Stahlwerkstoffe. Im Vergleich zum niedriglegierten Werkstoff DC06 (1.0873) liegen die Rauigkeitswerte jedoch deutlich niedriger. Allgemein ist eine Zunahme des Reibwertes μ mit abnehmender Blechrauigkeit bei Blechen mit einem arithmetischen Mittenrauhwert $R_a < 1,0 \mu\text{m}$ zu erwarten /MANG83/. Begründet wird der Anstieg des Reibwertes μ durch die Schwierigkeit der

Bildung von Schmieraschen. Durch die Verwendung höherviskoser Schmierstoffe, die eine bessere Benetzung des Blechwerkstoffs erzielen, kann diese Problematik z.T. ausgeglichen werden.

Mit dem Ziel den Einfluss der Umformung auf die Rauigkeit des Blechwerkstoffs zu charakterisieren wurden weiterführende Untersuchungen mit den Blechwerkstoffen Ti2 (3.7035) und X4CrNi18-10 (1.4301) durchgeführt. Ziel war es dabei, die Sensitivität der Blechmaterialien, d.h. den Grad der Rauigkeitserhöhung bei einer Umformung, zu ermitteln (**Bild 5-2**).

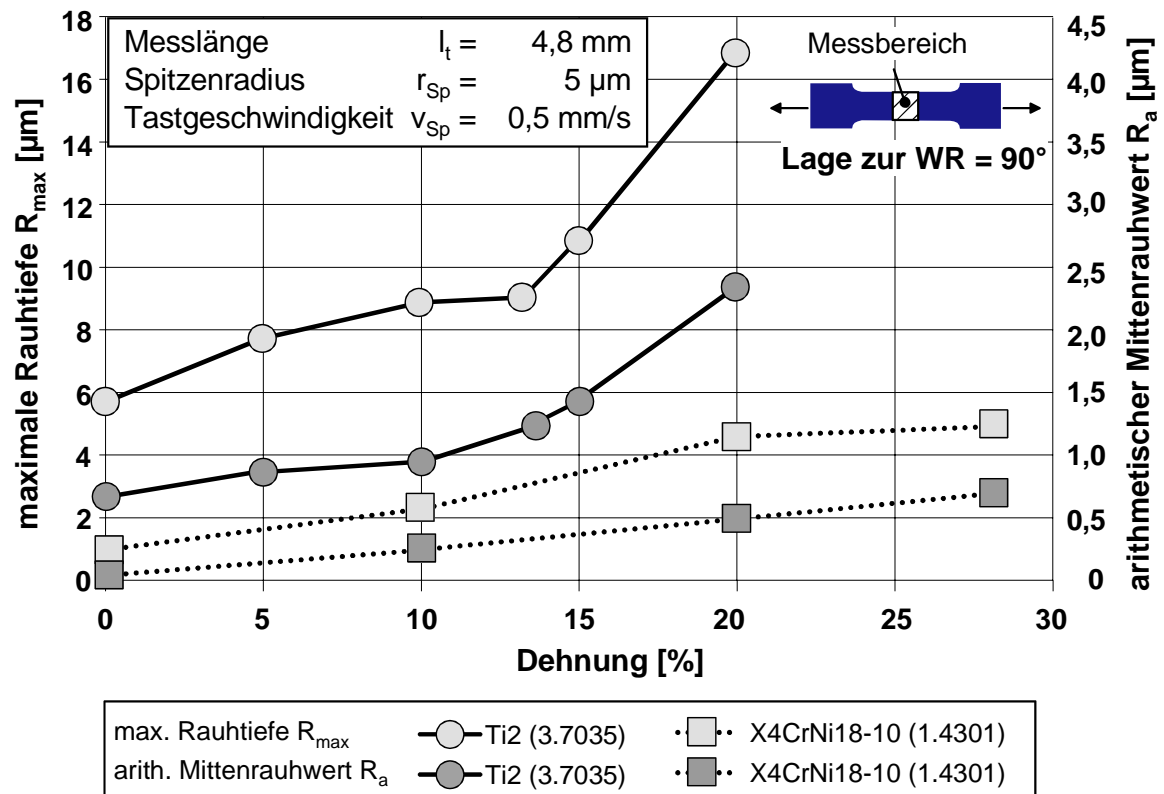


Bild 5-2: Entwicklung der Rauigkeitskenngrößen R_{max} und R_a der Werkstoffe Ti2 (3.7035) sowie X4CrNi18-10 (1.4301) als Funktion einachsiger Dehnung, 90° zur Walzrichtung

Proportional mit der einachsigen Vordehnung steigt sowohl für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) als auch für den X4CrNi18-10 (1.4301) die Oberflächenrauigkeit an. Wie bereits im Bild 5-1 dargestellt, befinden sich die Rauigkeitswerte des Werkstoffs Ti2 (3.7035) auf deutlichen höherem Niveau als beim Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301). Ab einem Dehnungswert von ca. 12,5 % zeigt sich für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) weiterhin eine deutliche Zunahme der Rauigkeitswerte. Diese wird durch den Beginn der Einschnürdehnung ausgelöst. Metallographische Untersuchungen die zur Erklärung dieser Beobachtung dienen, sind in **Bild 5-3** dargestellt. Der Schliff erfolgte in der Blechebene an der Blechoberfläche.

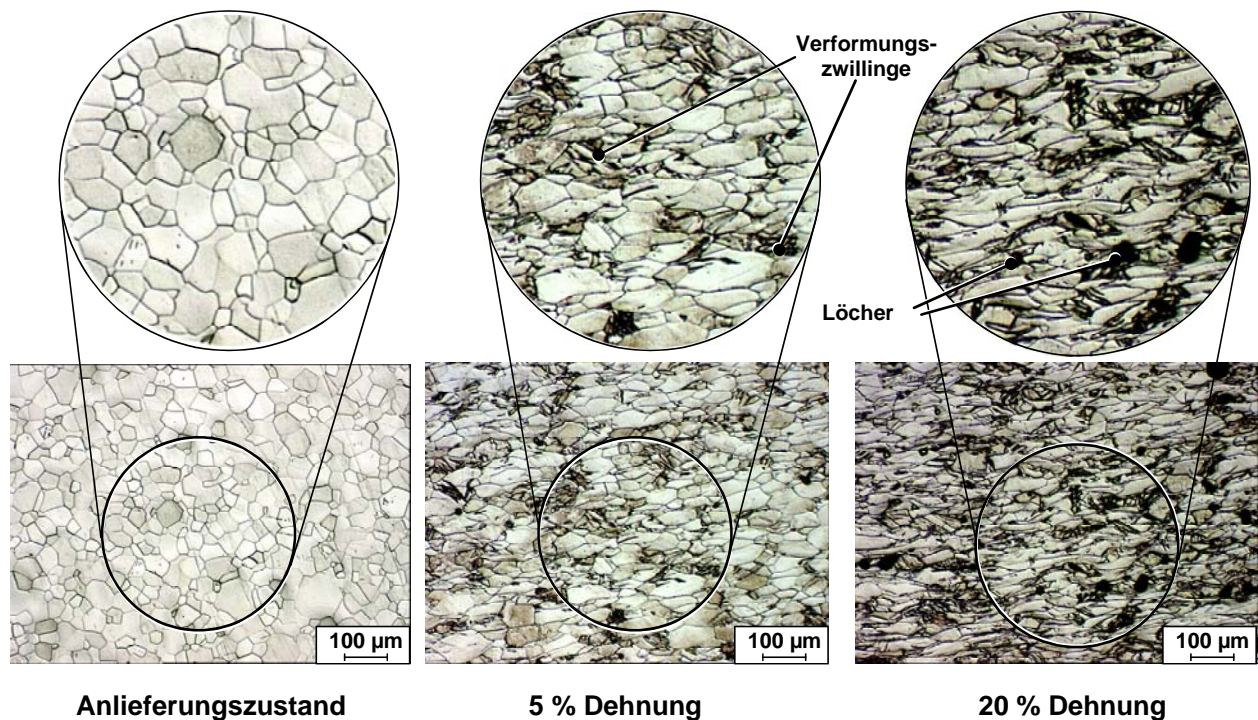


Bild 5-3: Mikrostruktur des Werkstoffs Ti2 (3.7035) bei unterschiedlicher einachsiger Dehnung

Im Anlieferungszustand liegen die Körner im Gefüge des Blechwerkstoffs Ti2 (3.7035) in einer heterogenen Größenverteilung vor. Mit zunehmender einachsiger Dehnung treten im Gefüge des Reintitanwerkstoffs Verformungszwillinge auf. Weiterhin ist eine Streckung der Körner des Gefüges beim Schlibbild für 5 % Dehnung zu erkennen. Wird die Dehnung weiter erhöht, erfolgt die weitere Bildung von Verformungszwillingen und eine Streckung der Körner, bis dieser Umformmechanismus nicht mehr zur Verfügung steht. Spätestens bei Überschreitung der Gleichmaßdehnung A_g und dem Wechsel von homogener einachsiger Zugspannung in einen mehrachsigen Spannungszustand stellen sich Löcher im Gefüge ein. Die Anzahl der Löcher und ihre Größe nehmen kontinuierlich zu, so dass Werkstoffversagen auftritt. Die angesprochenen Effekte führen zur Zunahme der taktil messbaren Oberflächenrauigkeit.

5.2 Verfahren zur Ermittlung von Reibwerten

Das Tiefziehwerkzeug stellt zusammen mit dem Blechwerkstoff und dem eingesetzten Schmierstoff ein komplexes tribotechnisches System dar. Die in Abschnitt „Stand der Kenntnisse“ diskutierten elementaren Reibmechanismen überlagern sich in den Kontaktbereichen zwischen Blechwerkstoff und Werkzeugaktivflächen in nicht erfassbaren zeitlich und örtlich wechselnden Anteilen. Das Reibungsverhalten neuer Blechwerkstoffe und Werkzeugstoffe oder –beschichtungen kann daher nur experimentell charakterisiert werden.

Zur Bestimmung der tribologischen Wechselwirkungen zwischen Blechwerkstoff und Werkzeugwerkstoff werden die Modellversuche mit Varianten des Streifenziehens zur Reibwertermittlung und die Ermittlung der Bedingungen für das Auftreten von Kaltverschweißungen (Adhäsion) eingesetzt /MIYA78/. Beim Streifenziehversuch ohne Umlenkung wird ein Blechstreifen zwischen zwei Reibbacken hindurch gezogen, die mit einer definierten Kraft beaufschlagt sind. Mit Hilfe dieses Versuchs werden die tribologischen Verhältnisse im geraden Flanschbereich eines Tiefziehwerkzeuges abgebildet. In diesem Bereich sind während des Tiefziehens die vorliegenden Flächenpressungen p_N jedoch gering. Adhäsionserscheinungen sind insbesondere in Bereichen hoher Flächenpressung p_N zu beobachten. Diese liegen während des Tiefziehprozesses im Bereich des Ziehringradius vor. Um diese Flächenpressungen p_N realisieren zu können und weiterhin die geometrischen Gegebenheiten in Tiefziehwerkzeugen besser zu berücksichtigen, wurde von *Witthüser* der Streifenziehversuch mit Umlenkung entwickelt. /WITT80/

In **Bild 5-4** ist der Aufbau des Streifenziehversuchs mit Umlenkung sowie ein charakteristischer Kraftverlauf des Gegenhalte- und Ziehzyinders dargestellt.

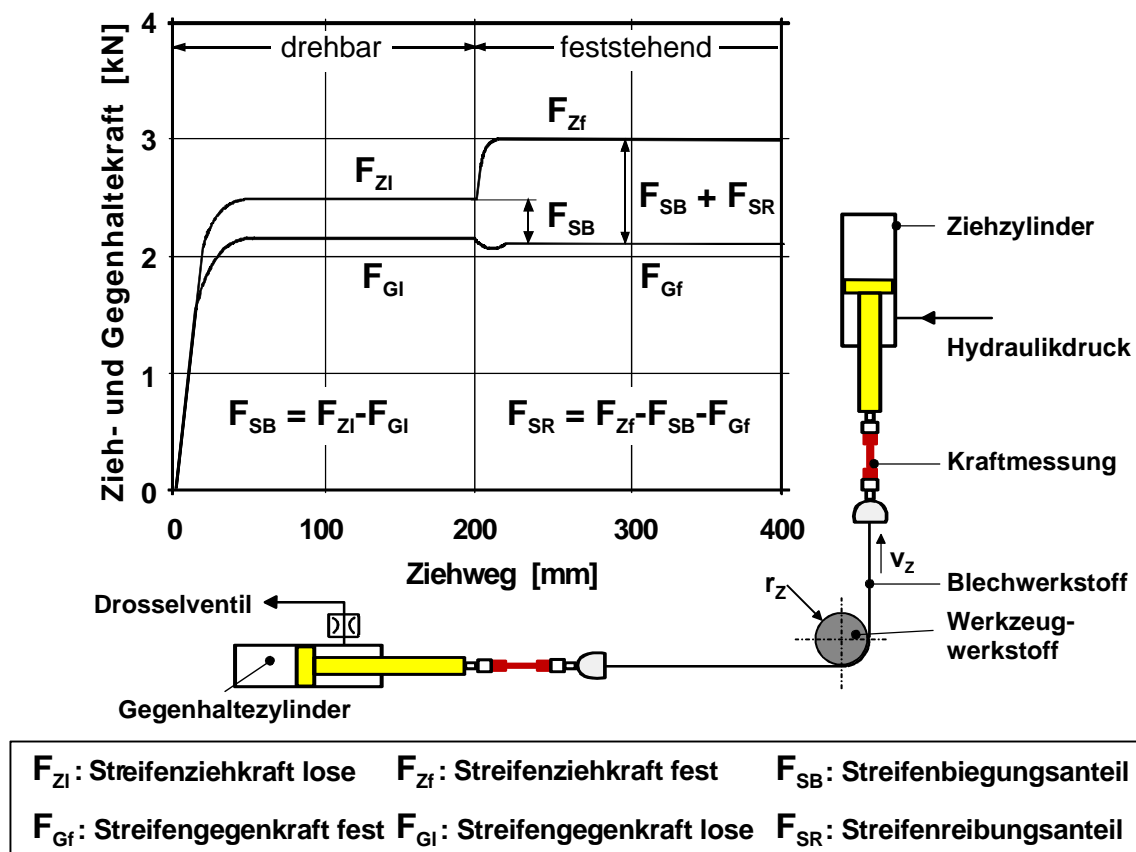


Bild 5-4: Streifenziehversuch mit Umlenkung nach *Witthüser* mit charakteristischem Kraftverlauf /WITT80/

Beim Streifenziehversuch mit Umlenkung wird ein Blechstreifen 90° um einen Probenkörper gelenkt. Der Probenkörper besteht aus dem Werkzeugwerkstoff bzw. ist mit der Werkzeugbeschichtung versehen und bildet die gerade Ziehkante eines Umformwerkzeuges ab. Durch den Ziehzyylinder und Gegenhaltezyylinder wird zwischen Blechwerk-

stoff und Werkzeugwerkstoff eine definierte Flächenpressung p_N bei einer konstanten Geschwindigkeit v_Z eingestellt. Sowohl die Flächenpressung p_N als auch die Geschwindigkeit v_Z sind einstellbar. Zunächst wird der Blechstreifen zur Ermittlung der Biegekraft um den rotierenden Probenkörper gezogen (Phase 1). Nachfolgend wird der Probenkörper festgesetzt, so dass der Blechstreifen sowohl durch Biegung als auch durch Reibung beansprucht wird (Phase 2). Über dem Ziehweg werden die Kräfte der Hydraulikzylinder in den beiden Phasen drehbarer Probenkörper (Werkzeugwerkstoff) sowie feststehender Probenkörper messtechnisch erfasst.

Aus den Kräften beim feststehenden Probenkörper kann die mittlere Flächenpressung p_N am Probenkörper mit einem Radius r_Z bei einem Blechstreifen mit der Breite b nach folgender Formel bestimmt werden:

$$p_N = \frac{\sqrt{F_{Zf}^2 + F_{Gf}^2}}{0,5r_Z\pi b}. \quad (5.1)$$

Darüber hinaus lassen sich gemäß Bild 5-4 die Kraftanteile differenzieren, so dass unter Zugrundelegung der Eytelweinschen Seilreibungsformel für biegeschlaffe Seile der Reibwert μ berechnet werden kann:

$$\mu = \frac{2}{\pi} \ln \frac{F_{Zf} - F_{SB}}{F_{Gf}}. \quad (5.2)$$

Die nachfolgend dargestellten tribologischen Untersuchungen beruhen auf der Durchführung von Streifenziehversuchen mit Umlenkung. Ziel der Analysen war zunächst Schmierstoffe und Additive zu identifizieren, die bei herkömmlichen Werkzeugwerkstoffen und Werkzeugbeschichtungen die auftretenden tribologischen Wechselwirkungen reduzieren, d.h. den Reibwert μ vermindern. Weiterhin wurden alternative Werkzeugstoffe, wie z.B. Kunststoffe, Holz und Oxidkeramiken in Hinblick auf ihr Potenzial zur Reduzierung des Reibwert μ bewertet.

5.3 Tribologische Untersuchungen mit rostfreien Stählen

Schmierstoffe setzen sich in der Regel aus Grundölen und Additiven zusammen. Im Rahmen der tribologischen Untersuchungen mit rostfreien Stählen wurde das Ziel verfolgt, Alternativen für Chlorparaffinadditive zu ermitteln und weiterhin die Wirkungsweise von Additiven zu erkennen. Additive sind Zusätze zu Schmierstoffen, die spezifische Mechanismen zur Schmierfilmbildung nutzen. Diese Mechanismen (**Bild 5-5**) können je nach Temperatur und Flächenpressung zusammen oder einzeln wirksam werden.

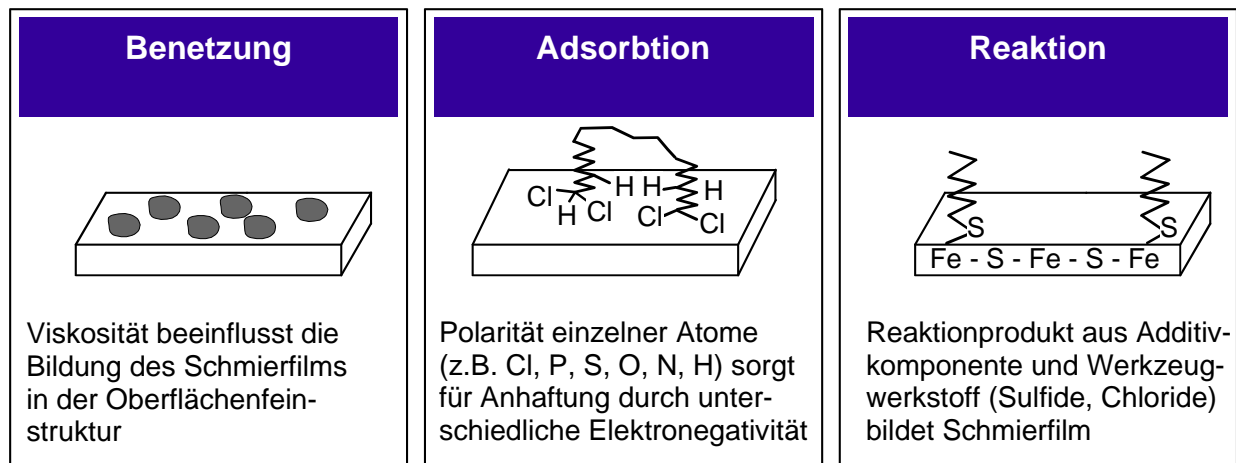


Bild 5-5: Mechanismen zum Aufbau von Schmierfilmen /RHEI99/

Eine wesentliche Zustandgröße des Schmierstoffs ist die Viskosität. Sie beeinflusst die Benetzung des Blechwerkstoffs bzw. Werkzeugwerkstoffs. Die molekulare Struktur von Additiven kann in der Form erzeugt werden, dass starke Polaritäten auftreten. Die Polarität unterstützt elektrochemisch die Anhaftung, d.h. Adsorption tritt auf. Einige Additivkomponenten können chemische Verbindungen mit dem Werkzeugwerkstoff und Blechwerkstoff eingehen. Die Reaktionsprodukte z.B. Sulfide bilden einen stabilen Schmierfilm aus.

Es wurden eine Reihe von Additiven untersucht, die von der Firma Rheinchemie speziell für diese Analysen angefertigt wurden. Für alle in **Tabelle 5-1** aufgeführten Schmierstoffe wurde eine Viskosität von $\eta = 200 \text{ mm}^2/\text{s}$ bei $T = 40 \text{ }^\circ\text{C}$ eingestellt, daher kann ein Einfluss der Viskosität auf die tribologische Wirksamkeit der Additive ausgeschlossen werden. Ausnahmen bilden lediglich die Bezeichnungen QE-SE. Es handelt sich dabei um handelsübliche Schmierstoffe, die als Vergleichsproben eingesetzt wurden. Die Benennung ist alphabetisch, wobei als zweiter Buchstabe jeweils ein E für Edelstahl angefügt ist.

Folgende Schmierstoffgruppen wurden untersucht:

- a) Verwendung von Schmierstoffen, die für un- und niedriglegierte Blechwerkstoffe gute Ergebnisse erzielten (Schmierstoffe AE-FE),
- b) Auswirkung des Schwefelgehaltes auf die tribologische Wirksamkeit (Schmierstoffe GE-KE),
- c) Ausnutzung synergetischer Effekte, die aus praktischen Erfahrungen bereits bekannt sind (Schmierstoffe LE-OE),
- d) Wirksamkeit der untersuchten Schmierstoffe im Vergleich zu handelsüblichen Schmierstoffen und Chlorparaffin (Schmierstoffe PE-SE).

Tabelle 5-1: Verwendet Schmierstoffe für die tribologischen Untersuchungen mit dem Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301)

Gruppe	Bezeichnung	Beschreibung
a	AE	92 % Prelube [CE] und 8 % Zinkdialkyldithiophosphat
	BE	92 % Prelube [CE] und 8 % Polymeradditiv mit Schwefelanteil
	CE	Grundöl mit Korrosionsschutz (Prelube)
	DE	70 % Prelube [CE] und 30 % Zinkdialkyldithiophosphat, sehr langkettig
	EE	70 % Prelube [CE] und 30 % Zinkdialkyldithiophosphat, langkettig, wie GE
	FE	70 % Prelube [CE] und 30 % Amindialkyldithiophosphat, langkettig, wie HE
b	GE	70 % Prelube [CE] und 30 % Polymer (nur C, H, O) sehr hohes Molekulargewicht, kein Schwefel
	HE	70 % Prelube [CE] und 30 % Polymer mit Schwefel verbrückt, sehr hohes Molekulargewicht, niedriger Schwefelgehalt
	IE	70 % Prelube [CE] und 30 % Polysulfid
	JE	70 % Prelube [CE] und 30 % Spezialschwefelträger, hohes Molekulargewicht, mittlerer Schwefelgehalt
	KE	70 % Prelube [CE] und 30 % Spezialschwefelträger, hohes Molekulargewicht, hoher Schwefelgehalt
c	LE	70 % Prelube [CE] und 27 % schwefelverbrücktes Polymer, 3 % reaktiver Phosphorester
	ME	70 % Prelube [CE] und 15 % Polysulfid, 15 % Polymer
	NE	70 % Prelube [CE] und 15 % Polysulfid, 15 % Sulfonat
	OE	70 % Prelube [CE] und 30 % geschwefelter Glyceridester
d	PE	70 % Prelube [CE] und 30 % Chlorparaffin
	QE	Marktübliches Ziehöl für schwerste tribologische Beanspruchungen
	RE	Ziehfolie, Firma Poli-Film, Typ PFV32C/SA, Polyethylen
	SE	Schmierstoff, Firma Divinol, CF55 Extra, phosphor- und schwefeladditiviert

In **Bild 5-6** sind die Ergebnisse der Streifenziehversuche zusammenfassend dargestellt.

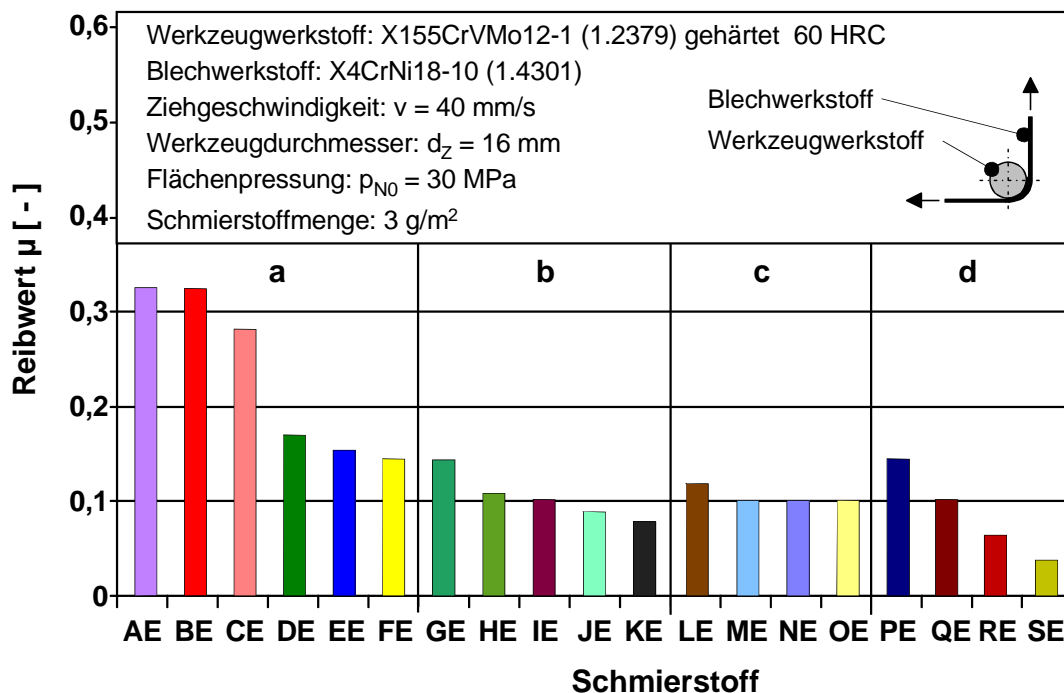


Bild 5-6: Vergleich unterschiedlicher Schmierstoffe auf Basis des Streifenziehversuch mit Umlenkung für den Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301), Bezeichnung nach Tabelle 5-1

- Die Verwendung von Schmierstoffen der Gruppe a), die für un- und niedriglegierte Blechwerkstoffe gute Ergebnisse erzielen /ROSS00/, ist für hochlegierte rostfreie Stahlwerkstoffe nicht zielführend. Adhäsive Wechselwirkungen zwischen Blechwerkstoff und Werkzeugwerkstoff können durch die Additivtypen Zinkdialkyldithiophosphat und Amindialkyldithiophosphat nicht komplett unterdrückt werden. Ein positiver Einfluss kann jedoch durch die Struktur des zugesetzten Additivs erzielt werden. So reduzieren langkettig aufgebaute Schmierstoffadditive, wie sie in DE bis FE vorliegen, merklich den Reibwert.
- Der Schwefelgehalt ist für die Wirksamkeit des Schmierstoffs bei der Umformung von hochlegierten rostfreien Stahlwerkstoffen von zentraler Bedeutung, wie die deutliche Reduzierung des Reibwertes mit zunehmendem Schwefelgehalt zeigt. Eine gute Benetzung, die sich durch die Polarität und die Viskosität einstellen lässt und bereits mit Schmierstoffen des Typs a) realisiert werden kann, reicht für hochlegierte Stahlwerkstoffe nicht aus. Neben der Benetzung muss eine chemische Reaktion des Schmierstoffs mit der Blechoberfläche oder Werkzeugoberfläche stattfinden. Sulfid ist in diesem Zusammenhang ein ideales Reaktionsprodukt, welches gute Schmiereigenschaften besitzt. Die Höhe des Molekulargewichtes des zugesetzten Additivs hat auf die Wirksamkeit des Schmierstoffs untergeordnete Bedeutung.
- Bei der Bewertung bereits bekannter Synergieeffekte von Polysulfid, geschwefeltem Glyceridester und schwefelverbrücktem Polymer wurden Reibwerte von $\mu \approx 0,1$ bestimmt. Dieser Wertebereich liegt bereits deutlich unter dem der Gruppe a) Schmierstoffe für un- und niedriglegierte Werkstoffe, diese Schmierstoffe bzw. Additive besitzen folglich bereits Adhäsion reduzierendes Potenzial.

- d) In der Gruppe d), in der handelsübliche Schmierstoffe und Ziehfolie dem mit Chlorparaffin additivierten Schmierstoff gegenübergestellt sind, zeigt sich die Leistungsfähigkeit des mit Phosphor und Schwefel additivierten Schmierstoffs Divinol CF55 Extra [SE]. Weiterhin ist mit einem Reibwert von $\mu = 0,14$ die mäßige Wirksamkeit des mit Chlorparaffin additivierten Schmierstoffs ersichtlich. Nicht nur handelsübliche Schmierstoffe sondern auch nur mit Schwefel additivierte Schmierstoffe der Gruppe b) zeigen für den Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) in Kombination mit dem Kaltarbeitsstahl X155CrVMo12-1 (1.2379) als Werkzeugwerkstoff bessere Ergebnisse als Chlorparaffin additiverter Schmierstoff.

Weiterhin wurden neben der Bewertung und Auswahl geeigneter Schmierstoffe unterschiedliche Werkzeugbeschichtungen für ausgewählte Schmierstoffe miteinander verglichen (**Bild 5-7**). Für den Vergleich wurden die Schmierstoffe CF55 Extra [SE] (Fa. Divinol) sowie HFL8010 [LT] (Fa. Fuchs Lubritech GmbH) ausgewählt. Der Schmierstoff CF55 Extra zeigte bei unbeschichtetem Werkzeugwerkstoff die besten Ergebnisse, so dass in diesem Vergleich die Wirksamkeit auch bei PVD⁴-Beschichtungen nachgewiesen werden soll. Beim Schmierstoff HFL8010 handelt es sich um einen Festschmierstoff, der einen Trocken-Gleitfilm ausbildet und speziell für hohe Anforderungen z.B. bei der Innenhochdruckumformung entwickelt wurde. Dieser Schmierstoff bietet im Vergleich zum Schmierstoff CF55 Extra den Vorteil, bereits beim Blechhersteller appliziert werden zu können. Voraussetzung ist jedoch die gute Wirksamkeit im Umformprozess ggf. mit Beschichtung des Werkzeugwerkstoffs.

⁴ PVD = engl. physical vapour deposition

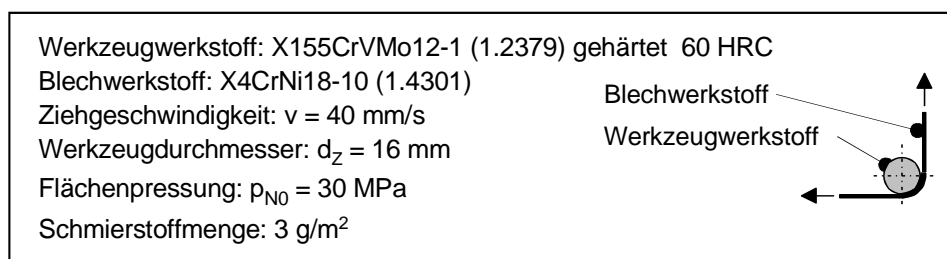
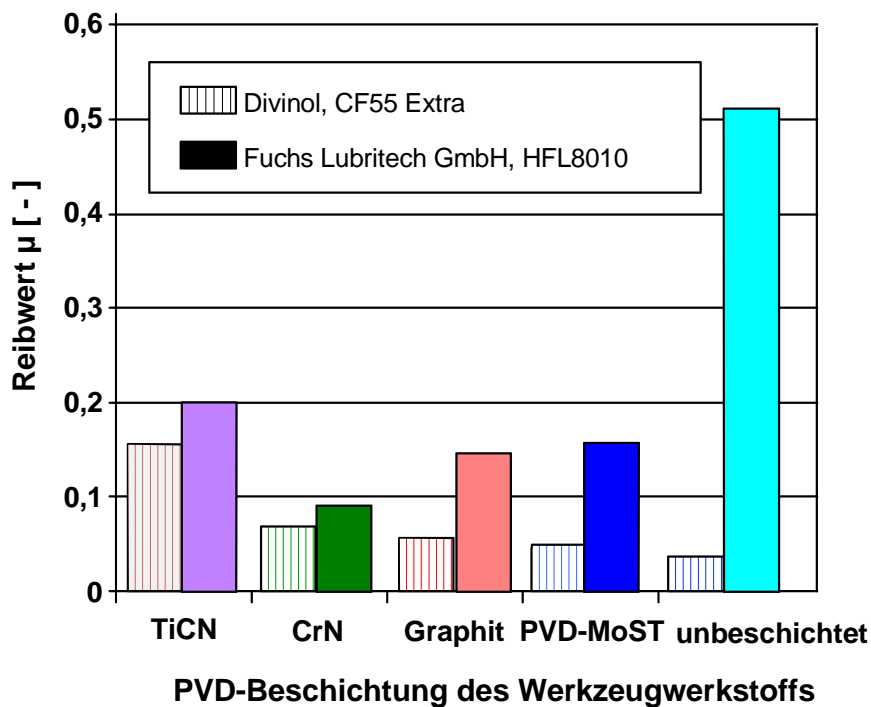


Bild 5-7: Vergleich unterschiedlicher Werkzeugwerkstoffe und Beschichtungen auf Basis des Streifenziehversuchs mit Umlenkung für den Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) und die Schmierstoffe: Divinol CF55 Extra, Fuchs Lubritech GmbH, HFL8010

In Bild 5-7 sind die Ergebnisse der beiden angesprochenen Schmierstoffe dargestellt. Die größte Wirksamkeit des Schmierstoffs CF55 Extra [SE] besteht bei unbeschichtetem Werkzeugwerkstoff, die Reaktionsfähigkeit dieses Schmierstoffs zur Bildung von Sulfiden wird am besten unterstützt. Die aufgetragenen Beschichtungen enthalten kein Eisen, so dass die chemische Reaktion lediglich auf Seiten des Blechwerkstoffs erfolgen kann. Die Schmierwirkung des Schmierstoffs HFL8010 [LT] beruht auf der Realisierung einer geschlossenen Gleitschicht. Diese wird jedoch durch die eingestellten hohen Flächenpressungen p_N durchbrochen. So steigt der Reibwert μ insbesondere für den unbeschichteten Werkzeugwerkstoff stark an. Die PVD-Beschichtung Chromnitrid (CrN) besitzt die größte adhäsionsreduzierende Wirkung, so dass noch ein entsprechend niedriger Reibwert von $\mu = 0,09$ erzielt werden kann.

5.4 Tribologische Untersuchungen mit Reintitanwerkstoffen

Die Umformung von Reintitanwerkstoffen im Tiefziehprozess erfolgt bisher wie im Abschnitt „Stand der Kenntnisse“ dargestellt unter Verwendung von Kunststofffolie oder Molybdänsulfid-Paste. Motivation der im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten tribologischen Untersuchungen war der Vergleich und die Auswahl handelsüblicher Schmierstoffsysteme für die Titanumformung sowie der Einsatz spezieller Additive. Weiterhin sollten Werkzeugbeschichtungen für Stahlwerkstoffe und alternative Werkzeugwerkstoffe wie Hartholz, Kunststoff oder Keramiken in Hinblick auf ihre Eignung für die Umformung von Reintitanwerkstoffen geprüft werden. Zunächst erfolgt ein Vergleich unterschiedlicher Schmierstoffsysteme bei Verwendung herkömmlicher Kaltarbeitsstähle wie dem X155CrVMo12-1 (1.2379). Darüber hinaus wird die tribologische Eignung verschiedener PVD Beschichtungen und alternativer Werkzeugwerkstoffe für unterschiedliche Schmierstoffe diskutiert. In **Tabelle 5-2** sind die Schmierstoffe, die im Rahmen der Untersuchungen eingesetzt wurden, zusammengefasst.

Für die Bewertung handelsüblicher Schmierstoffe wurden:

- a) Schmierstoffe auf Mineralölbasis,
- b) Gleitlacke von unterschiedlichen Herstellern,
- c) Rapsöle mit verschiedenartiger Additivierung sowie
- d) Kupferpaste und Polyethylenfolie analysiert.

Tabelle 5-2: Verwendete Schmierstoffe für die tribologischen Untersuchungen mit dem Blechwerkstoff Ti2 (3.7035)

Gruppe	Bezeichnung	Hersteller	Bezeichnung / Inhaltsstoffe
a	AT	Fuchs Lubritech GmbH	Gleitmo 3020, Mineralöl mit physikalisch wirkenden Zusätzen
	BT	Divinol	Multipress Ultra 120 / Mineralöl, schwefeladditiviert
	CT	Divinol	Multidraw ALS 80 / synthetisches Öl, schwefeladditiviert
	DT	D. A. Stuart Oil GmbH	Drawsol 4220, pflanzliche Öle, natürliche und synthetische Ester mit EP-Zusatz
	ET	Oemeta	IHV 36, Esteröl
	FT	D. A. Stuart Oil GmbH	Drawsol 4100, pflanzliche Öle, natürliche und synthetische Ester mit EP-Zusatz
	GT	Divinol	DRYLUX E1 / Mineralöl, Wachs
	HT	Divinol	CF 55 Extra, phosphor- und schwefeladditiviert

b	IT	Fuchs Lubritech GmbH	Gleitmo 2345V, Gleitlack auf Wasserbasis + weiße Festschmierstoffe
	JT	Fuchs Lubritech GmbH	Gleitmo 300, Gleitlack, auf Wasserbasis, Wachs
	KT	Klüber Lubrication	Unimoly C 220 / Gleitlack mit MoS ₂ Feststoffen gebunden in anorganischem Bindemittel
	LT	Fuchs Lubritech GmbH	Gleitmo HFL 8010 / Gleitlack auf Wasserbasis + Festschmierstoffe
	MT	Fuchs Lubritech GmbH	Gleitmo 925, Gleitlack auf Wasserbasis + MoS ₂ Festschmierstoffe
	NT	Fuchs Lubritech GmbH	Gleitmo 965, Gleitlack auf Wasserbasis + Graphit Festschmierstoffe
c	OT	Rhein Chemie	40 % Rapsöl, 25 % Polysulfid, 35 % Polymer
	PT	Rhein Chemie	30 % Rapsöl, 50 % schwefelverbrückter Polymer, 10 % reaktiver Phosphorester, 10 % Fettsäure
	QT	Rhein Chemie	40 % Rapsöl, 60 % geschwefeltes Triglycerin
	RT	Rhein Chemie	30 % Rapsöl, 50 % schwefelverbrückter Polymer, 10 % Phosphor- Schwefelester, 10 % Fettsäure
	ST	Rhein Chemie	40 % Rapsöl, 50 % schwefelverbrückter Polymer, 10 % reaktiver Phosphorester
d	TT	Klüber Lubrication	Kupferpaste Wolfracoat C / Kupferpaste
	UT	Poli-Film	PF V32 C/SA ($s_0 = 70 \mu\text{m}$), Polyethylen

In **Bild 5-8** sind die Ergebnisse der Streifenziehversuche mit dem Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) zusammenfassend dargestellt.

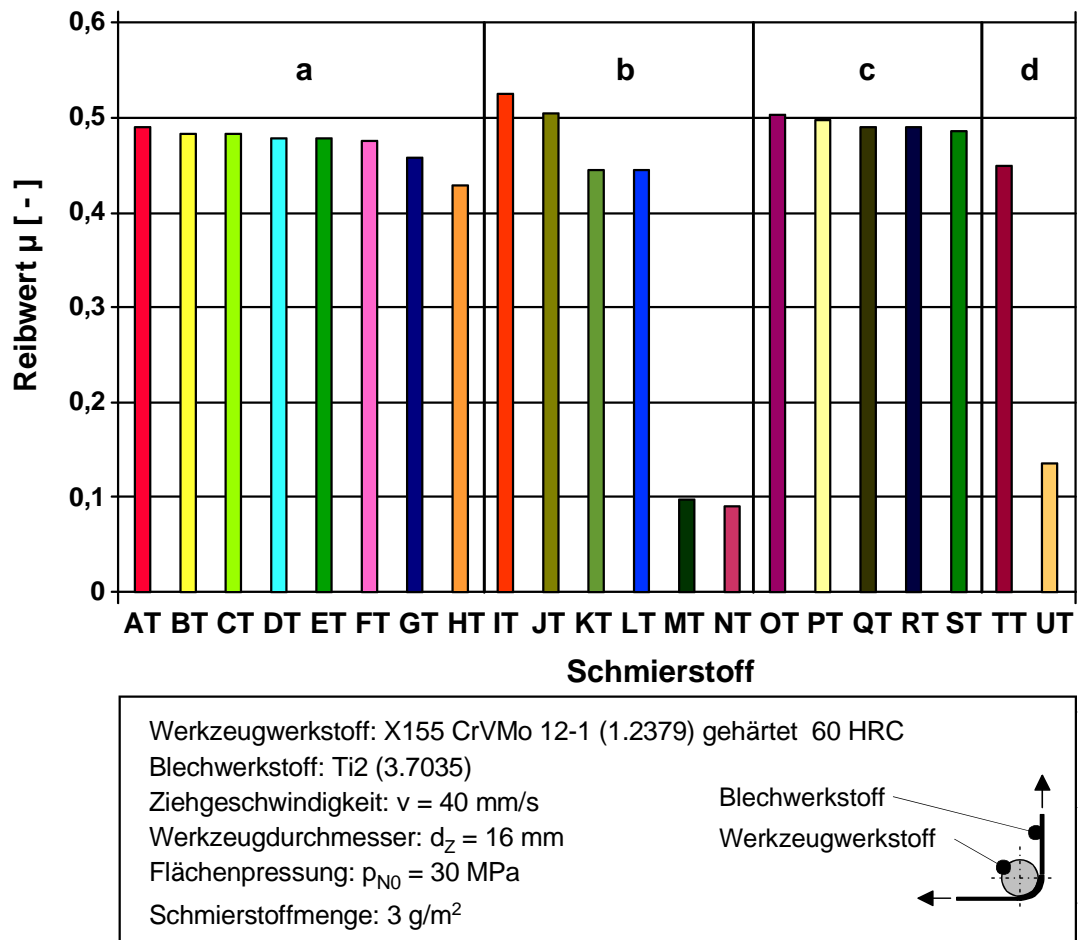


Bild 5-8: Vergleich unterschiedlicher Schmierstoffe auf Basis des Streifenziehversuch mit Umlenkung für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035), Bezeichnung nach Tabelle 5-2

- a) Die Schmierstoffe auf Mineralölbasis zeigen durchgängig unzureichende Schmierwirkung für die Kombination Ti2 (3.7035) mit Kaltarbeitsstahl X155CrVMo12-1 (1.2379). Eine leichte jedoch nicht ausreichende Absenkung des Reibwertes μ , realisiert der Schmierstoff CF55 Extra der Firma Divinol [HT].
- b) Die Gruppe der Gleitlacke zeigt z.T. sehr gute Ergebnisse. Dabei scheint die Art der Bindung der Festschmierstoffe auf die Wirksamkeit des Schmierstoffs von großer Bedeutung zu sein. Während der Schmierstoff Unimoly C 220 der Fa. Klüber Lubrication [KT] mit einem Reibwert $\mu = 0,448$ eine nur sehr eingeschränkte Wirksamkeit aufweist, kann bei gleichem Festschmierstoffzusatz von Molybdändisulfid MoS_2 des Gleitlacks Gleitmo 925 der Fa. Fuchs Lubritech GmbH [MT], eine Reduzierung des Reibwertes um mehr als 70 % auf $\mu = 0,101$ erzielt werden. Beste Ergebnisse in Bezug auf die Senkung des Reibwertes ergaben sich mit dem Gleitlack Gleitmo 965 der Fa. Fuchs Lubritech GmbH [NT]. Dieser Gleitlack enthält Graphit als Festschmierstoffzusatz. Somit konnten Reibwerte von $\mu = 0,096$ realisiert werden.
- c) Schmierstoffe auf Rapsölbasis mit den hier untersuchten Additivierungen haben

durchgehend zu hohen Reibwerten geführt. Die Additivierung orientierte sich an den Erfahrungen aus den Versuchen mit rostfreien Stählen. Additive, die für rostfreie Stähle eine hohe Effizienz besitzen können für Reintitanwerkstoffe nicht eingesetzt werden.

- d) Alternativ zu konventionellen Schmierstoffen wurden Ziehfolie und Kupferpaste auf ihre tribologische Wirksamkeit geprüft. Die Kupferpaste reduziert nur wenig den Reibwert μ gegenüber den Schmierstoffen der Gruppe c). Durch den Einsatz von Ziehfolie, die für bestimmte Umformoperationen auch für hochlegierte rostfreie Stahlwerkstoffe Anwendung findet, lassen sich auch für Reintitanwerkstoffe adäquate Reibwerte erreichen. Mit einem Reibwert von $\mu = 0,139$ liegt der Reibwert bei dieser Beanspruchung jedoch noch ca. 40 % über dem des Gleitlacks Gleitmo 965 mit $\mu = 0,096$.

Da die Schmierstoffe auf Ölbasis, die eine hohe Prozessfähigkeit besitzen, keine ausreichende Schmierwirkung realisieren konnten, wurden weiterhin Kombinationen aus alternativen Werkzeugwerkstoffen sowie Werkzeugbeschichtungen bei Verwendung gut prozessfähiger Schmierstoffe geprüft. Ziel der Untersuchungen war, eine für den Tiefziehprozess geeignete Lösung zu finden, die aus einer Kombination eines prozessfähigen Schmierstoffs und einem alternativen Werkzeugwerkstoff oder einer Werkzeugbeschichtung besteht.

Aus diesem Grund wurden wiederum vergleichende Untersuchungen mit zwei Schmierstoffen bei Variation des Werkzeugwerkstoffs sowie der Werkzeugbeschichtung durchgeführt. In **Bild 5-9** sind die Reibwerte unterschiedlicher Werkzeugwerkstoffe sowie verschiedener PVD-Beschichtungen in Kombination mit den Schmierstoffen Divinol, DRYLUX E1 [GT] sowie HFL8010 [LT] der Fa. Fuchs Lubritech GmbH gegenübergestellt. Diese Schmierstoffe lassen sich im Vergleich mit den anderen Gleitlacken der Gruppe b) gut applizieren und im Anschluss an die Prozessfolge vom Blechwerkstoff entfernen.

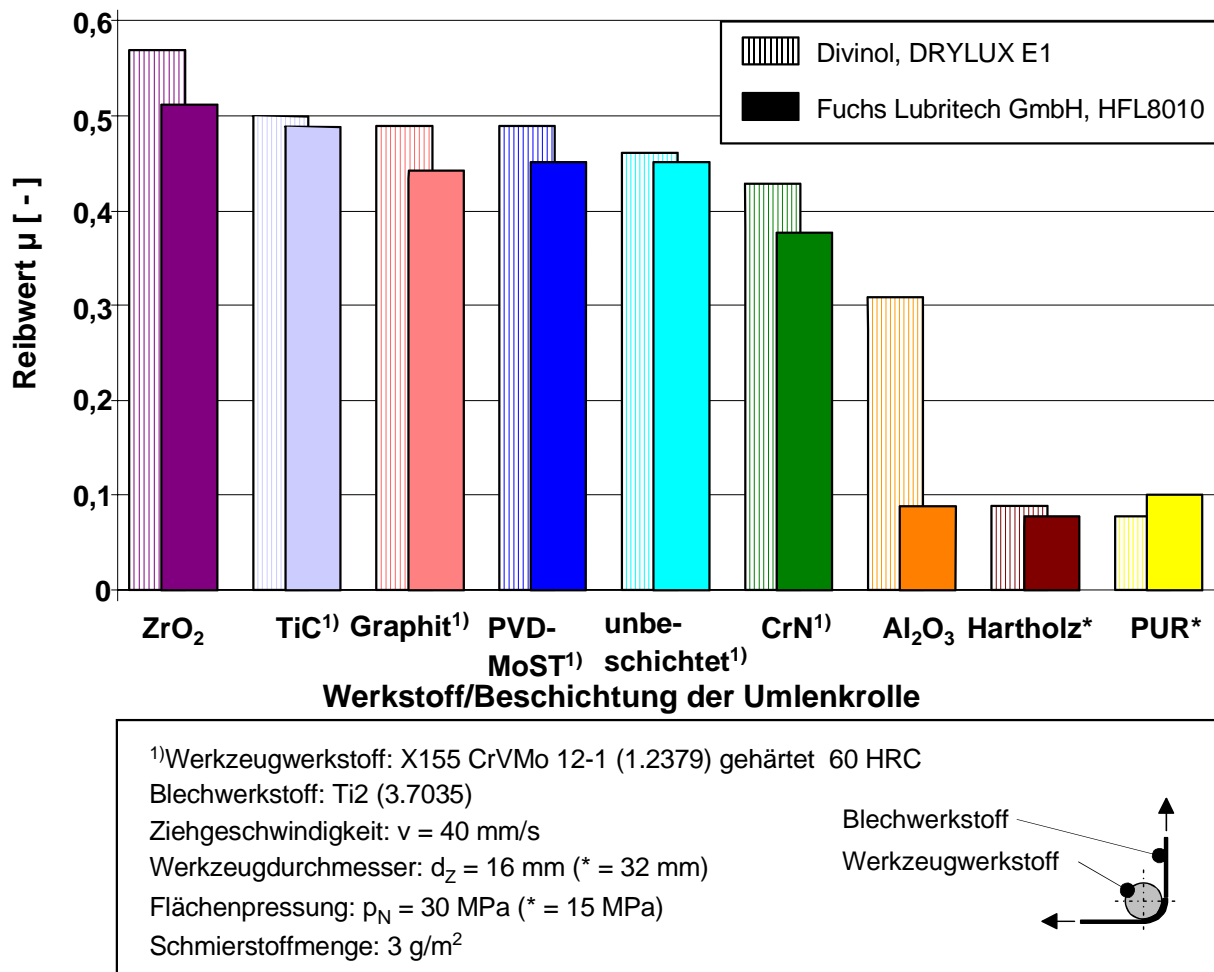


Bild 5-9: Vergleich unterschiedlicher Werkzeugwerkstoffe und Beschichtungen auf Basis des Streifenziehversuchs mit Umlenkung für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) für die Schmierstoffe: Divinol DRYLUX E1, Fuchs Lubritech GmbH, HFL8010

Als alternative Werkzeugwerkstoffe können basierend auf den dargestellten Ergebnissen Aluminiumoxidkeramik (Al₂O₃), Hartholz sowie Kunststoff (Polyurethan) eingesetzt werden. Die adhäsive Wechselwirkung zwischen Reintitanwerkstoffen sowie Kaltarbeitsstahl auch mit PVD-Beschichtungen, lassen keine Anwendung von herkömmlichen Schmierstoffen zu. Die Zirkondioxidkeramik (ZrO₂) zeigt außergewöhnlich hohe Reibwerte, die sich vermutlich aus der engen chemischen Nähe der Elemente Titan und Zirkon ergibt.

Basierend auf den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit und unter Berücksichtigung der aus der Literatur bereits bekannten Zusammenhänge kann für die tribologischen Untersuchungen mit Reintitanwerkstoffen folgende Schlussfolgerung gezogen werden:

- Herkömmliche Schmierstoffe, die für hochlegierte Blechwerkstoffe effizient eingesetzt werden können, und auf der Additivierung des Schmierstoffs mit Phosphor und Schwefel basieren, können auf den extrem passiven Titandioxidschichten von Reinti-

tanwerkstoffen nicht wirksam werden. Die bei Reintitanwerkstoffen vorliegende Passivität verhindert vermutlich die Bildung einer wirksamen Schmierfilmschicht (vorwiegend basierend auf der Bildung von Eisensulfiden).

- PVD-Beschichtungen auf Kaltarbeitsstählen können bei Verwendung von Schmierstoffen für un- und niedriglegierte Blechwerkstoffe Abrasions- und Adhäsionsvorgänge bei kleinen Umformgeschwindigkeiten und Kontaktspannungen nicht verhindern.
- Gleitlacke und Ziehfolien realisieren die notwendige Trennung zwischen Stahlwerkzeugen und Reintitanwerkstoffen, besitzen jedoch den Nachteil der mäßigen Applizier- und insbesondere Entfernbarkeit vor bzw. nach dem Umformprozess.
- Alternative Werkzeugwerkstoffe wie ungefüllte Polyurethane (PUR), Keramiken oder Hartholz zeigen keine adhäsiven Wechselwirkungen mit Reintitanwerkstoffen. Die industrielle Anwendung für die Serienfertigung wurde jedoch noch nicht nachgewiesen /DOEG01-1, DOE01-2, DOEG01-3/.

6 Simulation des Tiefziehens von Titanwerkstoffen

Simulationsverfahren stellen eine wesentliche Hilfe zur wirtschaftlichen Prozessauslegung dar. Insbesondere die Finiten Elemente Methode (FEM) hat in den letzten Jahren zur Auslegung von Umformvorgängen Einzug in die industrielle Anwendung erhalten. Haupteinsatzgebiete der Umformsimulation liegen im Werkzeug- und Versuchsbau. /ROLL98/ Die FEM ist ein numerisches Näherungsverfahren bei dem die Gesamtstruktur durch ein Berechnungsmodell ersetzt wird, das aus einer Vielzahl gleichartiger Elemente besteht, die an ihren Eckpunkten bzw. an ihren Seitenkanten durch Knoten miteinander verbunden sind /KÖST99/. Voraussetzung ist ein angenommener Gleichgewichtszustand, der bei der FEM-Simulation durch Minimierung des Energiepotentials ermittelt wird. /NN597/ Primäres Ziel ist es, vor dem Bau eines realen Umformwerkzeugs verlässliche Aussagen über den geplanten Fertigungsprozess zu erhalten. Im Mittelpunkt des Interesses stehen die Vorhersage von Reißen und Falten, aber auch der auftretenden Prozesskräfte und das Rückfederungsverhalten von Blechformteilen.

Im Rahmen der hier durchgeführten Simulationen wurden die expliziten Simulationsprogramme PAM-STAMP und ABAQUS/Explizit sowie das implizite Simulationsprogramm AUTOFORM eingesetzt.

Zur Tiefziehsimulation von Reintitanwerkstoffen liegen zurzeit nur wenig Erfahrungen vor. Die Prozesssimulation von Reintitanwerkstoffen ist jedoch eine wichtige Voraussetzung, um diese Werkstoffgruppe für die Serienverarbeitung interessant zu machen. Da durch die Voraussagbarkeit des Werkstoffverhaltens auf Basis der FE-Simulation das Risiko für den Produktentwickler deutlich reduziert wird.

Zunächst werden in diesem Abschnitt Modellversuche mit den Blechwerkstoffen DC06 (1.0873), X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) vorgestellt, um das Umformverhalten der Werkstoffe miteinander zu vergleichen.

Für die Prozesssimulation wird anschließend die Beschreibung und Extrapolation der Fließkurve von Reintitanwerkstoffen dargestellt. Weiterhin werden Variationsrechnungen mit den Simulationsprogrammen PAM-STAMP, AUTOFORM sowie ABAQUS/Explizit durchgeführt, um die derzeitigen Defizite bei der Simulation von Reintitanwerkstoffen aufzuzeigen. Des Weiteren wird diskutiert, wie die senkrechte Anisotropie r in der Prozesssimulation abgebildet werden kann bzw. welche Auswirkung die Variation der senkrechten Anisotropie r auf die Vorhersagequalität besitzt. Mit Hilfe des Simulationsprogramms ABAQUS/Explizit wurde darüber hinaus die senkrechte Anisotropie r als Funktion der Dehnung eingebunden.

Ziel ist es, die Grenzen und die Vorhersagegenauigkeit auf Basis der Blechdickenverteilung einfacher Modellgeometrien mit den Simulationsprogrammen aufzuzeigen und Ansätze für die Tiefziehsimulation von Reintitanwerkstoffen zu erarbeiten.

6.1 Modellversuche mit einem rotationssymmetrischen Werkzeugsystem

Die Werkstoffe DC06 (1.0873), X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) werden nacheinander bzgl. ihres Formänderungsverhaltens bei Tief- und Streckziehbeanspruchung unter gleichen Prozessbedingungen miteinander verglichen.

Im Rahmen der Untersuchungen wurde wiederum das in Bild 4-16 dargestellte Werkzeugsystem eingesetzt, der dabei verwendete Stempel hat einen Stempelkantenradius von $r_{St} = 50$ mm (Halbkugelstempel). Der Einsatz dieser Stempelkopfgeometrie realisiert eine Kombination aus Streckziehbeanspruchung im Stempelkopfbereich sowie einer Tiefziehbeanspruchung im Flanschbereich der Ziehteilgeometrie.

Die in 90° zur Walzrichtung ermittelten Blechdickenänderungen sind in **Bild 6-1** für die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) dargestellt.

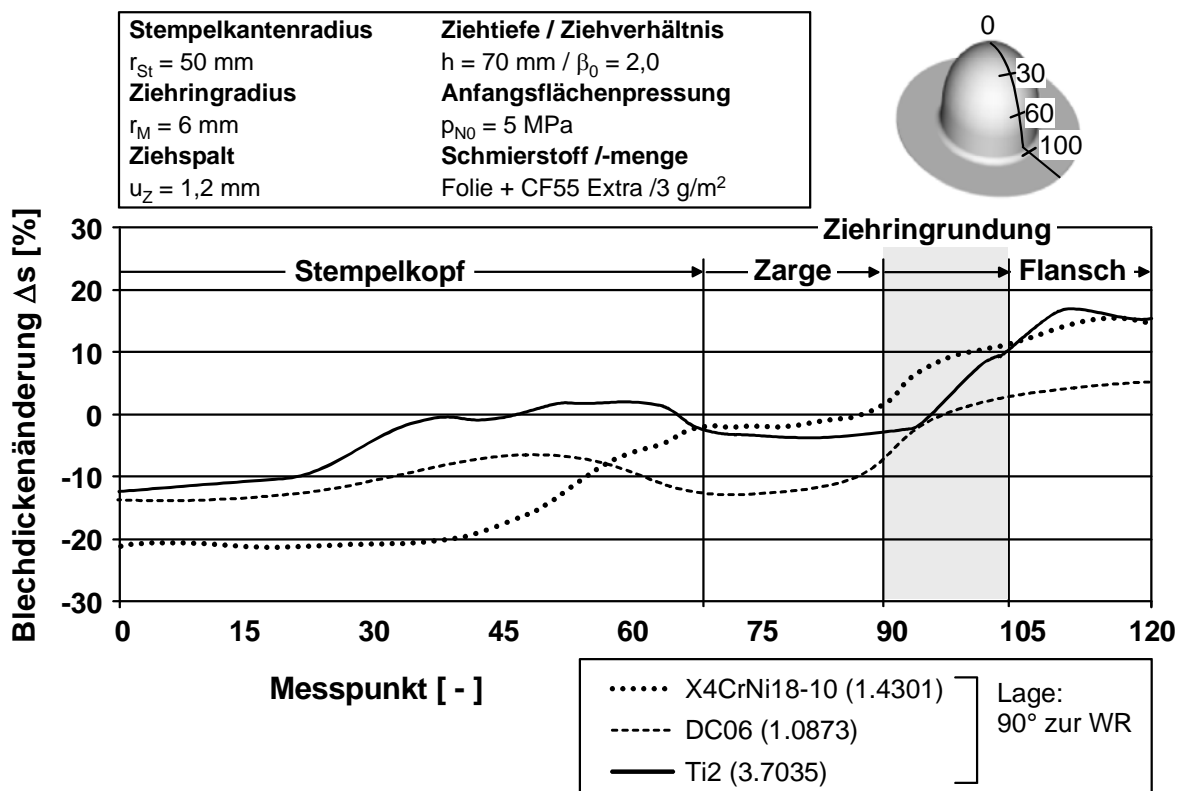


Bild 6-1: Blechdickenänderungen für die Werkstoffe DC06 (1.0873), X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm, Ziehverhältnis $\beta_0 = 2,0$; Ziehtiefe $h = 70$ mm

Der Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) zeigt die größte Blechdickenreduktion mit $\Delta s = -21$ %, diese resultiert aus einer kontinuierlichen Blechdickenabnahme ausgehend vom Flanschbereich, in dem eine Blechdickenzunahme von $\Delta s = +15$ % relativ zur Ausgangsblechdicke vorliegt. Die Werkstoffe DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) weisen hingegen eine andere Charakteristik auf. Ihre Blechdickenreduzierung liegt im Stempelkopfbereich bei ca. $\Delta s = -13$ %, wobei beim Übergang aus dem Stempelkopfbereich in

die Zarge, anders als beim Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301), ebenfalls eine deutliche Blechdickenreduktion zu erkennen ist.

Im Flanschbereich entsteht bei der Umformung des Werkstoffs Ti2 (3.7035) eine starke Blechdickenzunahme, wobei ein großer Gradient zwischen Ziehkantenrundung und Flanschbereich gegeben ist.

Mit Bezug auf die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und Ti2 (3.7035), kann gefolgert werden:

Der Unterschied zwischen den Werkstoffen ist im Flanschbereich gering, aber deutlich im Bereich des Stempelkopfes erkennbar. Die höhere mittlere senkrechte Anisotropie r_m des Werkstoffs Ti2 (3.7035) führt bei einer Streckziehbeanspruchung, wie sie im Stempelkopfbereich vorliegt, zu einer weniger starken Blechdickenreduzierung mit Maximalwerten von $\Delta s = -12\%$. Übertragen auf reine Streckziehbeanspruchungen wirkt sich eine hohe senkrechte Anisotropie r demnach ebenso positiv aus, wie hohe Verfestigungsexponenten n . Bei Werkstoffen mit niedrigem Verfestigungsexponenten n aber hoher senkrechter Anisotropie r , wie z.B. der Werkstoff Ti2 (3.7035) ist die Blechdickenreduktion in Folge der Beanspruchung geringer, so dass die zu übertragenden Spannungen niedriger ausfallen. Niedrige Verfestigungsexponenten n und damit eine schlechte (erwartete) Streckziehbarkeit kann durch hohe Anisotropiewerte r z.T. kompensiert werden. Liegen hohe Verfestigungsexponenten n vor, so wirkt dem Versagensfall Reißen der Anstieg der übertragbaren Spannungen durch die Verfestigung entgegen, wobei eine starke Blechdickenreduktion auftritt. Ein Beispiel für dieses Verhalten ist der Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301). Der Werkstoff DC06 (1.0873) liegt mit seinen Werkstoffkennwerten senkrechte Anisotropie r und Verfestigungsexponent n zwischen den beiden diskutierten Werkstoffen.

6.2 Beschreibung und Extrapolation der Fließkurve

Für die Abbildung des Werkstoffverhaltens in der FE-Simulation entspricht eine Extrapolation der Fließkurve des einachsigen Zugversuchs momentan dem Stand der Technik. Dafür stehen unterschiedliche bekannte Ansätze zur Fließkurvenbeschreibung zur Verfügung. Die beste Übereinstimmung der im Simulationsprogramm PAM-STAMP integrierten Fließkurvenbeschreibungen ergab sich mit dem modifizierten Ansatz von *Krupkowski*. Die Fließkurvenextrapolation sowie die Fließkurven der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) in 0° zur Walzrichtung sind in **Bild 6-2** dargestellt.

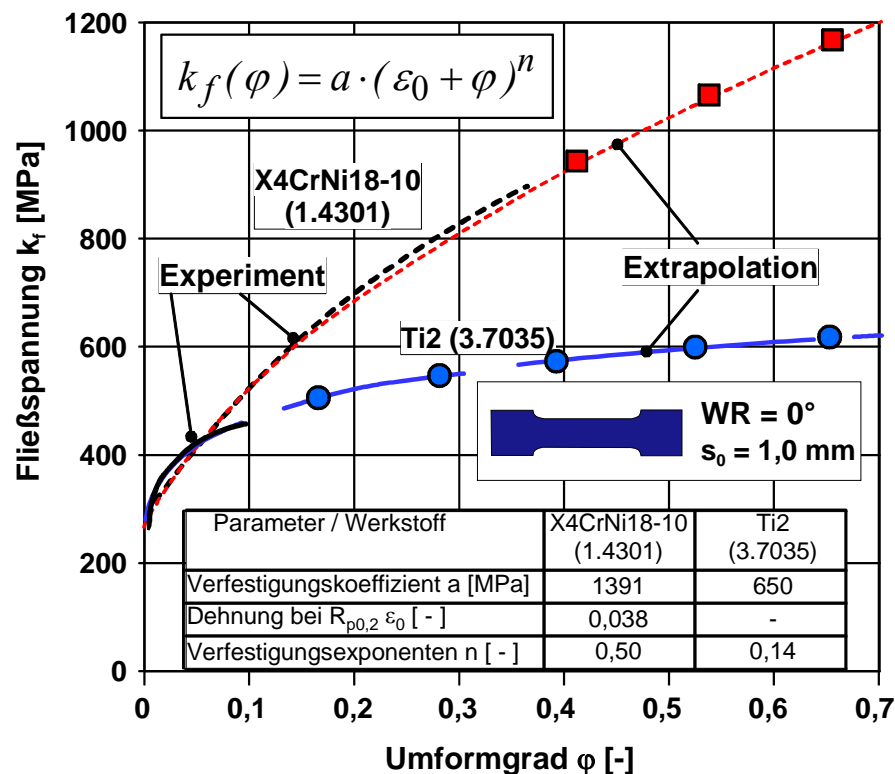


Bild 6-2: Fließkurvenextrapolation für die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) mit Hilfe der Fließkurvenbeschreibung nach *Krupkowski*

Für beide betrachtete Fließkurven zeigen sich im vorderen Bereich bis zum Ende der gemessenen Fließkurve gute Übereinstimmungen. Daraus wird geschlossen, dass auch die Extrapolationen bis zum Umformgrad $\phi = 0,7$ weitestgehend zutreffend ist; selbst beim Blechwerkstoff Ti2 (3.7035), bei dem die Fließkurve nur bis zu einem Umformgrad $\phi = 0,1$ gemessen wurde.

Eine Ermittlung der Fließkurven nach der Methode von *Vogl* und damit eine deutliche Vergrößerung der gemessenen Werte wurde nicht durchgeführt, da das Verfahren zurzeit für die Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) noch nicht abgesichert ist.

6.3 Berücksichtigung dehnungsabhängiger Anisotropiewerte

6.3.1 Beschreibung des dehnungsabhängigen Anisotropieverhaltens von Reintitanwerkstoffen

Im Abschnitt „Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften“ wurde gezeigt, dass Reintitanwerkstoffe im Vergleich zu Stahlwerkstoffen stark veränderliche Anisotropiekoeffizienten r und Gleichmaßdehnungen A_g kleiner 20 % besitzen, die den Vorgaben der EN 10130 nicht gerecht werden. Aus diesem Grund wurden verschiedene Ansätze zur Integration der senkrechten Anisotropie r in Simulationsprogramme verfolgt. Es soll ermöglicht werden, die Anisotropie r dieser Werkstoffe besser in der Simulation zu berücksichtigen. In **Bild 6-3** sind die Ansätze, die für die unterschiedlichen Simulations-

programme definiert wurden, dargestellt. Es zeigt den Verlauf der senkrechten Anisotropie r des Werkstoffs Ti2 (3.7035) in Walzrichtung sowie die Auswahl der Anisotropiedaten für die unterschiedlichen Simulationsprogramme.

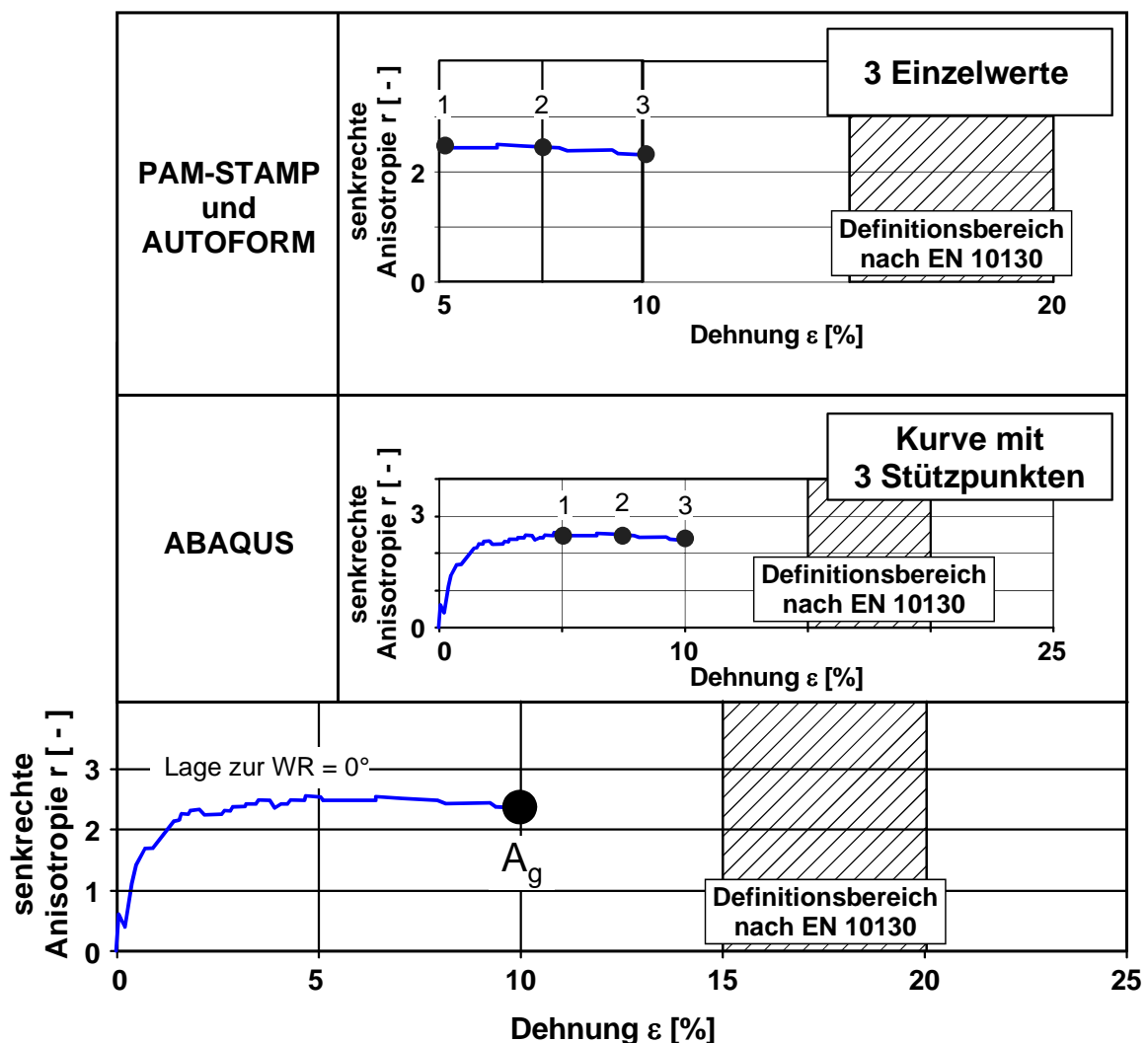


Bild 6-3: Realisierte Beschreibungen des dehnungsabhängigen Anisotropieverhaltens von Reintitanwerkstoffen mit den unterschiedlichen Simulationsprogrammen

Die Programme PAM-STAMP und AUTOFORM erlauben lediglich die Eingabe konstanter Anisotropiekoeffizienten. Mit den beiden genannten Programmen wurden daher Variationsrechnungen durchgeführt, wobei die Werte der senkrechten Anisotropie r funktional der Dehnung variiert wurden (Bild 6-3). Das Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit hingegen ermöglicht die Einbindung dehnungsabhängiger Anisotropiekoeffizienten /SCHM02/. Im Dehnungsintervall 5 % bis 10 % wurden 3 Stützpunkte definiert und in die Simulationsrechnungen eingebunden. Zum Vergleich wurden weitere Simulationsrechnungen mit konstanten senkrechten Anisotropiewerten r durchgeführt.

6.3.2 Beschreibung der Anisotropie in der FE-Simulation

PAM-STAMP Anisotropiebeschreibung

Die Umrechnung der senkrechten Anisotropiedaten aus dem einachsigen Zugversuch wird bei dem Simulationsprogramm PAM-STAMP in der folgenden Form realisiert:

$$F = \frac{2r_0}{r_{90}(1+r_0)} \quad (6.1)$$

$$G = \frac{2}{1+r_0} \quad (6.2)$$

$$N = \frac{(2r_{45}+1)(r_0+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)} \quad (6.3)$$

/N.N.98/.

ABAQUS/Explizit Anisotropiebeschreibung

Die Beschreibung der *Hill*-Koeffizienten F , G und N laut ABAQUS/Explizit Manual erfolgt basierend auf *Hill* /HILL50/ nach folgenden Formulierungen:

$$F = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\frac{-2}{\sigma_{yy}}} + \frac{1}{\frac{-2}{\sigma_{zz}}} - \frac{1}{\frac{-2}{\sigma_{xx}}} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{yy}^2} + \frac{1}{R_{zz}^2} - \frac{1}{R_{xx}^2} \right) \quad (6.4)$$

$$G = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\frac{-2}{\sigma_{zz}}} + \frac{1}{\frac{-2}{\sigma_{xx}}} - \frac{1}{\frac{-2}{\sigma_{yy}}} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{zz}^2} + \frac{1}{R_{xx}^2} - \frac{1}{R_{yy}^2} \right) \quad (6.5)$$

$$N = \frac{3}{2} \left(\frac{\tau^0}{\frac{-2}{\sigma_{xy}}} \right)^2 = \frac{3}{2R_{xy}^2} \quad (6.6)$$

$$\text{mit } \tau^0 = \frac{\sigma^0}{\sqrt{3}} \quad (6.7)$$

Für ein anisotropes Materialverhalten, können die fehlenden R-Koeffizienten mit Hilfe der senkrechten Anisotropie r aus dem einachsigen Zugversuch bestimmt werden:

$$R_{xx} = 1 \quad (6.8)$$

$$R_{yy} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{r_0(r_{90} + 1)}} \quad (6.9)$$

$$R_{zz} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{r_0 + r_{90}}} \quad (6.10)$$

$$R_{xy} = \sqrt{\frac{3(r_0 + 1)r_{90}}{(2r_{45} + 1)(r_0 + r_{90})}} \quad (6.11)$$

/N.N.01/.

6.4 Simulationsrechnungen mit dem Programm PAM-STAMP

Auf Grund der Symmetrie der Versuchsanordnung ist die Betrachtung eines Viertels des gesamten Werkzeugsystems ausreichend. Die geometrischen Daten des Werkzeugsystems sowie die weiteren Angaben zur Beschreibung des simulierten Umformprozesses sind in **Tabelle 6-1** zusammengefasst.

Tabelle 6-1: Modellparameter für die FE-Simulationen mit PAM-STAMP

Werkzeugkomponente	Niederhalter	Stempel	Ziehring	Platine
Elementzahl	85	336	691	7456
Elementgröße (l x b)	variabel			1 x 1
Materialmodell	starr			elast.-plast.
Materialtyp (PAM-STAMP)	100			107
Elementtyp	C ⁰ -stetiges 4-Knoten-Schalenelement			
Abmessungen [mm]	Ø 100			Ø 200
Ziehspalt u_Z [mm]	-	1,2		-
Zeitdiskretisierung	explizit			
Ziehtiefe h [mm]	70			
Ziehringradius r_M [mm]	6			
Stempelkantenradius r_{St} [mm]	50			
Reibwert μ [-]	0,04			
Niederhalterkraft F_N [kN]	40			
Ziehgeschwindigkeit v [m/s]	5			

Das Verfestigungsverhalten der untersuchten Blechwerkstoffe wurde unter Berücksichtigung der Anisotropie nach *Hill* /HILL50/ mit der exponentiellen Fließkurvenbeschreibung nach *Krupkowski* /KRUP45/

$$k_f(\varphi) = a \cdot (\varepsilon_0 + \varphi)^n, \quad (6.12)$$

unter Verwendung der in **Tabelle 6-2** aufgeführten Materialparameter approximiert. Es entspricht der um die Dehnung bei $R_{p0,2}$ erweiterten Gleichung nach *Ludwik*.

Tabelle 6-2: Werkstoffparameter für die FE-Simulationen mit PAM-STAMP

Blechwerkstoff	DC06 (1.0873)	X4CrNi18-10 (1.4301)	Ti2 (3.7035)
Blechdicke s_0 [mm]	1,0		
Verfestigungskoeffizient a [MPa]	534	1391	650
Dehnung bei $R_{p0,2}$ ε_0 [-]	0,002	0,038	-
Verfestigungsexponent n [-]	0,25	0,50	0,14
Elastizitätsmodul E [GPa]	210	210	110
Damping ratio	-	-	0,1
Querkontraktion ν [-]	0,3	0,3	0,36

Es soll untersucht werden welche Vorhersagegenauigkeit für den hexagonale Werkstoff (Ti2, 3.7035) im Vergleich zum kubisch-flächenzentrierten (X4CrNi18-10, 1.4301) sowie kubisch-raumzentrierten Werkstoff (DC06, 1.0873) bei Verwendung der *Hill'schen* Koeffizienten nach PAM-STAMP Solver Notes erreichbar ist. Die *Hill'schen* Koeffizienten sind in **Tabelle 6-3** dargestellt.

Tabelle 6-3: *Hill'sche* Koeffizienten für die mit PAM-STAMP simulierten Werkstoffe

		DC06 (1.0873)	X4CrNi18-10 (1.4301)
<i>Hill'sche</i> Koeffizienten	F [-]	1,846	0,807
	G [-]	2,147	1,128
	N [-]	2,575	3,212

Für das Kriterium der Blechdickenveränderung Δs zeigen die Simulationsberechnungen der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und DC06 (1.0873) gute Übereinstimmungen mit den experimentellen Untersuchungsergebnissen (**Bild 6-4**).

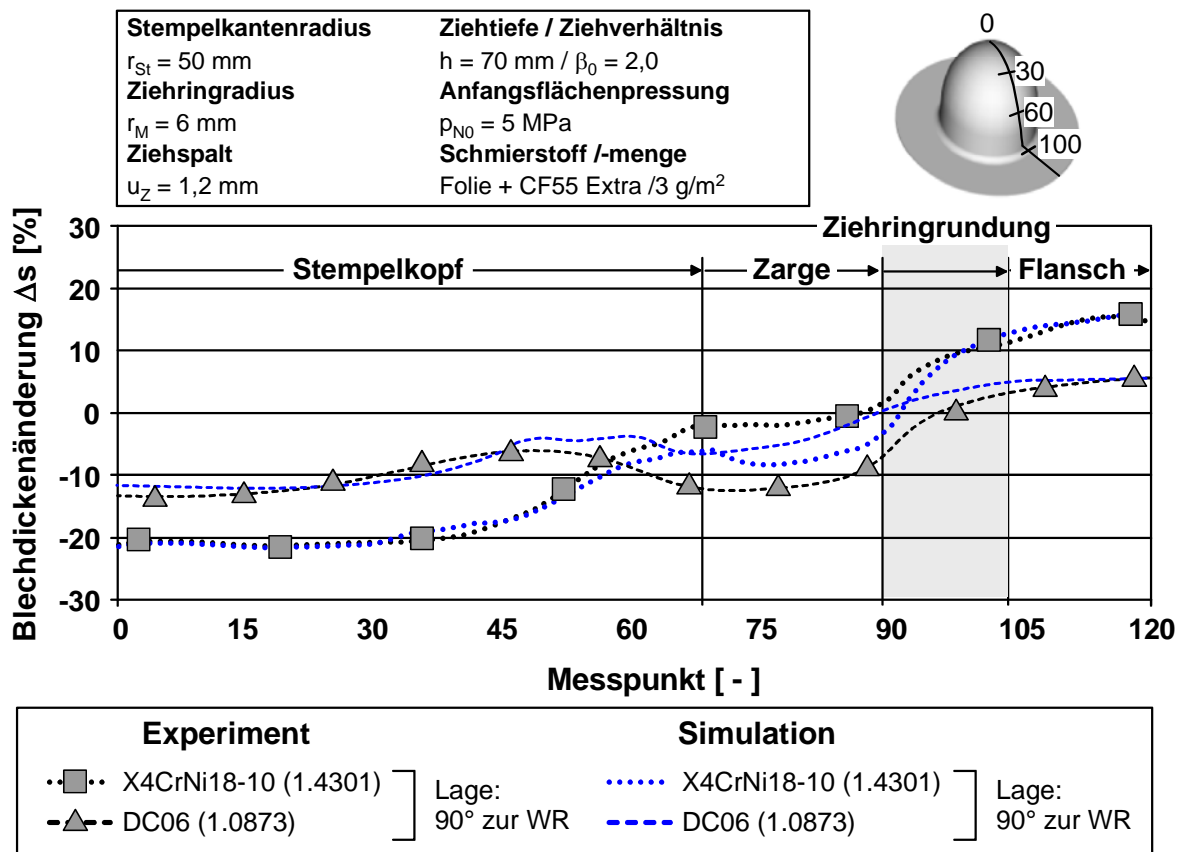


Bild 6-4: Vergleich der experimentellen Blechdickenänderung mit berechneten Blechdickenänderungen, Simulationsprogramm PAM-STAMP, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0 \text{ mm}$

Lediglich im Zargenbereich werden in der Simulation stärkere Blechdünnungen vorhergesagt als sie experimentell auftreten. Die Simulation von Reintitanwerkstoffen ist mit dem Simulationsprogramm PAM-STAMP zurzeit nicht möglich. Die Variation der Anisotropiewerte mit Einzelwerten im Dehnungsintervall bis $\varepsilon = 10 \%$ hat jeweils zum Abbruch der Simulationsrechnungen geführt.

6.5 Simulationsrechnungen mit dem Programm AUTOFORM

Aus Gründen der Symmetrie ist es hinreichend nur ein Viertel des gesamten Werkzeugsystems zu vernetzen. Die Werkzeuge sind starr abgebildet und die Beschreibung des Blechwerkstoffs erfolgt über ein elastisch-plastisches Werkstoffmodell. Die Fließkurvenbeschreibung zur Generierung der Stützpunkte für die Fließkurve erfolgte mit dem Ansatz nach *Krupkowski*.

Der Autoform-Solver führt automatisch während des Umformprozesses ein re- und demesching⁵ für die Blechplatte durch. Alle weiteren Größen des AUTOFORM FE-Modells sind in **Tabelle 6-4** dargestellt.

Tabelle 6-4: Bei den FE-Simulationen verwendete Modellparameter

Werkzeugkomponente	Niederhalter	Stempel	Ziehring	Platine
Elementzahl	69	1789	655	variabel
Materialmodell	starr			elast.-plast.
Elementtyp	3-Knoten-Membranelement			
Abmessungen [mm]	Ø 100			Ø 200
Ziehspalt u_Z [mm]	-	1,2		-
Zeitdiskretisierung	implizit			
Ziehtiefe h [mm]	70			
Ziehringradius r_M [mm]	6			
Stempelkantenradius r_{St} [mm]	50			
Reibwert μ [-]	0,04; 0,15			
Niederhalterkraft F_N [kN]	40			
Ziehgeschwindigkeit v [m/s]	1			

Die Angaben zur Werkstoffbeschreibung befinden sich in **Tabelle 6-5**.

Tabelle 6-5: Werkstoffparameter für die FE-Simulationen mit AUTOFORM

Blechwerkstoff	DC06 (1.0873)	X4CrNi18-10 (1.4301)	Ti2 (3.7035)
Blechdicke s_0 [mm]	1,0		
Verfestigungskoeffizient a [MPa]	534	1391	650
Dehnung bei $R_{p0,2}$ ε_0 [-]	0,002	0,038	-
Verfestigungsexponent n [-]	0,25	0,50	0,14
Elastizitätsmodul E [GPa]	210	210	110
Querkontraktion ν [-]	0,3		0,36
Fließkurvenbeschreibung	29 Stützpunkte		
Biaxialfaktor	1,2		

⁵ engl.: ver- und entfeinern des FE-Netzes

Um den Einfluss der senkrechten Anisotropie r in der Simulation für den Werkstoff Ti2 (3.7035) abschätzen zu können, wurden Variationsrechnungen mit diskreten senkrechten Anisotropiewerten durchgeführt. Diese sind in **Tabelle 6-6** zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 6-6: Variation der dehnungsabhängigen senkrechten Anisotropie r des Werkstoffs Ti2 (3.7035) mit dem Simulationsprogramm AUTOFORM

Lage zur WR [°]	$r_{X/5}$ [-]	$r_{X/7,5}$ [-]	$r_{X/10}$ [-]
0	2,45	2,42	2,27
45	4,05	3,77	3,36
90	6,96	5,76	5,01

Die bei der Variation der senkrechten Anisotropie ermittelten Blechdickenänderungen Δs sind in **Bild 6-5** im Vergleich zur experimentellen Blechdickenänderung Δs wiedergegeben.

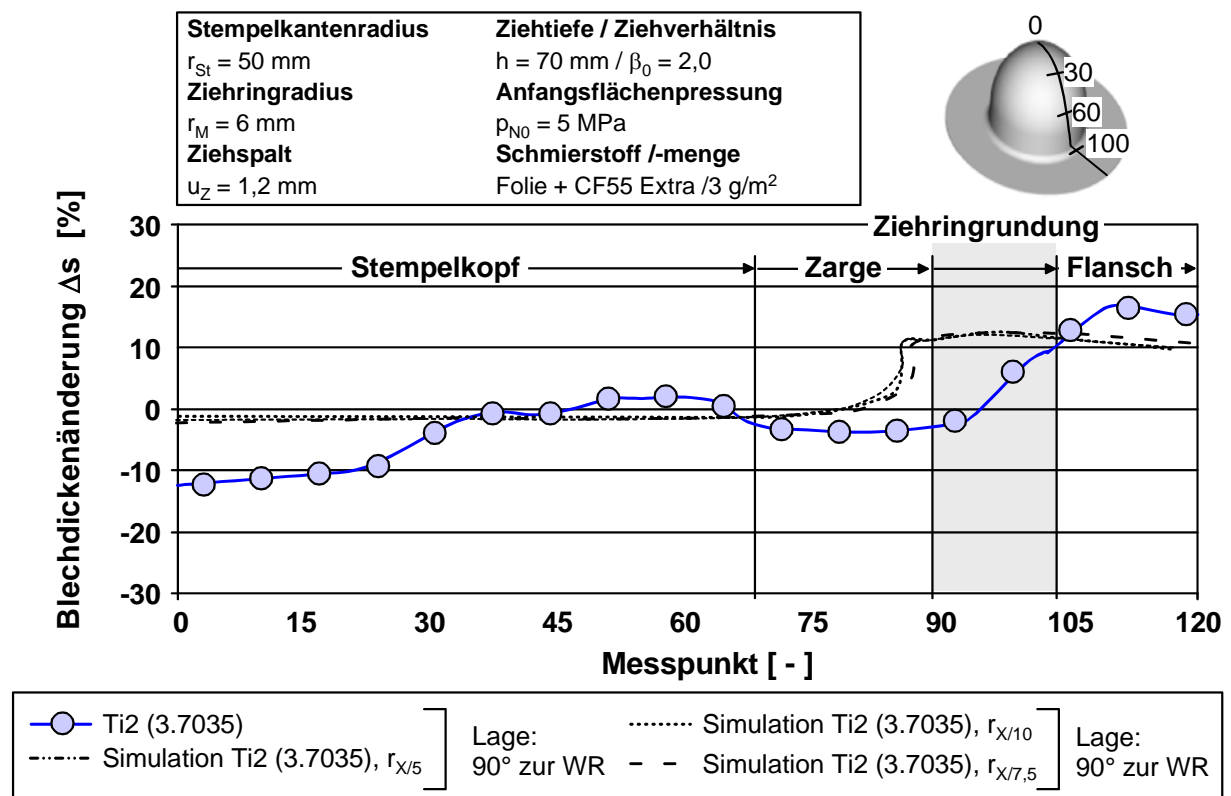


Bild 6-5: Auswirkung der Variation der senkrechten Anisotropie r auf die simulativ ermittelte Blechdickenänderung Δs im Vergleich zur realen Blechdickenänderung Δs , Simulationsprogramm AUTOFORM

Der Unterschied zwischen experimenteller Blechdickenänderung Δs und den in der Simulation bestimmten Blechdickenänderungen Δs sind erheblich. Die Variation der senkrechten Anisotropie r führt zu einer nur geringen Annäherung zwischen der Simulation und den experimentellen Werten im Stempelkopf-, Zargen- und Flanschbereich.

Auch bei dem Simulationsprogramm AUTOFORM soll ein Vergleich der Vorhersagequalität auf Basis der analysierten Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) erfolgen. Dafür sind in **Bild 6-6** die realen Blechdickenänderungen, derer aus der Simulation gegenübergestellt.

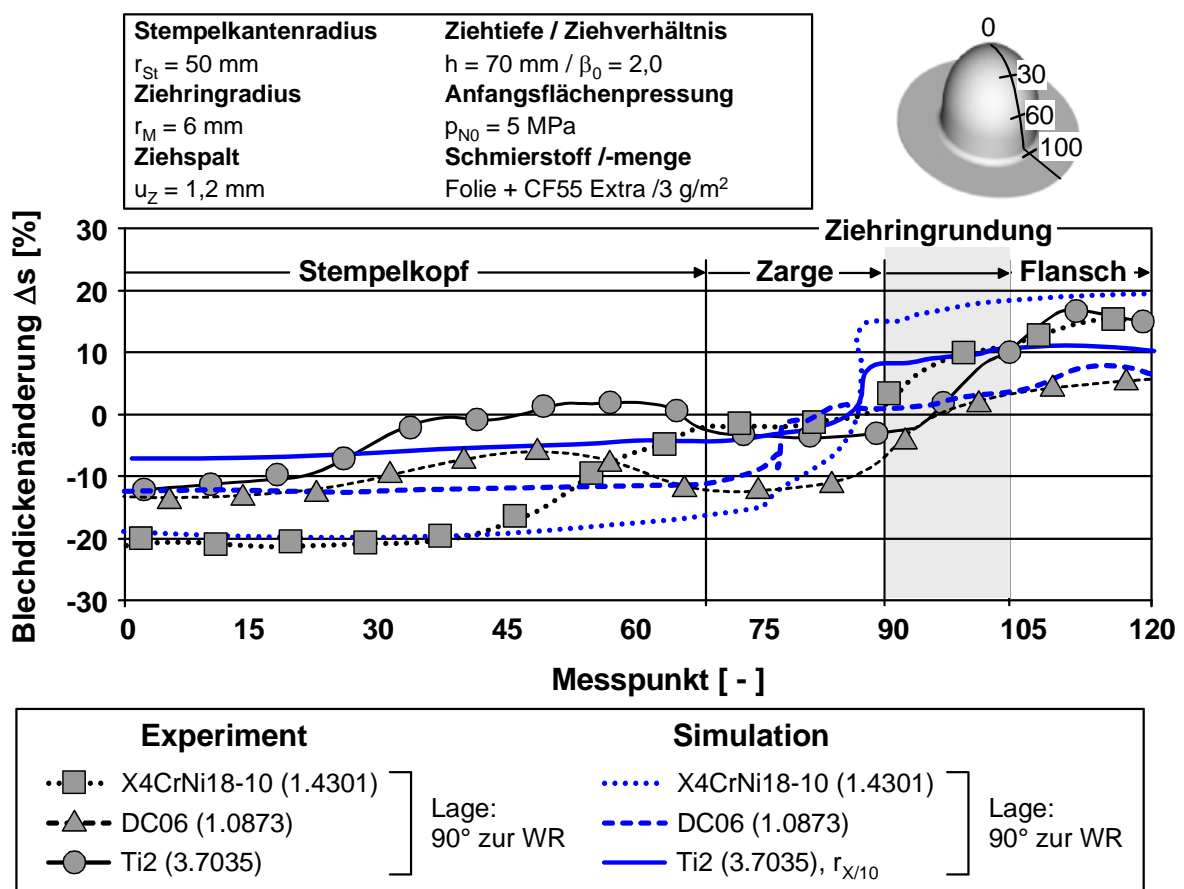


Bild 6-6: Vergleich der experimentellen Blechdicken mit Simulationsberechnungen, Simulationsprogramm AUTOFORM, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0 \text{ mm}$, Reibwert $\mu = 0,15$

Für die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und DC06 (1.0873) ergibt sich insbesondere im Stempelkopfbereich eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment. Am Stempelkantenauflauf beim Übergang in die Zarge und im gesamten Zargenbereich sind jedoch erhebliche Unterschiede bei diesen Werkstoffen zu erkennen. Die Blechdickenzunahme im Flanschbereich wird zufriedenstellend vorhergesagt. Die Vorhersage im Vergleich zum Simulationsprogramm PAM-STAMP für die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und DC06 (1.0873) erfolgt geringfügig schlechter. Für den Werk-

stoff Ti2 (3.7035) wurden die im Vorfeld optimierten Kombinationen für die Simulation eingesetzt. Die Vorhersagegenauigkeit für den Werkstoff Ti2 (3.7035) ist unzureichend.

6.6 Simulationsrechnungen mit dem Programm ABAQUS/Explizit

Die Berücksichtigung einer dehnungsabhängigen senkrechten Anisotropie $r = f(\varepsilon)$ ist derzeit bei keinem der bisher genannten FE-Programmen vorgesehen.

Um den Einfluss der dehnungsabhängigen senkrechten Anisotropie auf die Umformsimulation von Reintitanwerkstoffen zu untersuchen, wurde daher das Programm ABAQUS/Explizit für Tiefziehsimulationen eingesetzt.

ABAQUS/Explizit ermöglicht die Definition der dehnungsabhängigen senkrechten Anisotropie $r = f(\varepsilon)$ in Abhängigkeit der Temperatur. Die Temperatur wird in der expliziten Simulation über die Funktion „Adiabatic“ rein für den Blechzuschnitt ermittelt. Die entstehende Temperatur ist proportional den lokal vorliegenden Umformgraden. Da in der Simulationsberechnung der Temperatureinfluss vernachlässigt wird, kann die senkrechte Anisotropie r über die Temperaturverteilung zugeordnet werden. /SCHM02/

Die Größen des ABAQUS/Explizit FE-Modells sind in **Tabelle 6-7** dargestellt.

Tabelle 6-7: Bei den FE-Simulationen mit ABAQUS/Explizit verwendete Modellparameter

Element	Niederhalter	Stempel	Ziehring	Platine
Elementzahl	35	700	392	1269
Materialmodell	starr			elast.-plast.
Elementtyp	C ⁰ -stetiges 4-Knoten-Schalenelement			
Abmessungen [mm]	Ø 100			Ø 200
Ziehspalt u_Z [mm]	-	1,2		-
Zeitdiskretisierung	explizit			
Ziehtiefe h [mm]	70			
Ziehringradius r_M [mm]	6			
Stempelkantenradius r_{St} [mm]	50			
Reibwert μ [-]	0,04			
Niederhalterkraft F_N [kN]	40			
Ziehgeschwindigkeit v [m/s]	4			

Die Beschreibung des Blechwerkstoffs erfolgte analog zu den Simulationsprogrammen AUTOFORM und PAM-STAMP entsprechend **Tabelle 6-8**.

Tabelle 6-8: Werkstoffparameter für die FE-Simulationen mit ABAQUS/Explizit

Blechwerkstoff	DC06 (1.0873)	X4CrNi18-10 (1.4301)	Ti2 (3.7035)
Blechdicke s_0 [mm]	1,0		
Verfestigungskoeffizient a [MPa]	534	1391	650
Dehnung bei $R_{p0,2}$ ε_0 [-]	0,002	0,038	-
Verfestigungsexponent n [-]	0,25	0,50	0,14
Elastizitätsmodul E [GPa]	210	210	110
Querkontraktion ν [-]	0,3		0,36
Fließkurvenbeschreibung	29 Stützpunkte		

Entsprechend der Fließbedingung des Simulationsprogramms ABAQUS/Explizit wurden die *Hill'schen* Koeffizienten gemäß **Tabelle 6-9** entsprechend Abschnitt 6.3 berechnet.

Tabelle 6-9: *Hill'sche* Koeffizienten für die mit ABAQUS/Explizit simulierten Werkstoffe

		DC06 (1.0873)	X4CrNi18-10 (1.4301)	Ti2 ¹⁾ (3.7035)
<i>Hill'sche</i> Koeffizienten	F [-]	0,270	0,395	0,139
	G [-]	0,338	0,562	0,306
	N [-]	1,332	1,626	1,715

¹⁾ Dehnung 10 %

Zur Abbildung der dehnungsabhängigen senkrechten Anisotropie $r = f(\varepsilon)$ mit dem Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit wurden die in **Tabelle 6-10** aufgeführten *Hill'schen* Koeffizienten berechnet und in das Simulationsprogramm integriert.

Tabelle 6-10: Variation der dehnungsabhängigen *Hill'schen* Koeffizienten für den Werkstoff Ti2 (3.7035) mit dem Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit

Dehnung		5 %	7,5 %	10 %
<i>Hill'sche</i> Koeffi- zienten	F [-]	0,102	0,123	0,139
	G [-]	0,290	0,292	0,306
	N [-]	1,783	1,773	1,715

Die Ergebnisse des Werkstoffvergleichs auf Basis des Simulationsprogramms ABAQUS/Explizit zeigt **Bild 6-7**.

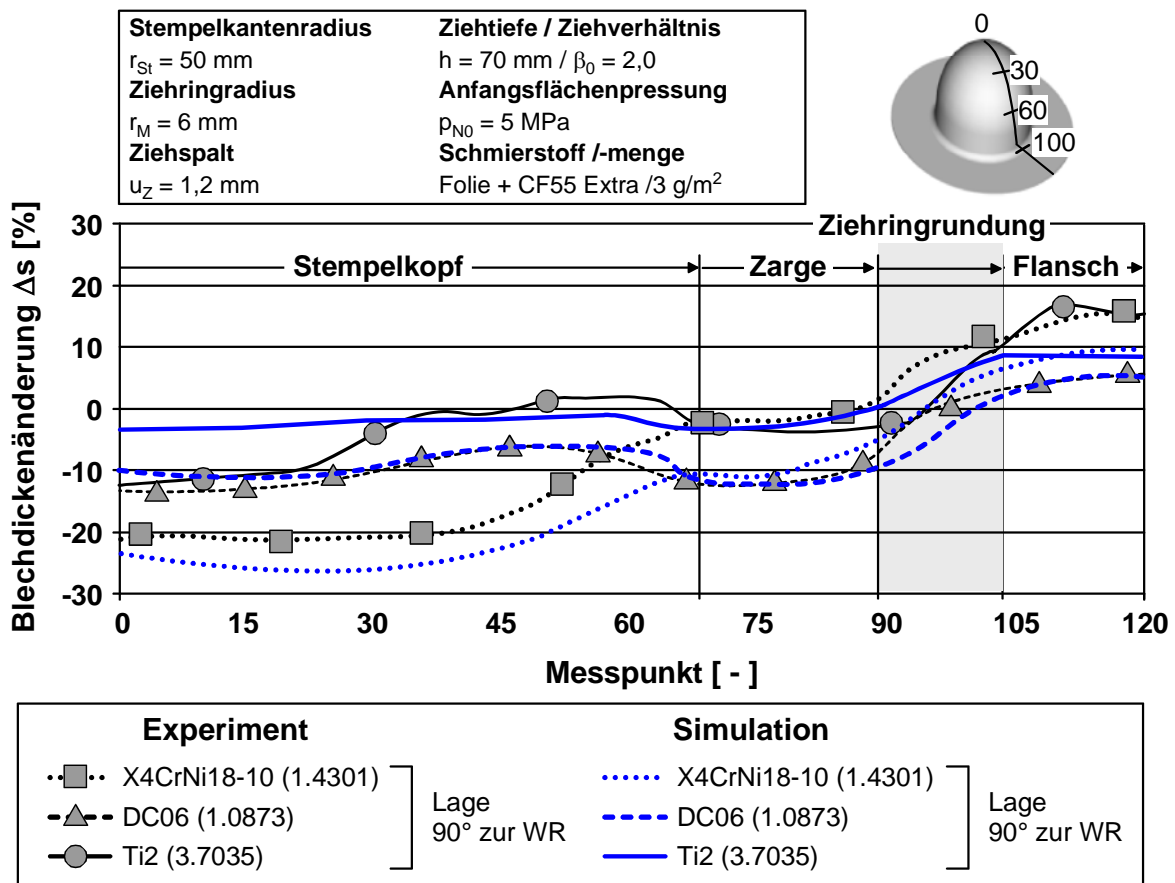


Bild 6-7: Vergleich der experimentellen Blechdickenänderung mit berechneten Blechdickenänderungen, Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0 \text{ mm}$

Für das Kriterium der Blechdickenänderung Δs zeigen die Simulationsrechnungen mit dem Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit für den Werkstoff DC06 (1.0873) sehr gute Übereinstimmungen mit den experimentellen Untersuchungsergebnissen. Für die Vorhersage der Blechdickenverteilung des Werkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) zeigt sich ein genereller Trend, die Blechdicke ca. 5 % zu niedrig vorherzusagen. Dies kann z.T. mit der Vernachlässigung der Martensitbildung dieses Werkstoffs in der Simulation begründet werden. Ähnlich wie bei den Simulationsprogrammen PAM-STAMP und AUTOFORM wird auch mit dem Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit die Blechdickenreduktion im Stempelkopfbereich für den Werkstoff Ti2 (3.7035) zu niedrig vorhergesagt. Weiterhin wird die Blechaufdickung im Flanshbereich für diesen Werkstoff ca. 8 % zu klein berechnet.

Mit dem Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit besteht die Möglichkeit, dehnungsabhängige Werkstoffkennwerte im Simulationsmodell zu berücksichtigen. Im einachsigen Zugversuch konnte die senkrechte Anisotropie r je nach Lage zur Walzrichtung bis zu Dehnungswerten von $\varepsilon = 10 \%$ bestimmt werden. Oberhalb der Gleichmaßdehnung A_g , die 90° zur Walzrichtung $A_{g90} = 7 \%$ beträgt, ist dieser Werkstoffkennwert fehlerbehaftet, wurde (basiert auf einer Extrapolation auf Basis des *Shah*-Modells) jedoch in die Simula-

tion mit 3 Stützpunkten gemäß Tabelle 6-10 eingebunden. Zum Vergleich wurden Simulationsrechnungen mit konstanter senkrechter Anisotropie $r_{X/5}$ des Dehnungswerts $\varepsilon = 5\%$ durchgeführt (verwendete Lagen zur Walzrichtung 0° , 45° und 90°). Das Ergebnis der Simulationsrechnungen im Vergleich zur experimentellen Blechdickenverteilung zeigt **Bild 6-8**.

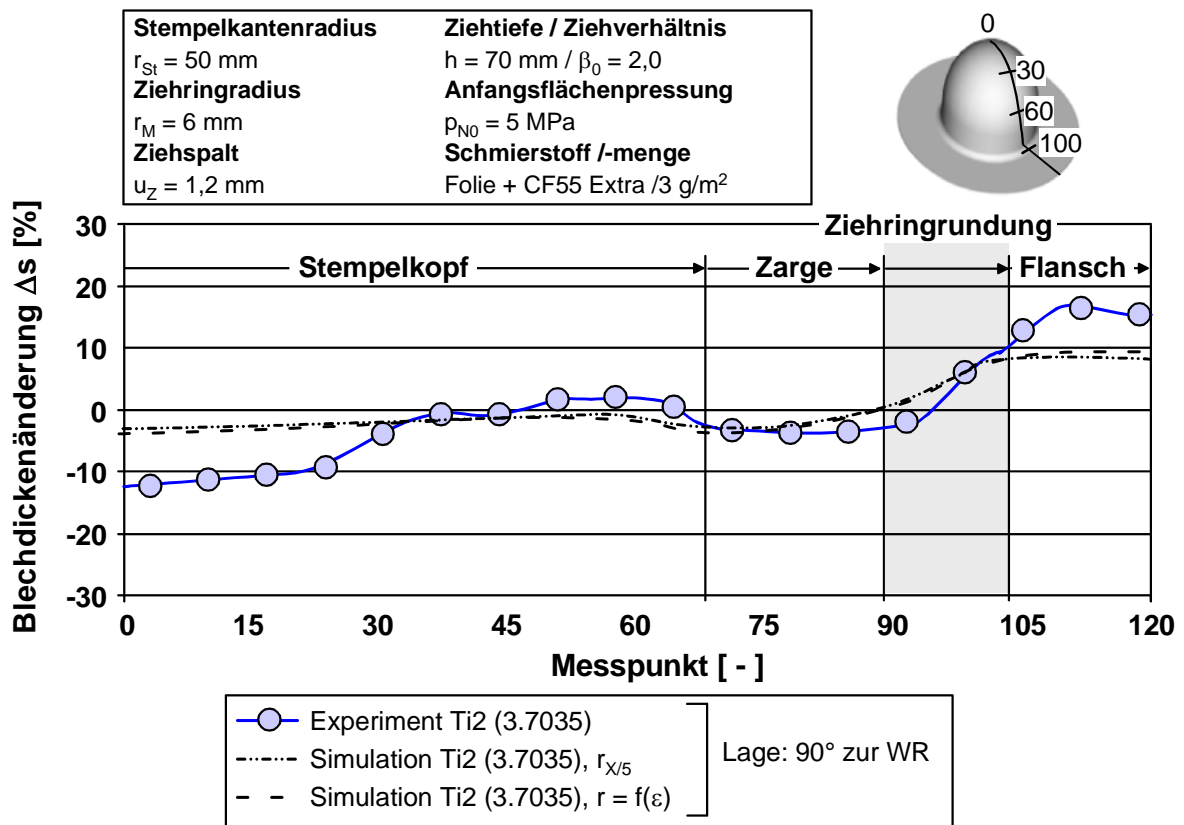


Bild 6-8: Vergleich konstanter senkrechter Anisotropie r zu dehnungsabhängiger senkrechter Anisotropie r auf die ermittelte Blechdickenänderung Δs im Vergleich zur experimentellen Blechdickenänderung Δs , Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit

Der Vergleich der beiden Anisotropiebeschreibungen $r_{X/5}$ sowie $r = f(\varepsilon)$ auf Basis des Simulationsprogramms ABAQUS/Explizit zeigt, dass eine dehnungsabhängige Berücksichtigung der senkrechten Anisotropie r für Reintitanwerkstoffe keine ausreichende Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit darstellt.

Die Vorhersagegenauigkeit für die ausgewählte Modellgeometrie auf Basis der verwendeten Simulationsprogramme PAM-STAMP, AUTOFORM und ABAQUS/Explizit sind für den Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) unzureichend. Das Simulationsprogramm AUTOFORM besitzt im Vergleich zu PAM-STAMP und ABAQUS/Explizit den Vorteil, dass während der Berechnung eine Entkopplung zwischen Knotenverschiebung und Werkstofffluss erfolgt. Zu Beginn eines jeden Zeitschrittes wird die Platinengeometrie bestimmt, welche die Randbedingungen erfüllt. Im Anschluss erfolgt die Berechnung des

Materialflusses. Vorteil dieser Methode ist die Reduzierung von sechs Freiheitsgraden beim Schalenelement auf zwei für das Membranelement. Diese Verlaufen tangential zur Blechoberfläche. /KUBL93/ Nachteilig bei der Verwendung von Membranelementen ist jedoch die Vernachlässigung von Biegeeffekten. Dies führt zu kleineren berechneten Spannungen im Zargenbereich und verfälscht die Ergebnisse der Simulationsberechnungen insbesondere bei kleinen Ziehring- und Stempelkantenradien sowie kleinen Bauteilgeometrien. /YANG95/

Die Simulationsberechnungen mit den Simulationsprogrammen PAM-STAMP, AUTOFORM und ABAQUS/Explizit haben die gute Vorhersagequalität der Umformsimulation für die Werkstoffe DC06 (1.0873) sowie X4CrNi18-10 (1.4301) verdeutlicht. Für die Abbildung des Umformverhaltens von Reintitanwerkstoffen liegen jedoch noch erhebliche Defizite vor. Dies liegt vor allem darin begründet, dass bestehende Materialgesetze das Umformverhalten von Reintitanwerkstoffen nur unzureichend beschreiben. Die im einachsigen Zugversuch bestimmten senkrechten Anisotropiewerte r führen bei Verwendung der in den Simulationsprogrammen integrierten Fließbedingungen und den Fließgesetzen nur für bestimmte Stahlwerkstoffe zu guten Voraussagen.

6.7 Empfehlungen zur Tiefziehsimulation von Reintitanwerkstoffen

Die Eingangsgrößen des Blechwerkstoffs bei der FE-Simulation umfassen: Fließkurve $k_f = f(\varphi)$, E-Modul E , Querkontraktion ν , senkrechte Anisotropie r sowie die Ausgangsblechdicke s_0 des Blechwerkstoffs. Unterschiede zu „gut simulierbaren“ Blechwerkstoffen bestehen lediglich in Bezug auf den E-Modul E , die Querkontraktion ν sowie die senkrechte Anisotropie r gegenüber von Reintitanwerkstoffen. Der E-Modul E ist bedeutsam zur Bestimmung der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$, der Gleichmaßdehnung A_g (Definitionsbereich der Fließkurve) und das elastisch-plastische Werkstoffverhalten (Rückfederung, Beulwiderstand). Für den Tiefziehprozess, d.h. die plastische Umformung von Blechwerkstoffen besitzt der E-Modul nur eine untergeordnete Relevanz. Aus der Querkontraktion ν und dem E-Modul E kann bei elastischer Beanspruchung von Metallen auf den Schubmodul G geschlossen werden. Die Querkontraktion von Reintitanwerkstoffen beträgt $\nu \approx 0,36$, die von Aluminiumlegierungen $\nu \approx 0,34$, die von Stahlwerkstoffen $\nu \approx 0,30$. Diese wurden entsprechend bei den Simulationsrechnungen berücksichtigt. Unter der Annahme das die Fließkurvenbeschreibung, wie im Abschnitt 6.2 dargestellt, gut mit Ansätzen von *Ludwik* bzw. *Krupkowski* erfolgen kann, scheint somit die dehnungsabhängige senkrechte Anisotropie Hauptauslöser der Differenzen zwischen Experiment und Simulationsergebnis zu sein.

Der Anwender von Simulationsprogrammen hat nicht die Möglichkeiten die Fließbedingung und Fließgesetz kommerzieller Simulationsprogramme zu ändern. Die Ermittlung der senkrechten Anisotropie r mittels einachsigem Zugversuch ist zurzeit die einzige Möglichkeit das Werkstoffverhalten zu beschreiben, wobei die Einschränkung besteht, dass homogene einachsige Zugspannungen für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035) je nach Lage zur Walzrichtung nur im Dehnungsintervall bis $\varepsilon = 10\%$ vorliegen. Die wahren mehrachsigen Umformungen finden bei deutlich höheren Dehnungen statt, so dass sich

durch den Gradienten der senkrechten Anisotropie r über der Dehnung niedrigere Anisotropiewerte einstellen.

Die dargestellten Überlegungen haben zu folgender Vorgehensweise geführt: Für jede Lage zur Walzrichtung wurde ein Dehnungswert ausgewählt ($\varepsilon = 5\%$), der kleiner ist als die kleinste Gleichmaßdehnung A_g der Lagen zur Walzrichtung 0° , 45° und 90° . Für diesen Dehnungswert kann die senkrechte Anisotropie r ohne Einschränkung im einachsigen Zugversuch bestimmt werden. Die Berechnung der *Hill'schen* Anisotropiekoeffizienten erfolgte für das Einfache, die Hälfte sowie ein Viertel dieser senkrechten Anisotropiewerte r . Auf Basis der so ermittelten Anisotropiekoeffizienten wurden Simulationsrechnungen mit den Simulationsprogrammen PAM-STAMP, ABAQUS/Explizit und AUTOFORM durchgeführt.

Einen Vergleich der Ergebnisse der Simulationsrechnungen mit den experimentellen Blechdickenänderungen Δs zeigt **Bild 6-9**.

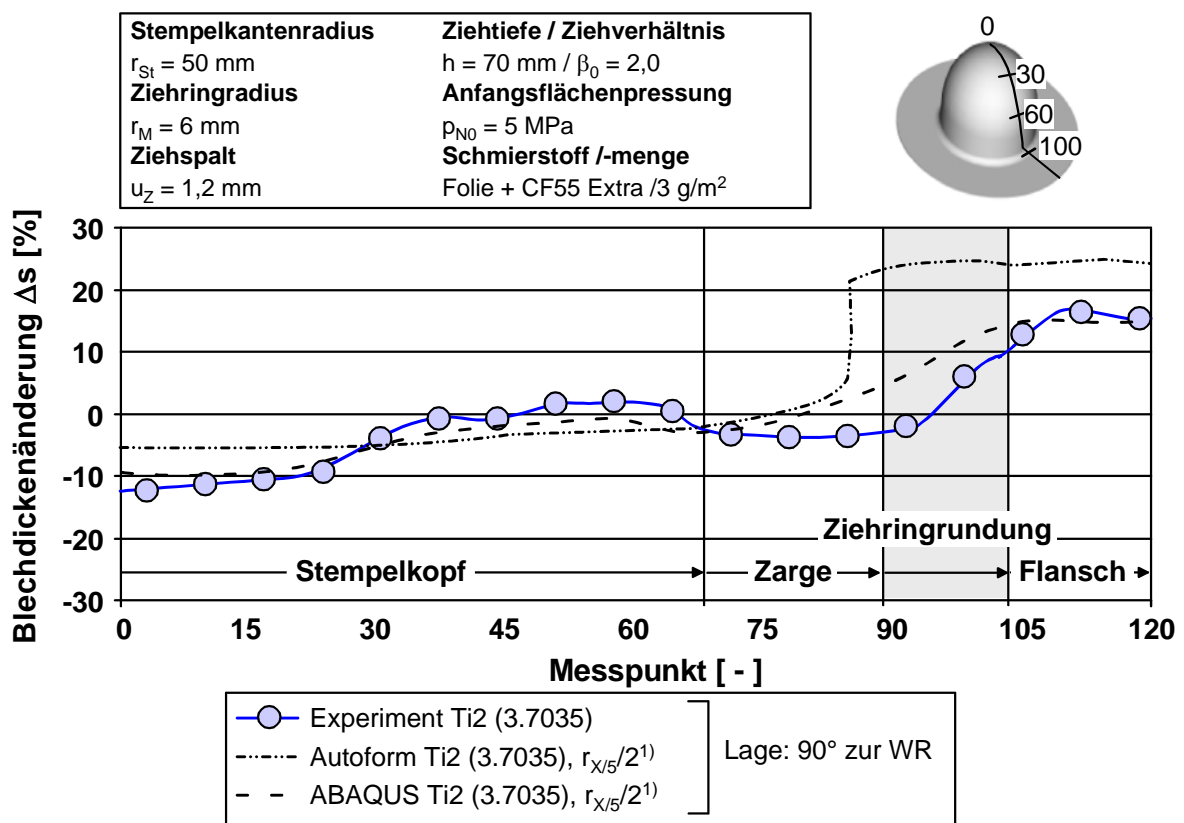


Bild 6-9: Simulativ ermittelte Blechdickenänderung Δs im Vergleich zur experimentellen Blechdickenänderung Δs , Simulationsprogramme ABAQUS/Explizit und AUTOFORM

¹⁾ bei $\varepsilon = 5\%$ wird der r -Wert halbiert. Für die durchgeführten Untersuchungen ergab sich die beste Übereinstimmung der Simulationen mit den Umformergebnissen mit dieser Annahme.

Mit der beschriebenen Vorgehensweise lässt sich auf Basis des Simulationsprogramms ABAQUS/Explizit eine gute Vorhersage der Blechdickenverteilung für die ausgewählte Beispielgeometrie treffen. Das Simulationsprogramm AUTOFORM realisiert Berechnungsergebnisse die deutlich von den experimentellen Ergebnissen abweichen. Eine Berechnung dieser Geometrie mit dem Simulationsprogramm PAM-STAMP unter den genannten Voraussetzungen war nicht möglich. Die dargestellte Vorgehensweise wurde mit Hilfe von Variationsrechnungen zur Minimierung des Berechnungsfehlers abgeleitet.

7 Beulwiderstand umformtechnisch hergestellter Blechformteile

Das Beulverhalten von Blechformteilen wird über den Beulwiderstand definiert. Dieser lässt sich differenzieren in den elastischen Bereich der Beulsteifigkeit sowie in den plastischen Bereich der Beulfestigkeit. Generell wird zwischen dynamischem Beulen und quasi-statischem Beulen differenziert. Bei den Belastungsfällen wird zwischen lokalen (örtlich begrenzten) sowie globalen (großflächigen) Wirkorten während der Beulbelastung unterschieden. /DONH99/ Beim Einsatz von Stahlwerkstoffen wurde die Gewichtsreduzierung für Außenhautteile durch Blechdickenverminderung bei gleichzeitiger Erhöhung der Werkstofffestigkeit erreicht. In diesem Zusammenhang wurde der Beulwiderstand für unterschiedliche Stahlwerkstoffe in Abhängigkeit von Blechdicke, Streckgrenze, Vordehnung, Prüfkörpergeometrie, Bauteilgeometrie und Beulort bereits diskutiert /BRÄU90, DAUB96, SHI97, DREW98 DOEG01-2/. Wesentliche Ziele der angesprochenen Untersuchungen waren ein Werkstoffvergleich sowie die Ermittlung qualitativer Abhängigkeiten mit Kennwerten des einachsigen Zugversuchs.

7.1 Vorhersage des Beulwiderstandes nach *DiCello* und *George*

In erster Linie wird in der Literatur der Ansatz von *DiCello* und *George* /DICE74/ im Zusammenhang mit der Vorhersage des Beulwiderstandes diskutiert. Dieser hat sich gegenüber dem Ansatz von Yutori /YUTO80/ etabliert, da er auch das Beulverhalten und nicht nur die maximale Beulkraft bei der Bewertung des Beulverhaltens von Blechformteilen berücksichtigt. In Bezug auf die Kontaktgeschwindigkeit sollen hier nur quasi-statische Beulbelastungen betrachtet werden. Dies erlaubt wechselwirkungsfreie Aussagen hinsichtlich der Einflüsse von Werkstoff und Geometrie /FREY99/.

Mit den Untersuchungen soll das Leichtbaupotenzial von Titanwerkstoffen gegenüber hochlegierten Stahlwerkstoffen bewertet werden. Eine experimentelle Bewertung des Beulwiderstandes von Bauteilen ist notwendig, da die Abweichungen zum Experiment in der Beulsimulation bei ca. 30 % liegen /FREY99/. Diese Aussage bezieht sich auf Stahlwerkstoffe deren Umformverhalten (Blechdickenverteilung) im Vergleich zu Titanwerkstoffen sehr gut abgebildet werden kann.

Das quasi-statische Beulen kann nach /DICE74/ in drei Bereiche unterschiedlicher Steifigkeiten eingeteilt werden (**Bild 7-1**).

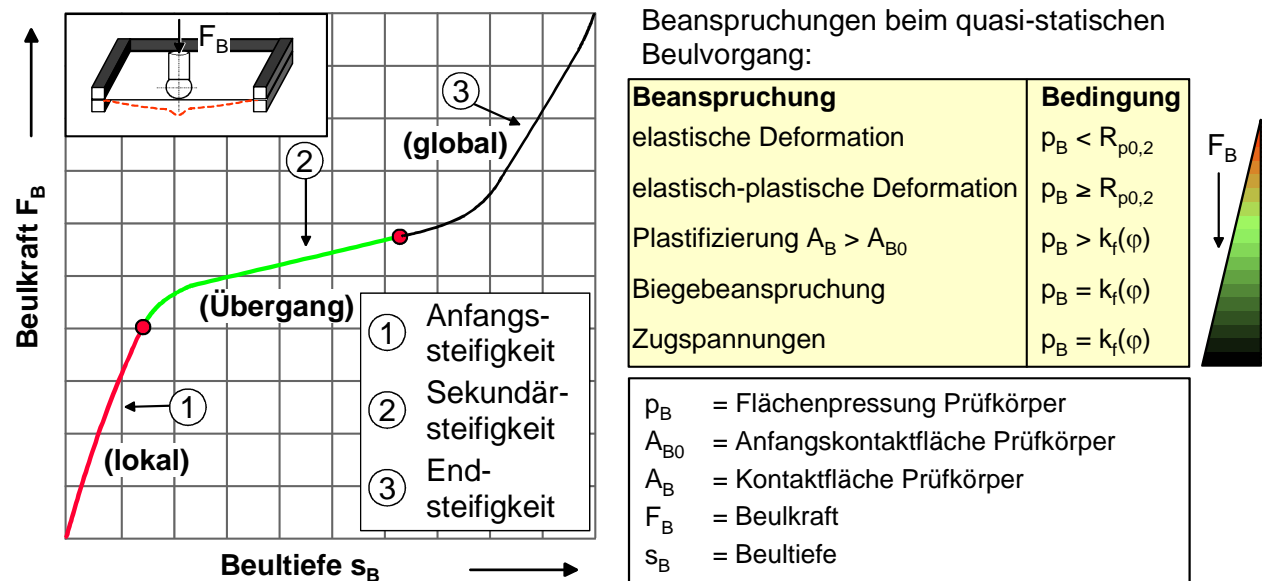


Bild 7-1: Differenzierung des quasi-statischen Beulvorganges in drei Steifigkeitsbereiche sowie den Beanspruchungen des eingespannten Blechformteils bei kontinuierlicher Erhöhung der Beulkraft F_B /nach DICE74/

Das Auftreten plastischer Beultiefen ist sowohl von globalen Einflussgrößen (Geometrie, Einspannung) als auch von lokalen Einflussgrößen (Werkstoffeigenschaften) abhängig.

Bei einer Beulbelastung findet im Bereich der Anfangssteifigkeit zunächst eine elastische Verformung der Gesamtgeometrie statt. Diese wird ausgelöst durch eine elastisch-plastische lokale Bauteilbeanspruchung. Ist die auftretende Flächenpressung unter dem Beulkörper $p_B \geq R_{p0,2}$ beziehungsweise bei Überschreitung der Elastizitätsgrenze $p_B > k_f(\varphi)$, so liegt eine elastisch-plastische teilreversible Werkstoffbeanspruchung vor. Da bei einer Prüfkugel als Prüfkörper zu Beginn theoretisch eine unendlich kleine Kontaktfläche vorliegt, kann eine elastisch-plastische Werkstoffbeanspruchung nicht verhindert werden. Tritt auf Grund der Beanspruchung ein Werkstofffließen ein, so vergrößert sich die Kontaktfläche soweit bis die Flächenpressung unter dem Beulkörper $p_B \leq k_f(\varphi)$ beträgt. Im Bereich der Sekundärsteifigkeit liegt lokal eine Überlagerung von Biege- und Zugbelastungen als Folge der Beulbelastung vor, die mit fortschreitender Beultiefe in den Bereich der Endsteifigkeit übergeht. Der Bereich der Endsteifigkeit ist größtenteils durch Zugbeanspruchungen des Bauteils gekennzeichnet.

Der Ansatz zur Vorhersage des Beulverhaltens von *DiCello* und *George* wurde aus dem in **Bild 7-2** dargestellten Zusammenhang entwickelt.

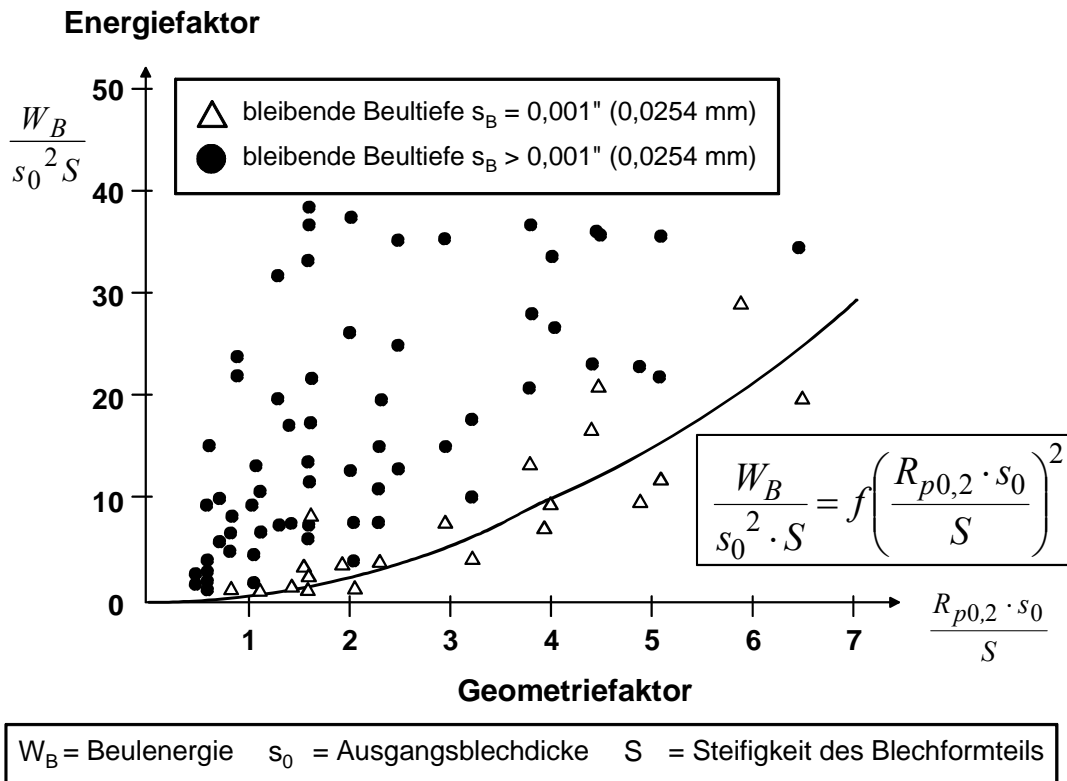


Bild 7-2: Minimale Beulenergie zur Verursachung einer bleibenden Beultiefe /DICE74/

DiCello und *George* definierten wie in Bild 7-3 dargestellt, einen Energiefaktor (Ordinate) und einen Geometriefaktor (Abzisse) und leiteten für unterschiedliche Bauteilgeometrien und Werkstoffe eine Proportionalität ab.

Der gezeigte Zusammenhang:

$$\frac{W_B}{s_0^2 \cdot S} = f\left(\frac{R_{p0,2} \cdot s_0}{S}\right)^2 \quad (7.1)$$

kann vereinfacht werden zu:

$$W_B = K_B \frac{R_{p0,2}^2 \cdot s_0^4}{S} \quad (7.2)$$

K_B = Proportionalitätsfaktor

wobei für ebene Bleche nach /DICE74/ und /SHI91/ die Beulenergie im Bereich der Beulsteifigkeit in folgender Form beschrieben werden kann:

$$W_B = K_B \frac{R_{p0,2}^2 \cdot s_0}{E} \quad (7.3)$$

Dieser Ansatz gilt für kleine bleibende Beultiefen $s_{B, res} \leq 0,001''$ (0,0254 mm). Die Abschätzung des Beulwiderstandes von Blechwerkstoffen findet auf Basis der 0,2 % Dehn-

grenze $R_{p0,2}$, des E -Moduls E sowie der Ausgangsblechdicke s_0 statt, wobei der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ ein quadratischer Einfluss zugerechnet wird.

Auf Basis dieses Ansatzes wurde in /DICE74/ ein Verhältnis zur Substitution zur Blechdickenreduzierung von Blechwerkstoffen bei Erhöhung der Streckgrenze definiert:

$$\frac{R_{p0,2(1)}}{R_{p0,2(2)}} = \left(\frac{s_{0(2)}}{s_{0(1)}} \right)^m \quad (7.4)$$

mit $m = 1 \dots 2$ /ENGL83/

wobei (1) Blechwerkstoff 1 und (2) Blechwerkstoff 2 beschreibt.

Die zur Entwicklung des Ansatzes verwendete Vorgehensweise und die aus dem in Bild 7-2 dargestellten Zusammenhang abgeleitete Funktion aus dem Jahr 1974 weist folgende Einschränkungen auf:

- ◆ die Streuung der Einzelwerte um die mittels Regression bestimmte Funktion ist beträchtlich,
- ◆ die zur Auswertung herangezogenen Messpunkte entsprechen der Nachweisgrenze für die bleibende Beultiefe, sind also nicht absolut quantifiziert,
- ◆ der Proportionalitätsfaktor K_B basiert auf experimentellen Untersuchungen. Dessen Bestimmung ist auch in späteren Veröffentlichungen nicht allgemeingültig beschrieben,
- ◆ die durchgeführte Auswertung beruht auf umformtechnisch hergestellten Blechformteilen, die in Folge der Umformung inhomogene Blechdickenverteilungen, Verfestigungen und Eigenspannungszustände aufweisen,
- ◆ da die Blechwerkstoffe in Abhängigkeit der vorliegenden Formänderungen dehnungsabhängige Werkstoffkennwerte aufweisen und diese nicht berücksichtigt wurden, ist die Auswertung ungenau.

Die genannten Einschränkungen sollen durch eine veränderte Vorgehensweise vermieden werden, um für die Bewertung der Beulfestigkeit von Blechwerkstoffen einen neuen Ansatz zu entwickeln, der das dehnungsabhängige Werkstoffverhalten berücksichtigt.

7.2 Entwicklung eines Ansatzes zur Abschätzung der Beulfestigkeit von Blechformteilen

Bauteile mit komplexer Geometrie weisen in Folge der Umformung nicht konstante Blechdickenverläufe, Kaltverfestigungsgrade und Eigenspannungszustände auf /FREY99/. Im Rahmen der Untersuchungen wurden daher zunächst ebene Blechplatten analysiert. Weitere Untersuchungen zum Einfluss von Vorverfestigungen erfolgten mit

einachsig vorgedehnten Zuschnitten. Es wurden die Vordehnungen 0 %, 5 % sowie 10 % mit den maximalen Beultiefen $s_{B, max}$: 2,5 mm, 5 mm, 7,5 mm, 10 mm, 15 mm und 20 mm gebeult. Die Blechplatingeometrie nach der Umformung betrug 240 mm x 240 mm, die Vordehnung erfolgte jeweils in Walzrichtung.

Die experimentellen Untersuchungen erfolgten mit dem in **Bild 7-4** dargestellten Beulprüfstand in Stufen, wobei jeweils zwei Beultiefen s_B mit einer Blechplatine ausgeführt wurden. Die Elastizität des Prüfkörpers wird bei der Auswertung der Versuchsreihen vernachlässigt, da die Festigkeit (Härte) des Prüfkörperwerkstoffs (gehärtet 58 HRC) deutlich über der der Blechwerkstoffe liegt.



Bild 7-4: Beulprüfstand für quasi-statische Belastung, Punktlast

Die Beulbelastung wurde mit einer konstanten Beulgeschwindigkeit von $v_B = 1,8$ mm/s aufgebracht, wobei die Blechplatinen nicht eingespannt wurden.

Beulwiderstand nicht vorgedehnter Blechplatinen

Zunächst sollen die Ergebnisse nicht vorgedehnter Blechzuschnitte diskutiert werden, um den Einfluss der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie des E -Moduls E auf die Beulkraft F_B sowie die bleibende Beultiefe $s_{B, res}$ abzuschätzen. In **Bild 7-5** sind die Ergebnisse der quasi-statischen Beuluntersuchungen mit den Werkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) in der Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm gegenüber gestellt. Für die Diskussion des Einflusses der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ sollen die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie DC06 (1.0873) verglichen werden. Die mittlere 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ (quer) wurde entsprechend Gleichung 7.5 berechnet und ist in **Tabelle 7-1** zusammen mit dem E -Modul E für die untersuchten Blechwerkstoffe dargestellt.

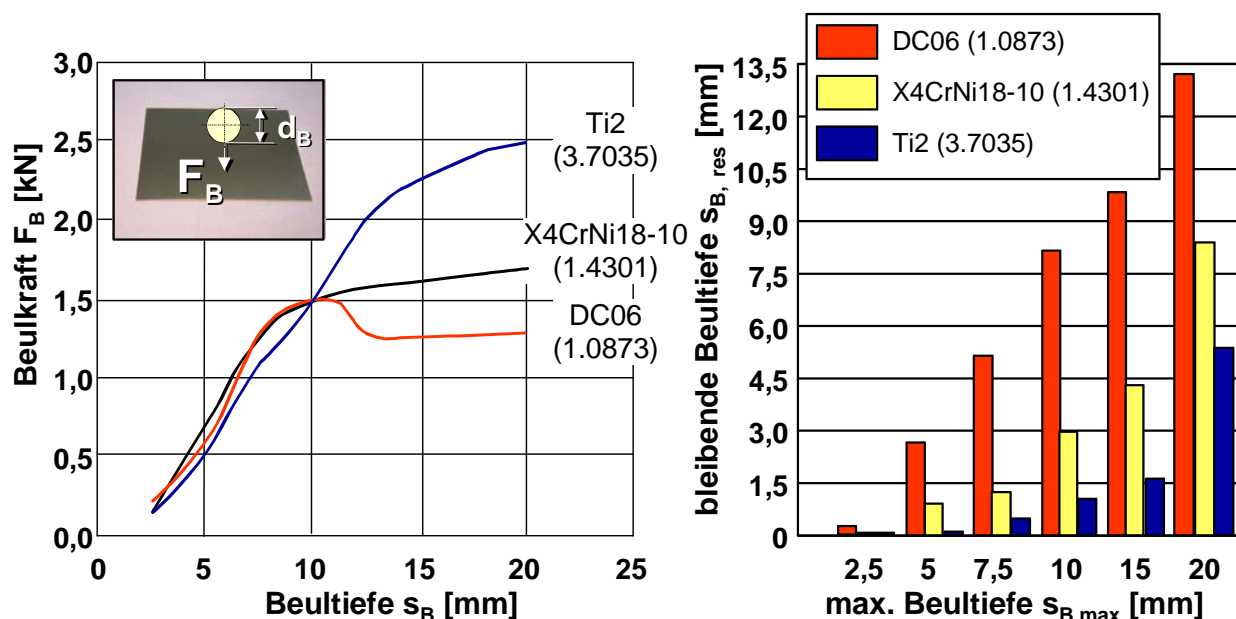
$$R_{p0,2}(\text{quer}) = \frac{R_{p0,2/0^\circ} + 2R_{p0,2/45^\circ} + R_{p0,2/90^\circ}}{4} \quad (7.5)$$

Tabelle 7-1: Mittlere 0,2 % Dehngrenze und E-Moduln der Blechwerkstoffe DC06 (1.0873), X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035)

Werkstoff	DC06 (1.0873)	X4CrNi18-10 (1.4301)	Ti2 (3.7035)
$R_{p0,2}$ (quer) [MPa]	192	300	306
E-Modul [GPa]	206	193	106

Die Differenz zwischen den E-Moduln der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie DC06 (1.0873) werden bei der Auswertung der Beuluntersuchungen vernachlässigt. Weiterhin wird der Unterschied zwischen den Werkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) in Bezug auf die mittlere 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ vernachlässigt.

Auf diese Weise besteht die Möglichkeit, den Einfluss des E-Moduls bei Vergleich der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und Ti2 (3.7035) zu quantifizieren. Die Auswirkungen der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ können auf Basis der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie DC06 (1.0873) dargestellt werden (**Bild 7-5**).



Ausgangsblechdicke	$s_0 =$	1,0 mm	Prüfkörperdurchmesser $d_B =$	20 mm
Platinengeometrie	$A =$	240 mm x 240 mm	Beulgeschwindigkeit $v_B =$	1,8 mm/s

Bild 7-5: Ergebnis der quasi-statischen Beuluntersuchungen von ebenen Blechplatten der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Die mittlere 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ hat bis zu einer Beultiefe von $s_B = 10$ mm keinen signifikanten Einfluss auf die gemessene Beulkraft F_B . Deutlich ist hingegen eine Redu-

zierung der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ beim Vergleich der beiden Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und DC06 (1.0873) mit steigender Beultiefe s_B zu erkennen. Beim Vergleich der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) wird der Einfluss des E-Moduls verdeutlicht. Die Reduzierung des E-Moduls führt zu einer starken Verlängerung der Anfangssteifigkeit. Weiterhin wird die bleibende Beultiefe $s_{B, res}$ gegenüber Werkstoffen mit höherem E-Modul herabgesetzt. Diese grundlegenden Zusammenhänge hat auch /DONH99/ aufgezeigt. Höhere Beultiefen $s_B \geq 10$ mm lassen keine Bewertung des Beulwiderstandes auf Basis rein elastischer Werkstoffkennwerte zu, sondern das Verfestigungsverhalten hat Auswirkungen auf den Beulwiderstand. Diese Einflussgröße soll nachfolgend diskutiert werden.

Einfluss einachsiger Vorverfestigungen auf den Beulwiderstand

Bisher wurde bei der Analyse des Beulverhaltens von Blechformteilen der Einfluss dehnungsabhängiger Werkstoffkennwerte vernachlässigt. Abhängig vom Verfestigungsverhalten des Blechwerkstoffs können durch einachsige Vordehnungen definierte Fließspannungen eingestellt werden. Berücksichtigt man die Blechdickenreduzierung, so kann auf diese Weise eine Variation der $R_{p0,2}$ -Dehngrenze erreicht werden. Daher wurden Blechzuschnitte im Abmaß 300 mm x 300 mm in Walzrichtung $\varepsilon = 5\%$ sowie $\varepsilon = 10\%$ vorgedehnt. Anschließend erfolgte ein Beschnitt auf die zu beulende Geometrie von 240 mm x 240 mm. In **Bild 7-6** sind die Ergebnisse der Beuluntersuchungen der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) mit einachsigt vorgedehnten Blechplatten vergleichend gegenübergestellt.

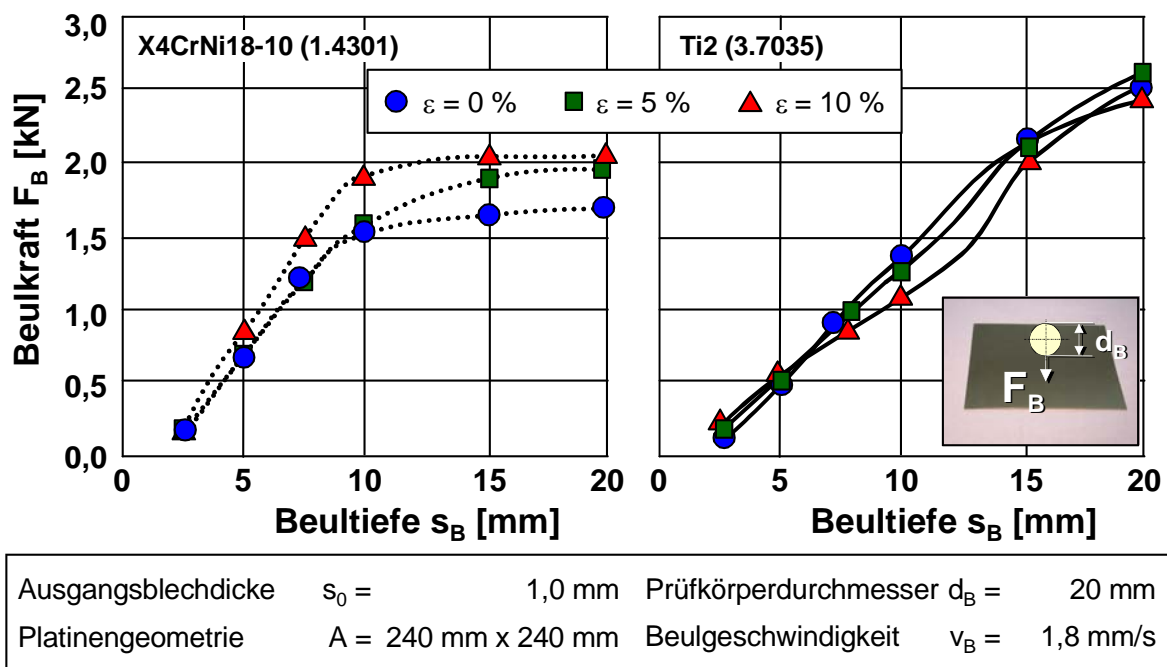


Bild 7-6: Verlauf der Beulkraft F_B bei quasi-statischen Beuluntersuchungen von einachsigt vorgedehnten Blechplatten der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Oberhalb einer maximalen Beultiefe s_B von 10 mm zeigt sich für den Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) eine deutliche Abhängigkeit der Beulkraft F_B von der Vordehnung φ . Mit der Vordehnung φ steigt auch die notwendige Beulkraft F_B an, d.h. der Beulwiderstand nimmt zu. Weiterhin ist im elastischen Bereich die größere Steigung der vorgedehnten Blechplatte zu beobachten. Eine Erklärung dieses Verhaltens kann auf Basis der senkrechten Anisotropie r sowie des Verfestigungsexponenten n aus dem einachsigen Zugversuch erfolgen. Die Umformung, in diesem Fall einachsige Vordehnung, führt zu einer Blechdickenreduzierung. Diese verringert den Beulwiderstand und kann mit Hilfe der senkrechten Anisotropie abgeschätzt werden. Ein Ausgleich der Blechdickenabnahme und damit der Reduzierung des Beulwiderstandes erfolgt durch die Verfestigung des Blechwerkstoffs (Erhöhung des Festigkeitswertes). Beim Werkstoff Ti2 (3.7035) zeigt sich keine Abhängigkeit des Beulwiderstandes von der Vordehnung φ , bzw. die kleine Verfestigung des Blechwerkstoffs gleicht die Blechdickenreduzierung gerade aus.

Zur weiteren Bewertung des Beulverhaltens sind für die Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) die bleibenden Beultiefen $s_{B, res}$ in **Bild 7-7** dargestellt.

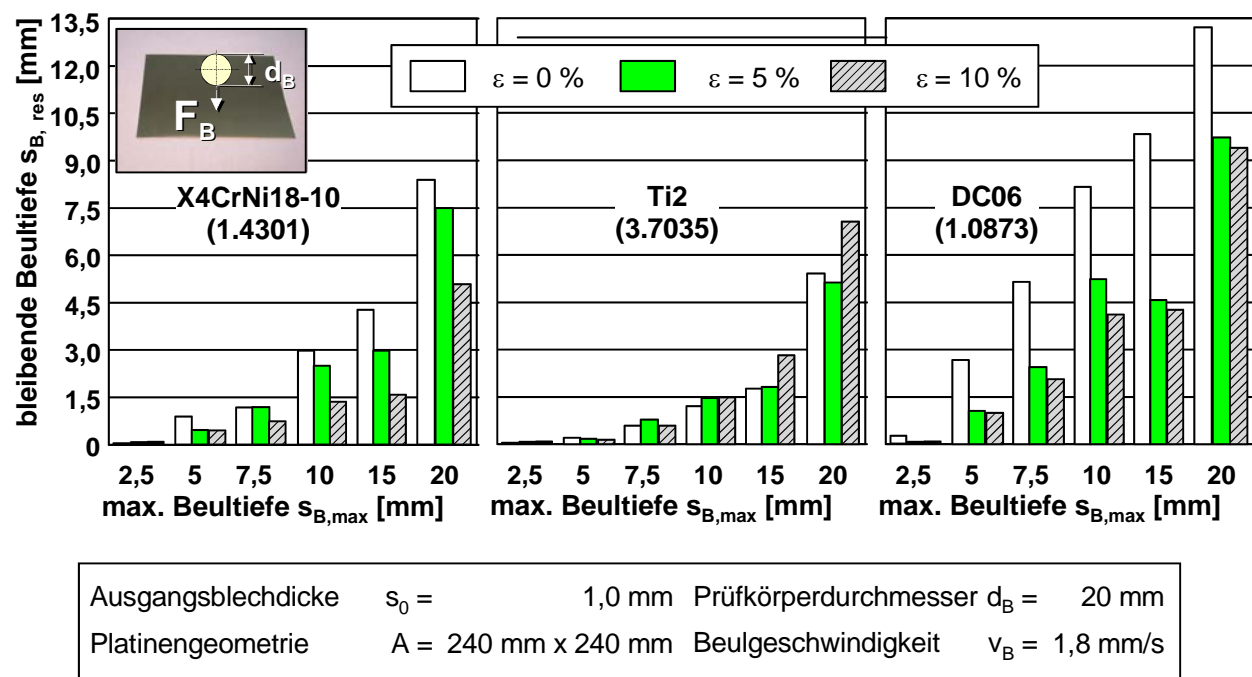


Bild 7-7: Bleibende Beultiefe $s_{B, res}$ bei quasi-statischen Beuluntersuchungen von einachsig vorgedehnten Blechplatten der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), Ti2 (3.7035) sowie DC06 (1.0873), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Mit zunehmender Vorverfestigung, ist beim Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) und DC06 (1.0873) eine reduzierte bleibende Beultiefe $s_{B, res}$ zu beobachten. Ein anderes Verhalten zeigt der Werkstoff Ti2 (3.7035). Für höhere Beultiefen s_B steigt die bleibende Beultiefe $s_{B, res}$ mit zunehmender Vordehnung an. Dieses Verhalten ist für Beultiefen $s_B = 15$ mm

sowie $s_B = 20$ mm besonders ausgeprägt. Zur Bewertung dieses Verhaltens soll das dehnungsabhängige Werkstoffverhalten der untersuchten Blechwerkstoffe mit einbezogen werden (**Tabelle 7-2**).

Tabelle 7-2: Dehnungsabhängige Werkstoffkennwerte in Walzrichtung, Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035), bestimmt nach EN 10130

	X4CrNi18-10 (1.4301)			DC06 (1.0873)			Ti2 (3.7035)		
	0,2	5	10	0,2	5	10	0,2	5	10
ε [%]	0,2	5	10	0,2	5	10	0,2	5	10
$k_f(\varphi)$ [MPa]	316	414	513	187	222	267	267	421	457
$s(\varphi)$ [mm]	0,990	0,963	0,939	0,99	0,973	0,959	1,026	1,011	0,996
$E(\varphi)$ [GPa]	193	194	187	206	196	191	106	103	106
$n(\varphi)$ [-]	-	0,4	0,44	-	0,265	0,230	-	0,126	0,098

Die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und Ti2 (3.7035) zeigen im Dehnungsintervall bis 10 % einen starken Festigkeitsanstieg. Beim Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) von 61 % und beim Werkstoff Ti2 (3.7035) von 58 %, also etwa gleich stark. Der Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) weist mit 5,2 % eine höhere Blechdickenreduzierung auf als der Werkstoff Ti2 (3.7035), mit nur 3 %. Die dehnungsabhängige Abnahme des E-Moduls E ist bei beiden Werkstoffen ausgeprägt, wobei die Höhe der Variation den Schluss erlaubt: dieser Einfluss hat untergeordnete Bedeutung. Auf Basis der vorliegenden Ergebnisse von den Werkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) ist der dehnungsabhängige Verfestigungsexponent $n(\varphi)$ ausschlaggebend. Die starke Reduzierung des Verfestigungsexponenten n des Werkstoffs Ti2 (3.7035) führt bei der Beulbelastung zu höheren bleibenden Beultiefen $s_{B, res}$.

Die vorliegenden Ergebnisse wurden als Basis für die Entwicklung eines neuen Ansatzes zur Abschätzung des Beulwiderstandes von Blechwerkstoffen und Blechformteilen verwendet. Dafür wurde die Beulenergie W_B zunächst entsprechend:

$$W_B = \int_0^{s_B} F_B ds_B \text{ errechnet.} \quad (7.6)$$

In **Bild 7-8** ist für den Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) beispielhaft die Beulenergie W_B in Abhängigkeit der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ für die ebenen Blechplatten in

den untersuchten Vordehnungsstufen 0 %, 5 % und 10 % dargestellt.

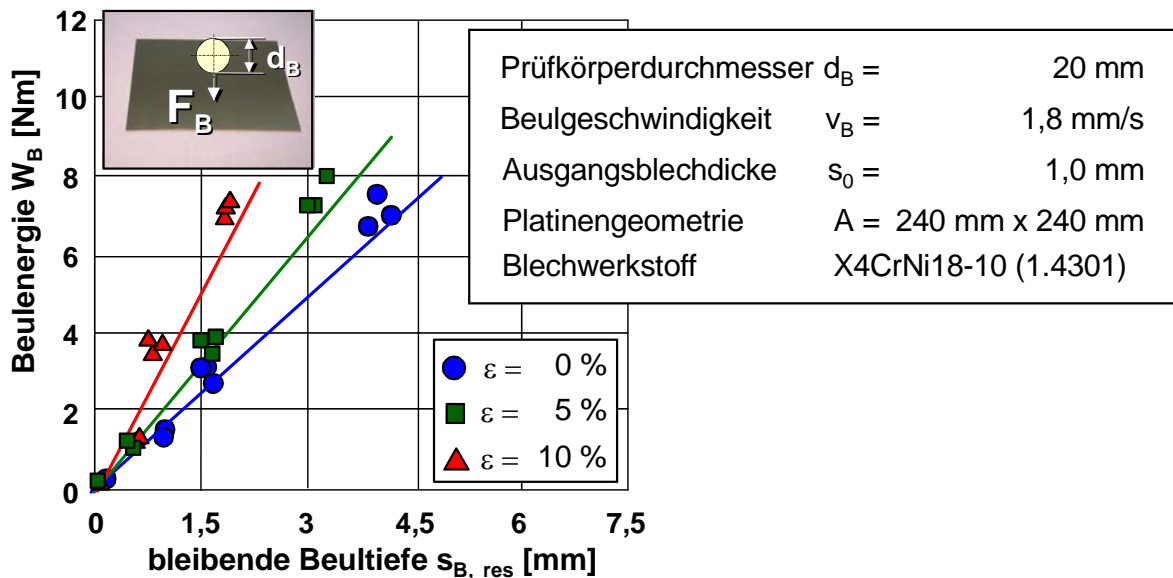


Bild 7-8: Beulenergie W_B funktional der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ bei quasi-statischen Beuluntersuchungen von einachsigt vorgedehnten Blechplatten des Werkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0 \text{ mm}$

Als Berechnungs- und Auswertungsgrundlage wurde die Anfangssteifigkeit ausgewählt, da in diesem Bereich lediglich die Bauteilgeometrie sowie die Werkstoffeigenschaften das Beulergebnis beeinflussen. Die Bauteilgeometrie wurde konstant gehalten. Für diese Bauteilgeometrie wurden auf Basis der Ergebnisse die Beultiefen bis $s_B = 10 \text{ mm}$ einbezogen. Die in Bild 7-8 dargestellte Abhängigkeit lässt einen linearen Zusammenhang zwischen der Beulenergie W_B und der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ erkennen. Die Auswertung der Funktionalitäten der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ mit der Beulenergie W_B der durchgeführten Untersuchungen sowie Regressionsanalysen ergaben die in **Tabelle 7-3** angegebenen Zahlenwerte.

Tabelle 7-3: Ergebnis der Regressionsanalyse zur Abhängigkeit zwischen Beulenergie W_B und bleibender Beultiefe $s_{B, res}$ für die Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035)

	Dehnung ε [%]	Linearer Regressionsparameter [mm]	Bestimmtheit [%]
X4CrNi18-10 (1.4301)	0	1,65	99,6
	5	2,09	99,9
	10	3,08	97,0
DC06 (1.0873)	0	0,91	93,4
	5	1,35	99,4
	10	1,55	99,7
Ti2 (3.7035)	0	3,48	99,6
	5	2,98	97,5
	10	3,73	89,0

Insbesondere für Dehnungen ε bis 5 % ergaben sich für alle untersuchten Werkstoffe Regressionsparameter mit sehr guten Bestimmtheitsgraden. Lediglich der Werkstoff Ti2 (3.7035) weist für die Dehnung von $\varepsilon = 10$ % eine Abweichung größer 10 % auf.

Als Einflussgrößen wurden die Werkstoffparameter:

- ◆ Elastizitätsmodul E ,
- ◆ Ausgangsblechdicke s_0 ,
- ◆ 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie
- ◆ dehnungsabhängiger Verfestigungsexponent n

bereits identifiziert.

Systematische Parametervariationen sowie analytische Ansätze haben unter Berücksichtigung der Kriterien:

- ◆ Homogene Werkstoffeigenschaften,
- ◆ Konstante Blechdicke über die Blechplattenabmessungen sowie
- ◆ Linearität der Parameter Beulenergie W_B zur bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$, (gemäß Tabelle 7-3)

zu folgendem Ansatz für die Quantifizierung der Beulfestigkeit geführt:

$$W_B = \frac{k_f(\varphi) \cdot s}{E(\varepsilon)} \cdot s_{B, res} \cdot \left(\frac{n_X}{n} \right) \cdot G_S \quad (7.7)$$

mit $k_f(\varphi)$ = Fließspannung [MPa]

$E(\varepsilon)$ = dehnungsabhängiger E-Modul [MPa]

s = wahre Blechdicke [mm]

$s_{B, res}$ = bleibende Beultiefe [mm]

n_X = dehnungsabhängiger Verfestigungsexponent (X %) [-]

n = Verfestigungsexponent 10 % - 20 % Dehnung [-]

G_S = Steifigkeitsparameter [N/mm], für ebene Blechplatten $G_S = 1$ N/mm

Der Term $\frac{k_f \cdot s}{E(\varepsilon)}$ dient der Berücksichtigung der Verfestigung sowie des abnehmenden E-

Moduls von Blechwerkstoffen und gibt die Proportionalitäten bzgl. der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ bei der Durchführung quasi-statischer Beulversuche wieder. Da in Folge der Umformung eine Blechdickenreduzierung resultiert, muss diese ebenfalls berücksichtigt

werden. Das Verhältnis $\left(\frac{n_X}{n} \right)$ wurde insbesondere abgeleitet aus den Beulergebnissen

mit Reintitanwerkstoffen. Die bleibende Beultiefe $s_{B, res}$ stieg mit abnehmendem Verfestigungsexponenten n trotz zunehmender Fließspannung k_f stark an. Mit Hilfe des genannten Verhältnisses wird ein über der Dehnung nicht konstanter Verfestigungsexponent n berücksichtigt. Der Steifigkeitsparameter G_S wird zur Adaption des Ansatzes für unterschiedliche Bauteilgeometrien verwendet. Der Steifigkeitsparameter entspricht dem Wert $G_S = 1$ N/mm für ebene Bleche und kann für andere Geometrien und Beulungsorte aus Beulversuchen ermittelt werden. Dies erfolgt in Abschnitt 7.2.4 am Beispiel einer Sitzwannengeometrie.

Unter Berücksichtigung der in Tabelle 7-2 angegebenen dehnungsabhängigen Werkstoffkennwerte wurden für die Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) die genannten Größen berechnet. Sie sind in **Tabelle 7-4** den linearen Regressionsparametern mit der relativen Abweichung gegenübergestellt.

Aus den Werkstoffkennwerten kann mit Hilfe von Gleichung (7.7) eine sehr gute Abschätzung des experimentell ermittelten Beulwiderstandes erfolgen. Insbesondere für nicht vorgedehnte Blechplatten ergibt sich eine gute Übereinstimmung zwischen den berechneten und den experimentell bestimmten Werten für die untersuchte Bauteilgeometrie. Mit zunehmender Vordehnung reduziert sich die Vorhersagegenauigkeit.

Tabelle 7-4: Gegenüberstellung der berechneten Größen mit experimentellen Ergebnissen (Regressionsparameter) für die Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035)

	Dehnung ε [%]	Berechnung: $\{k_f s/E(\varphi)\} (n_X/n)$ [mm]	Experiment: Regressionsparameter [mm]	relative Abweichung [%]
X4CrNi18-10 (1.4301)	0	1,62	1,66	-2,09
	5	2,06	2,09	-1,85
	10	2,83	3,08	-8,21
DC06 (1.0873)	0	0,90	0,91	-0,43
	5	1,27	1,35	-5,86
	10	1,36	1,55	-12,42
Ti2 (3.7035)	0	3,38	3,55	2,24
	5	3,18	3,10	-5,86
	10	2,71	3,22	-13,68

Für die Substitution von Blechwerkstoffen mit unterschiedlichen E-Moduln sowie unterschiedlichen 0,2 % Dehngrenzen $R_{p0,2}$ kann Gleichung (7.7) in vereinfachter Form für eine Überschlagberechnung genutzt werden:

$$W_B = \frac{R_{p0,2} \cdot s_0}{E} \cdot s_{B,res} \cdot G_S \quad (7.8)$$

Die Bestimmung der notwendigen Ausgangsblechdicke bei Variation des E-Moduls und der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ erfolgt gemäß:

$$\frac{R_{p0,2}(1) \cdot s_0(1)}{E(1)} = \frac{R_{p0,2}(2) \cdot s_0(2)}{E(2)} \quad (7.9)$$

$$s_0(2) = \frac{R_{p0,2}(1) \cdot E(2) \cdot s_0(1)}{E(1) \cdot R_{p0,2}(2)} \quad (7.10)$$

Die Bestimmung der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei Variation des E-Moduls und konstanter

Ausgangsblechdicke kann entsprechend:

$$\frac{R_{p0,2}(1) \cdot s_0(1)}{E(1)} = \frac{R_{p0,2}(2) \cdot s_0(2)}{E(2)} \quad (7.11)$$

$$R_{p0,2}(2) = \frac{E(2)}{E(1)} \cdot R_{p0,2}(1) \text{ berechnet werden.} \quad (7.12)$$

wobei (1) Blechwerkstoff 1 und (2) Blechwerkstoff 2 beschreibt.

Der dargestellte Ansatz kann nicht unmittelbar auf andere Geometrien übertragen werden. Die abgeleiteten Zusammenhänge können jedoch gut für eine Überslagsrechnung genutzt werden. Dies soll im Weiteren für eine Bauteilgeometrie erfolgen.

7.3 Beuluntersuchungen an einer Sitzwannengeometrie

Mit dem Ziel der Übertragung der Beuluntersuchungen mit ebenen vorgedehnten Blechplatten auf komplexe Geometrien wurde eine Pkw-Sitzwannengeometrie aus den Blechwerkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) hergestellt. Das Bauteil sowie ein Bauteilschnitt sind in **Bild 7-9** dargestellt.

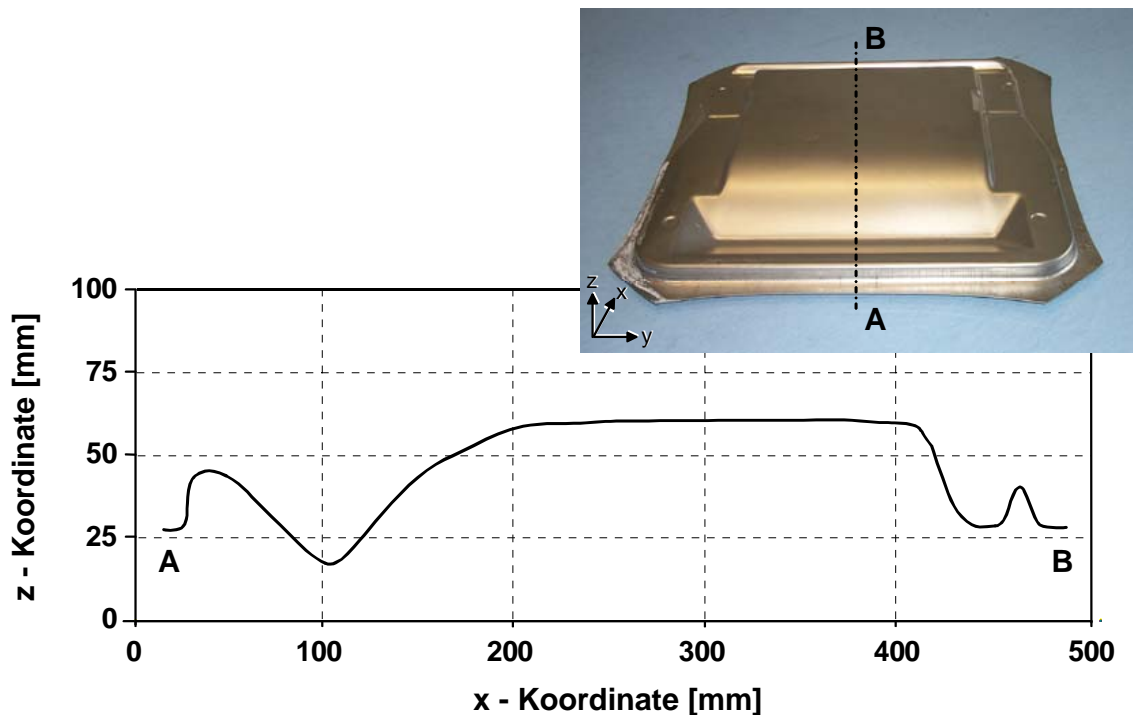
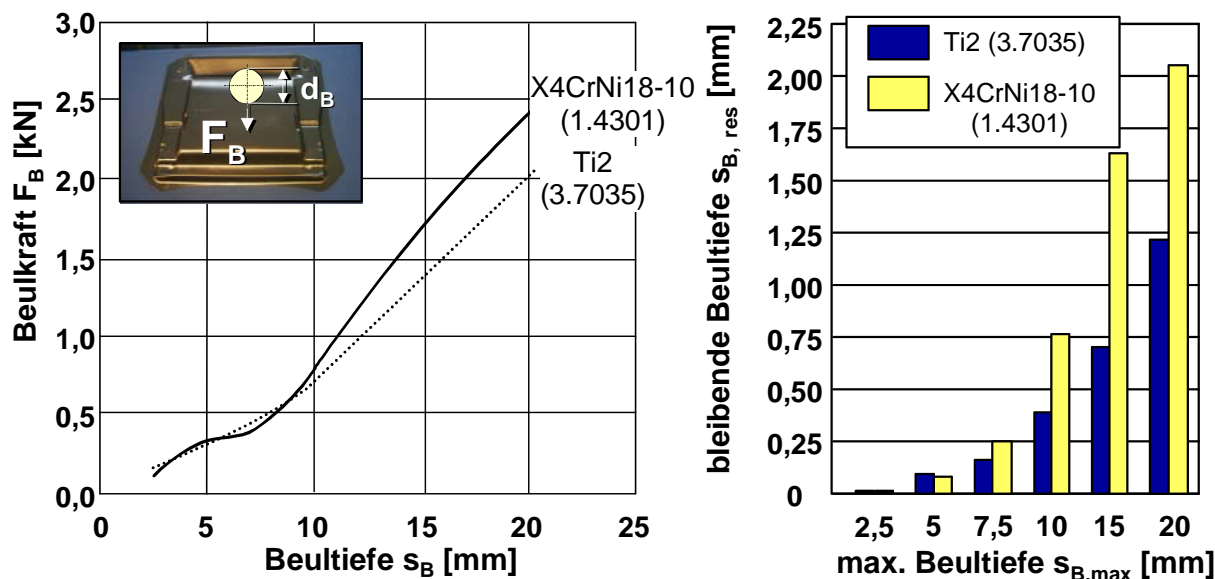


Bild 7-9: Geometrie des Praxisbauteils „Sitzwanne“

Wiederum wurde die Beultiefe in Stufen von $\Delta s_B = 2,5$ mm im Bereich von $s_B = 0$ mm...20 mm erhöht. Die Versuchsparameter Beulgeschwindigkeit und Prüfkörperdurchmesser wurden gegenüber den Grundlagenversuchen mit ebenen Blechzuschnitten konstant gehalten.

Das in **Bild 7-10** dargestellte Beulverhalten der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) bestätigt die aus den Grundlagenversuchen gewonnenen Erkenntnisse. Jedoch müssen bei der Beurteilung des Beulverhaltens von Blechformteilen je nach Bauteilgeometrie weitere Effekte wie das Durchschlagen berücksichtigt werden.

Das Durchschlagen der Struktur kann man mechanisch mit dem Einnehmen eines neuen Gleichgewichtszustands interpretieren. Die konvexe Kontur springt in einem Teilgebiet in eine konkave Kontur um. Dabei wird das Auftreten meist durch ein Innehalten der Beulkraft angekündigt, dem dann im Falle eines harten Durchschlages eine Unstetigkeit im Beulkraft-Beultiefe-Verlauf folgt /Frey99/. Im hier dargestellten Beispiel findet beim Blechwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) ein weiches Durchsacken statt. Beim weichen Durchsacken haben der Eindringkörper und das Bauteil permanenten Kontakt und der Übergang von konvex zu konkav findet „fließend“ statt.



Ausgangsblechdicke	$s_0 =$	1,0 mm	Prüfkörperdurchmesser $d_B =$	20 mm
Bauteilgeometrie		Sitzwanne	Beulgeschwindigkeit $v_B =$	1,8 mm/s

Bild 7-10: Vergleich des Beulverhaltens für die Bauteilgeometrie Sitzwanne, Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Zur Überprüfung der Überschlagsgleichung (7.8) wurde der Steifigkeitsparameter G_S für die Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) bestimmt. Die Bestimmung des Regressionsparameters für die Beulenergie W_B in Abhängigkeit der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ erfolgte bis zur einer Beultiefe von $s_B = 20$ mm. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 7-5** dargestellt. Der Geometriebeiwert kann für Berechnungen mit $G_S = 4,70$ N/mm angenommen werden.

Tabelle 7-5: Bestimmung des Steifigkeitsparameters G_S für die Sitzwanne, Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035)

Werkstoff	$(R_{p0,2}(\text{quer}) s_0) / E \cdot 10^{-3}$ [mm]	linearer Regressions- parameter [-]	G_S [N/mm]
X4CrNi18-10 (1.4301)	1,55	7,42	4,77
Ti2 (3.7035)	2,89	13,54	4,69

Bei komplexen Ziehteilgeometrien beeinflussen die Parameter des Tiefziehprozesses wie z.B. Niederhalterkraft F_N und die Werkstoffparameter wie z.B. senkrechte Anisotropie r

die Blechdickenverteilung und die sich einstellenden lokalen Formänderungen. Die kleine Differenz zwischen den rechnerisch bestimmten Steifigkeitsparametern G_S weist auch deshalb auf eine hohe Genauigkeit des vorgestellten Ansatzes hin.

7.4 Bewertung der vorgestellten Methode

Die Abweichungen zwischen experimentellen Untersuchungen und Simulationsberechnungen weisen bzgl. der Vorhersage des Beulwiderstandes Abweichungen von bis zu 30 % auf. Die Simulation von Leichtbauwerkstoffen mit hexagonaler Gitterstruktur wie Magnesiumknetlegierungen und Reintitanwerkstoffen ist wissenschaftlich noch nicht abgesichert, so dass für diese Werkstoffe gar keine simulative Vorhersage des Beulwiderstandes erfolgen kann.

Ein Ansatz aus dem Jahre 1974 von *DiCello* und *George* hat umformtechnische Einflüsse nicht berücksichtigt, weitere Einschränkungen wurden oben genannt. Für eine bessere Voraussage der Beulfestigkeit wurde daher eine neue Methode vorgeschlagen.

Sie beruht auf der Betrachtung der Beulenergie W_B als Funktion der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$. Für den Bereich der Anfangssteifigkeit stellt die Funktion $W_B = f(s_{B, res})$ in guter Annäherung eine Gerade dar. Für die Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035) wurden Untersuchungen mit ebenen Blechplatten bei unterschiedlicher Vordehnung durchgeführt, um daraus einen Ansatz zur Beschreibung der Beulenergie W_B zu entwickeln.

Basierend auf dem entwickelten Ansatz wurden Gleichungen abgeleitet, die es ermöglichen, die Ausgangsblechdicke s_0 und die 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ für eine konstante Beularbeit rechnerisch zu bestimmen.

Die vorgestellte Methode ist eine zielführende Möglichkeit das Beulwiderstandsverhalten von Blechwerkstoffen zu quantifizieren. Zur Absicherung der Methode sollten weitere Blechwerkstoffe mit unterschiedlichen Ausgangsblechdicken systematisch untersucht werden. Dennoch kann der vorgestellte Ansatz zur Überschlagsberechnung dienen. Langfristig sollte bei konsequenter Verbesserung der FE-Simulation auch der Beulwiderstand auf Basis von Simulationsergebnissen bewertet werden. Insbesondere geometriebedingte Effekte, wie das Durchschlagen konvexer Teilbereiche bei einer Beulbelastung, können nur mit Hilfe der Simulation erkannt und rechnerisch berücksichtigt werden.

8 Grenzen und Anwendungspotenziale von Reintitanwerkstoffen

Um die Anwendungspotenziale von Reintitanwerkstoffen darzustellen, wurde eine Modellgeometrie angelehnt an eine Katalysatorhalbschale ausgewählt. Das Werkzeugsystem ist in **Bild 8-1** dargestellt.

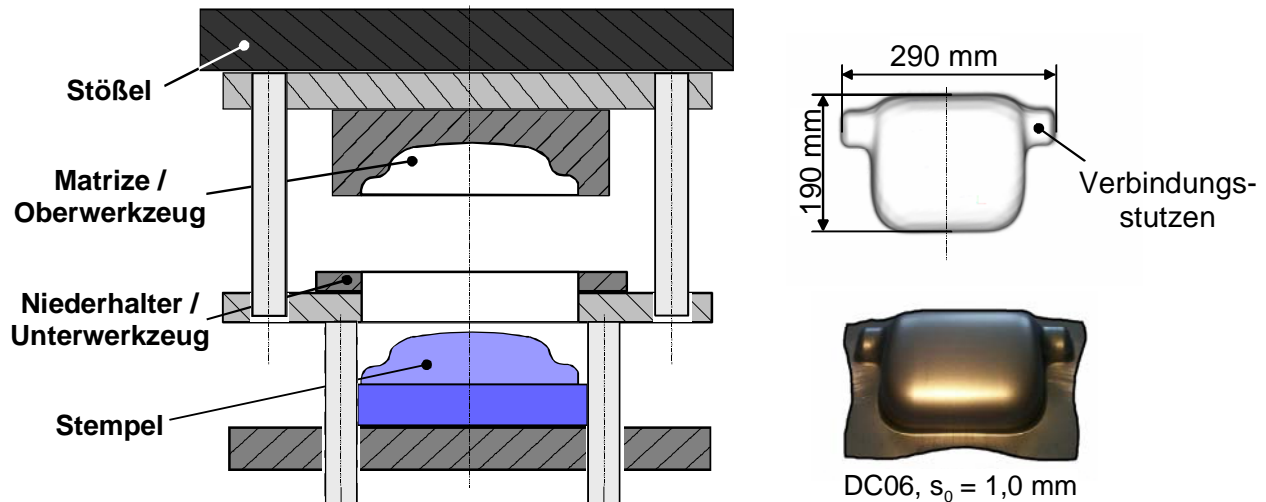


Bild 8-1: Werkzeugsystem zur Herstellung einer Katalysatorhalbschale

Die für die Umformung eingestellten Prozessparameter sind der **Tabelle 8-1** zu entnehmen.

Tabelle 8-1: Prozessparameter der Umformung für die Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) sowie DC06 (1.0873), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Werkstoff	Niederhalterkraft F_N [kN]	Schmierung, 4 g/m ²
X4CrNi18-10 (1.4301)	180	CF55 Extra
DC06 (1.0873)	150	CLF 180

Nachdem die Verarbeitungsvorgaben zur Herstellung der Katalysatorhalbschale für Stahlwerkstoffe dargestellt wurden, sollen nachfolgend die Modifikationen zur Realisierung dieses Blechformteils mit dem Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) aufgezeigt werden.

8.1 Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen im Tiefziehprozess

Da die Prozesssimulation von Reintitanwerkstoffen noch verbessert werden muss (vgl. Abschnitt 6) und das eingesetzte Werkzeug für Stahlwerkstoffe ausgelegt wurde, musste für die Herstellungen von Katalysatorhalbschalen aus dem Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) eine iterative Anpassung der Prozessparameter, Zuschnittgeometrie und ggf. des Werkzeugsystems erfolgen.

Nachfolgend werden die Maßnahmen diskutiert, die zur Realisierung von Gutteilen mit dem Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) notwendig waren. Darüber hinaus werden Ansätze genannt, die ein weiteres Optimierungspotenzial darstellen und für sehr anspruchsvolle Bauteilgeometrien angewendet werden können. Das umfangreiche Versuchsprogramm mit dem Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) mit unterschiedlichen Werkzeugsystemen zeigte weiterhin, welche Maßnahmen für eine Anpassung nicht zielführend sind bzw. welche Maßnahmen nur geringen Erfolg zeigen. Auch diese Maßnahmen werden angesprochen.

◆ Auswahl angepasster Schmierstoffe

Einen wesentlichen Unterschied zwischen hochlegierten Stahlwerkstoffen und Reintitanwerkstoffen bei der Verarbeitung im Tiefziehprozess stellt die anspruchsvollere tribologische Wechselwirkung der Reintitanwerkstoffe bei Verwendung von Stahlwerkzeugwerkstoffen dar. Da das Streckziehvermögen von Reintitanwerkstoffen deutlich unterhalb des von hochlegierten Stahlwerkstoffen liegt, muss weiterhin der Materialfluss im Flanschbereich mit möglichst geringem Widerstand erfolgen. Insbesondere Ziehfolien aber auch Gleitlacke mit Graphit- oder Molybdändisulfidzusatz empfehlen sich für Tiefziehprozesse. Die Entfernung der Gleitlacke sollte mit Aceton erfolgen.

◆ Zuschnittsoptimierung

Für einen gleichmäßigen Materialeinzug im Tiefziehprozess sollte die Zuschnittgeometrie so optimiert werden, dass im Flanschbereich möglichst homogene Umformgrade vorliegen. Somit sind die notwendigen Flächenpressungen auf ein minimal notwendiges Maß für einen faltenfreien Flanscheinzug zu reduzieren.

◆ Reduzierung von Streckziehbeanspruchungen im Stempelkopfbereich

Die Werkzeuggeometrie muss so ausgeführt sein, dass der Materialfluss im Zargenbereich faltenfrei, d.h. ohne Falten 2. Art, erfolgen kann. Falten im Zargenbereich wirken direkt auf den Flanschbereich zurück und können Reißen initiieren. In diesem Zusammenhang kann festgestellt werden, dass ein ungleichmäßiger Materialfluss mit Materialaufstauungen auch im Flanschbereich mit hoher Wahrscheinlichkeit zur Ausbildung irreversibler Falten und u.U. zur Rissinitiierung führt.

Bereiche mit hoher Streckziehbeanspruchung müssen für die Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen eingearbeitet werden, wenn durch die Anpassung der Zuschnittgeometrie eine Rissbildung in diesen Bereichen nicht unterdrückt werden kann.

◆ Temperierung des Flanschbereiches

Führen die angesprochenen Maßnahmen nicht zur Realisierung einwandfreier Blechformteile, können zusätzlich Maßnahmen auf Seiten der Werkzeugtechnik zielführend sein. So reduziert die Temperierung des Flanschbereiches die auftretenden Fließspannungen und somit folglich den Widerstand während des Flanscheinzuges. Bezüglich der Auswahl von Schmierstoffen hat sich für diesen Anwendungsfall der Schmierstoff 393 G der Firma Beruforge im Temperaturintervall $T = 100\text{ °C}$ bis $T = 150\text{ °C}$ sowie der Schmierstoff Delta F31 im Mischungsverhältnis 1:13 der Firma Acheson im Temperaturintervall $T = 200\text{ °C}$ bis $T = 300\text{ °C}$ als besonders geeignet heraus gestellt. Zur Festlegung des notwendigen Temperaturwertes für eine bestimmte Bauteilgeometrie müssen

entsprechende Versuche erfolgen, da die Gefahr der Rissinitiierung im Zargenbereich durch die Temperierung des Flanschbereiches deutlich erhöht wird. Als Gegenmaßnahme kann daher eine Kühlung des verwendeten Stempels notwendig werden.

◆ Einsatz alternativer Werkzeugwerkstoffe

Eine weitere werkzeugseitige Maßnahme zur Anpassung von für Stahlwerkstoffe bestehender Fertigungsprozesse, ist die Verwendung alternativer Werkzeugwerkstoffe. Auf Basis der durchgeführten tribologischen Untersuchungen sollten Kunststoffe wie Polyurethane oder Hartholzmaterialien ausgewählt werden. Diese Werkzeugwerkstoffe besitzen auf Grund ihrer niedrigen E-Moduln neben den niedrigen Reibwerten weiterhin eine homogenisierende Wirkung auf die Flächenpressungen im Flanschbereich.

◆ Modifikation der Werkstoffgüte

Eine weitere Möglichkeit ist die Variation des für die Umformaufgabe zu verwendenden Titanwerkstoffs. Zunächst besitzen Reintitanwerkstoffe im Vergleich zu Titanlegierungen die niedrigste Oxidationsneigung bzw. Wasserstoffversprödung. Daher sollten sie bei thermischen Beanspruchungen bevorzugt eingesetzt werden. Durch eine der Umformung vorgeschaltete Beschichtung könnte jedoch die Oxidationsneigung der einzusetzenden Titanlegierung stark herabgesetzt werden. Diese Maßnahme könnte den Einsatz von Titanlegierungen ermöglichen, die ein besseres Umformvermögen besitzen, jedoch eine Beschichtung benötigen, um für eine solche thermische Beanspruchung geeignet zu sein.

Nachdem einige sehr effiziente Maßnahmen zur Anpassung des Fertigungsprozesses für die Verwendung von Reintitanwerkstoffen als Substitution für Stahlwerkstoffe beschrieben worden sind, sollen nun weitere Möglichkeiten mit geringerer Wirksamkeit beschrieben werden.

◆ Einfluss der Umformgeschwindigkeit

Untersuchungen zum Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Umformgrenzen des Reintitanwerkstoffs Ti2 (3.7035) auf einer hydraulischen Presse, haben bis zu einer Stempelgeschwindigkeit von 100 mm/s keine Auswirkungen erkennen lassen. Weiterhin konnte durch die Reduzierung der Stempel- bzw. Umformgeschwindigkeit beim Auftreten von Reißen am Blechformteil keine Verbesserung der Ziehteilqualität erreicht werden. Die Umformgeschwindigkeit besitzt folglich für den untersuchten Geschwindigkeitsbereich eine untergeordnete Bedeutung.

◆ Ziehwegabhängige Niederhalterkraftsteuerung

Weitere Untersuchungen, die auf die wegabhängige Niederhalterkraftsteuerung abzielten, konnten für die untersuchten Blechformteile ebenfalls keine signifikante Verbesserung des Umformverhaltens ermöglichen. Ergebnisse, die in diesem Zusammenhang realisierten Versuchreihen zeigen, dass frühzeitig im Tiefziehprozess gebildete Falten 1. Art im Verlauf der Umformung nicht mehr korrigiert werden können. Darüber hinaus ist der Anteil der Senkung des Materialflusswiderstandes gegenüber einer Zuschnittoptimierung gering. Eine wegabhängige Niederhalterkraftsteuerung unterstützt zwar die angesproche-

nen positiven Effekte, die verwendete Rampe darf jedoch nur einen geringen Gradienten besitzen, um sicher zu stellen, dass keine Falten 1. Art während der Umformung entstehen. Relativ zur Auswahl angepasster Schmierstoffe und der Zuschnittoptimierung hat die wegabhängige Niederhalterkraftsteuerung eine untergeordnete Bedeutung.

◆ Einfluss der Walzrichtung

Untersuchungen zur Lage der Walzrichtung des Zuschnitts im Werkzeugsystem, d.h. die Ausnutzung der ausgeprägten Anisotropie, für den Werkstoff Ti2 (3.7035) haben keinen Einfluss auf die Realisierung der Katalysatorhalbschale erkennen lassen. Weiterhin sind Maßnahmen die für Stahlwerkstoffe sinnvoll sind, die das gute Streckziehvermögen von Stahlwerkstoffen ausnutzen, z.B. die Vergrößerung des Zuschnitts zur faltenfreien Ausbildung bestimmter Zargenbereiche, für Titanwerkstoffe ungeeignet.

Mittels der diskutierten Ansätze wurde die mit den Stahlwerkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301) und DC06 (1.0873) hergestellte Katalysatorhalbschale ebenfalls mit dem Werkstoff Ti2 (3.7035) gefertigt. Die Anpassung konnte durch die Verwendung eines adäquaten Schmierstoffs (Gleitlack auf Graphitbasis) sowie die in **Bild 8-2** dargestellte Zuschnittsoptimierung umgesetzt werden. Durch die Unterdrückung tangentialer Druckspannungen im Flanschbereich konnte eine Homogenisierung des Materialeinzugs erreicht werden. Weiterhin konnte der Niederhalterkraftbedarf von ursprünglich $F_N = 180$ kN bzw. 150 kN auf $F_N = 100$ kN reduziert werden. Die für die Umformung eingestellten Prozessparameter sind in **Tabelle 8-2** aufgeführt. Die Fertigung der dargestellten Zuschnittsgeometrie ist bei Verwendung von Laserschneidanlagen problemlos möglich.

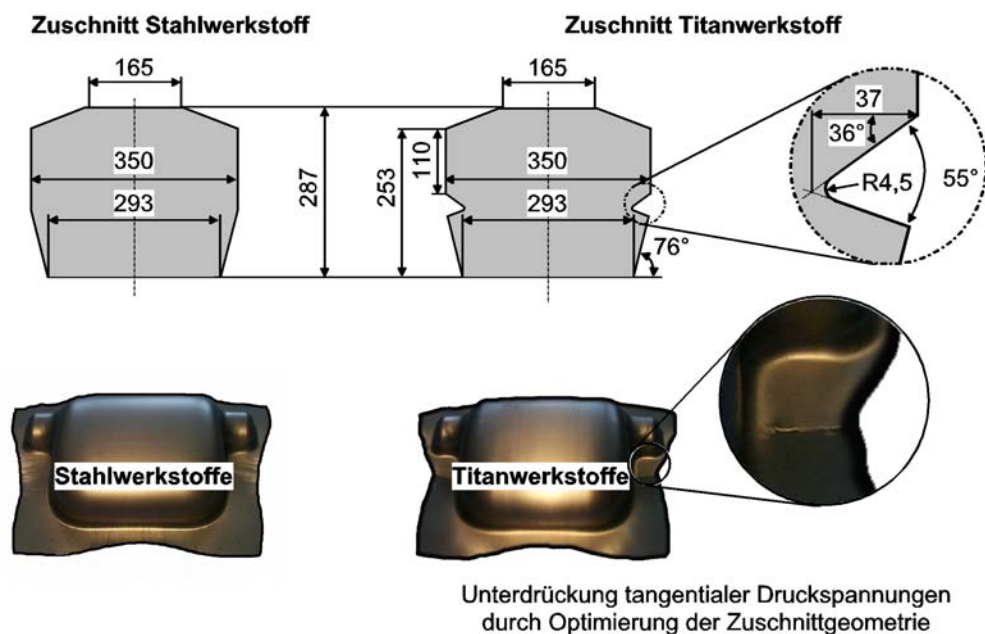


Bild 8-2: Werkstoffabhängige Zuschnittsgeometrien zur Herstellung von Katalysatorhalbschalen

Tabelle 8-2: Prozessparameter für den Blechwerkstoff Ti2 (3.7035), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Werkstoff	Niederhalterkraft F_N [kN]	Schmierung, 4 g/m ²
Ti2 (3.7035)	100	Gleitmo 965

8.2 Umformsimulation von Reintitanwerkstoffen

Die mit den Simulationsprogrammen PAM-STAMP und AUTOFORM durchgeführten Simulationen haben auch bei Variation der senkrechten Anisotropie r , der Niederhalterkraft F_N sowie dem Reibwert μ keine ausreichende Vorhersage des Umformverhaltens für den Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7025) ergeben (Abschnitt 6).

Alternativ zu den eingesetzten Simulationsprogrammen, wurde mit dem Simulationsprogramm ABAQUS/Explicit die senkrechte Anisotropie dehnungsabhängig berücksichtigt. Weiterhin wurden Variationsrechnungen durchgeführt auf Basis der senkrechten Anisotropie $r_{X/5}$ (5 % Dehnung). Es konnte für die ausgewählte Modellgeometrie eine verbesserte Berechnung bei der Hälfte der senkrechten Anisotropiewerte $r_{X/5}/2$ erzielt werden. Die im Zusammenhang mit den Anwendungspotenzialen diskutierte Bauteilgeometrie „Katalysatorhalbschale“ wurde ebenfalls basierend auf dieser Annahme simuliert. In **Bild 8-3** ist die Blechdickenverteilung sowie die Blechdickenänderung Δs für einen Symmetrieschnitt der Katalysatorhalbschale dargestellt.

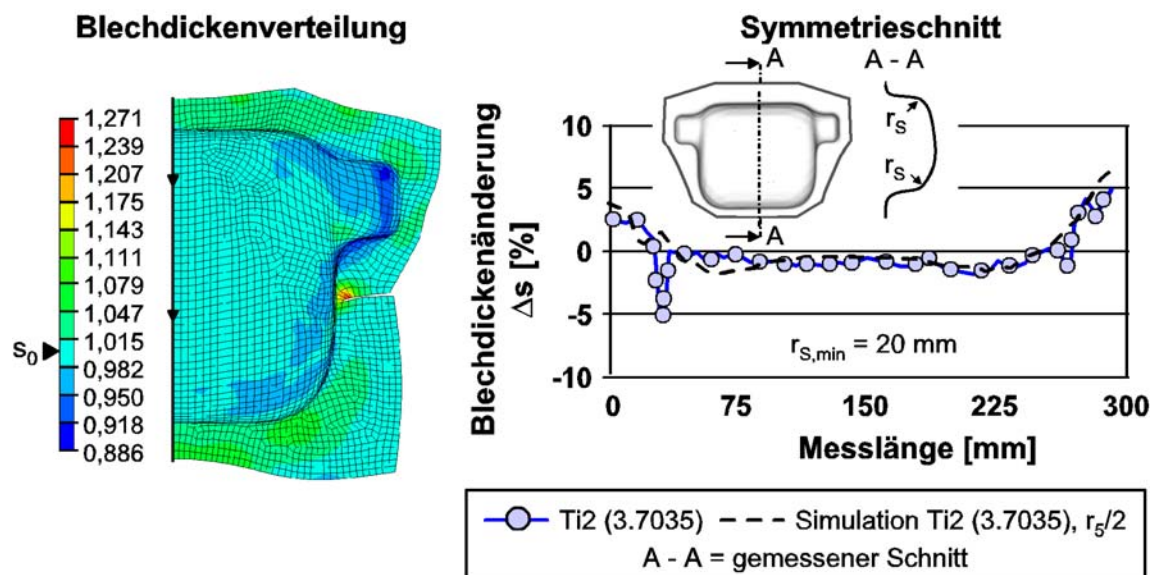


Bild 8-3: Vergleich der experimentellen Blechdickenänderung mit berechneten Blechdickenänderungen, Simulationsprogramm ABAQUS/Explicit, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Die berechnete Blechdickenverteilung stimmt gut mit den experimentellen Ergebnissen überein. Der Symmetrieschnitt in Bild 8-3 zeigt im Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit den Simulationsberechnungen für den Flanschbereich und den Bodenbereich

nur sehr kleine Differenzen. Die Vorhersagegenauigkeit im Bereich des Stempelkantenradius muss noch verbessert werden. /DOEG02-2/

8.3 Geometrische Genauigkeit komplexer Blechformteile

Für komplexe Geometrien, wie die hier untersuchte Katalysatorhalbschale, liegen keine gesicherten Ergebnisse zur Geometriegenauigkeit von Reintitanwerkstoffen vor. Da die geometrische Genauigkeit ein wesentliches Kriterium der Bauteilqualität darstellt, wurde je ein Blechformteil des Werkstoffs X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) optisch vermessen. Für die 3D-Digitalisierung wurde das System ATOS 2 der Gesellschaft für optische Messtechnik eingesetzt. Es erlaubt die drei dimensionale Vermessung beliebiger Komponenten. Nach einer Polygonisierung (Umrechnung der Punktwolken in ein Elementnetz) vermessener Bauteile kann ein Vergleich mit CAD-Daten oder gleichartigen Geometrien erfolgen.

Ziel war es, geometrische Unterschiede zwischen den Blechformteilen der beiden Werkstoffe darzustellen. In **Bild 8-4** sind die Abweichungen zwischen den Katalysatorhalbschalen hergestellt mit den Blechwerkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) gezeigt.

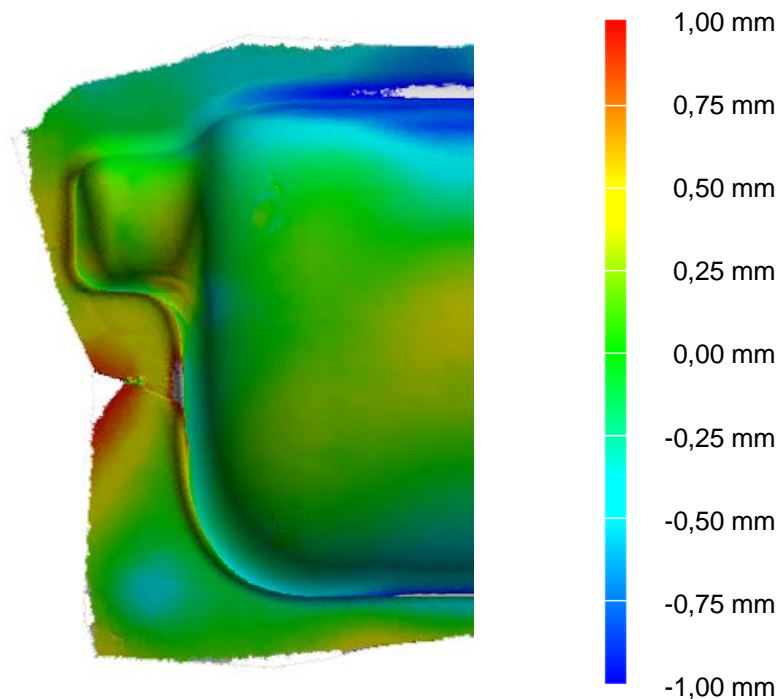


Bild 8-4: Geometrische Abweichungen zwischen zwei Katalysatorhalbschalen, Blechwerkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301) und Ti2 (3.7035)

Die flächenhafte Auswertung erlaubt eine quantitative Erfassung der werkstoffbedingten Geometrienunterschiede. Im Bereich des Verbindungsstutzens und dem Stempelkopf-

reich treten praktisch keine Unterschiede zwischen den beiden Werkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301) und Ti2 (3.7035) auf. Im Zargenbereich außerhalb des Verbindungsstutzens, sind die größten Abweichungen von ca. 1 mm zu beobachten.

Auf Basis der vorliegenden Ergebnisse, sind die Abweichungen zwischen den beiden Werkstoffen X4CrNi18-10 (1.4301) und Ti2 (3.7035) für dieses Bauteil zu tolerieren.

8.4 Leichtbaupotenzial

Zur Quantifizierung des bei der Substitution von Stahlwerkstoffen durch Titanwerkstoffe möglichen Leichtbaupotenzials, wurden mit den hergestellten Katalysatorhalbschalen quasi-statische Beuluntersuchungen durchgeführt. Die Ergebnisse der Beuluntersuchungen für die Beultiefen $s_B = 10$ mm sowie $s_B = 20$ mm sind in **Bild 8-5** dargestellt. Für die bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ bestätigen sich die Grundlagenuntersuchungen des Beulverhaltens. Der Werkstoff DC06 (1.0873) zeigt die größte bleibende Beultiefe $s_{B, res}$. Mit Erhöhung der 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$, wie sie beim Werkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) vorliegt, erfolgt eine Reduzierung der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$. Eine weitere Abnahme der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ wird bei gleicher mittlerer 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ durch kleinere E-Moduln realisiert (**Tabelle 8-3**). Dies verdeutlicht der Werkstoff Ti2 (3.7035). Bezüglich der Beulkraft F_B weisen die Werkstoffe DC06 (1.0873), X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035) ähnliche Werte auf. Für die Beultiefe $s_B = 20$ mm ist jedoch eine deutlich kleinere Beulkraft F_B für den Werkstoff DC06 (1.0873) zu beobachten.

Neben der Beulkraft F_B sowie der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ ist in Bild 8-5 weiterhin das Gewicht der Blechformteile für die unterschiedlichen Werkstoffe dargestellt. Mit einem Gewicht der Titan-Katalysatorhalbschale von 425 g besteht gegenüber der Katalysatorhalbschale aus hochlegiertem rostfreiem Stahl mit 699 g ein Gewichtsvorteil von 274 g. Dies entspricht etwa 40 %, bei gleichem Beulwiderstand und reduzierter bleibender Beultiefe $s_{B, res}$. Eine weitere Gewichtseinsparung ist durch eine Blechdickenreduzierung der eingesetzten Titanwerkstoffe zu erzielen.

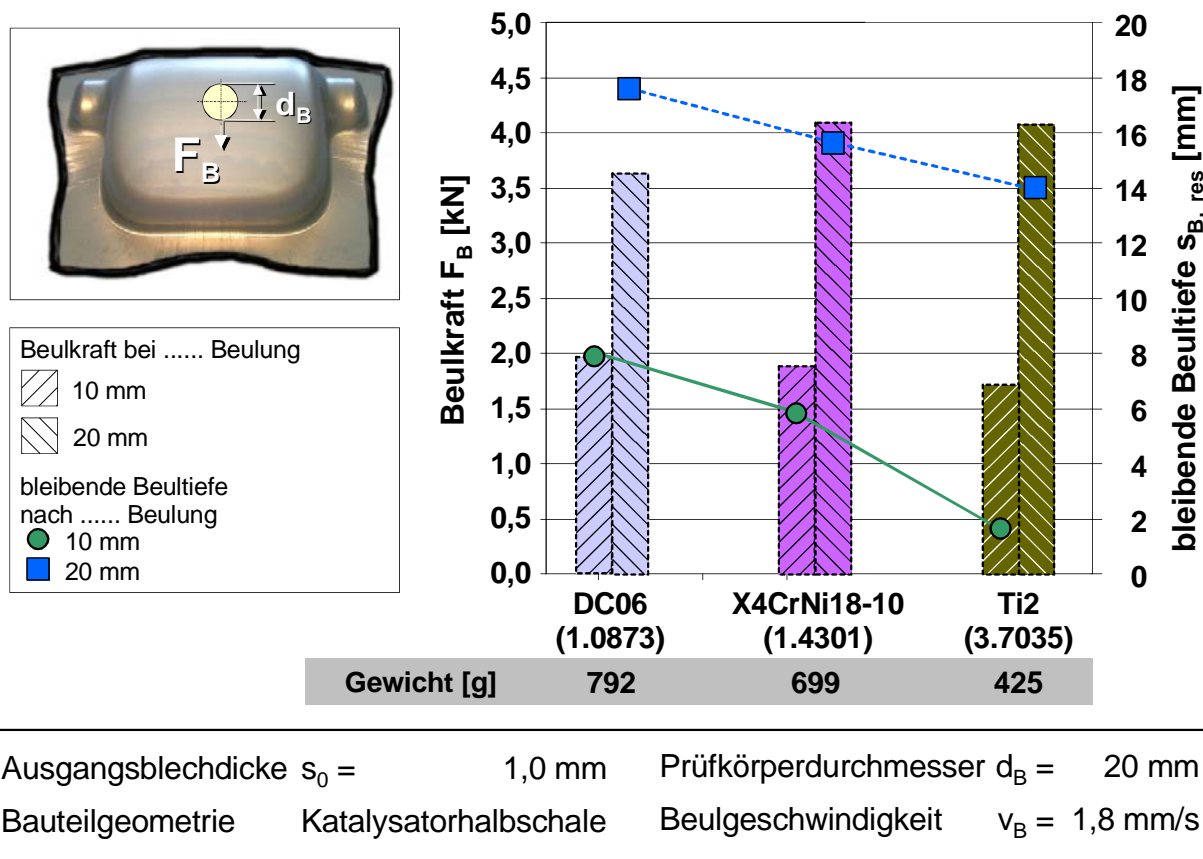


Bild 8-5: Vergleich der Beulkraft F_B sowie der bleibenden Beultiefe $s_{B, res}$ der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035), Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Tabelle 8-3: Beulkraft F_B und bleibende Beultiefe $s_{B, res}$ der Katalysatorhalbschale für die untersuchten Blechwerkstoffe, Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,0$ mm

Werkstoff	$s_B = 10$ mm		$s_B = 20$ mm	
	F_B [N]	$s_{B, res}$ [mm]	F_B [N]	$s_{B, res}$ [mm]
DC06 (1.0873)	1967	7,95	3643	17,53
X4CrNi18-10 (1.4301)	1888	5,88	4095	15,99
Ti2 (3.7035)	1718	1,55	4084	13,84

8.5 Korrosionsbeständigkeit

Zur Bewertung der Korrosionsbeständigkeit wurden sowohl der Kesternichtest nach DIN 50018 als auch der Salzsprühnebeltest nach DIN 53167 durchgeführt. Jede Korrosionsbeanspruchung wurde mit je 2 Zyklen durchlaufen. Nach nur zwei Zyklen konnte beim Kesternichtest eine deutliche Differenzierung der Blechwerkstoffe erfolgen. Die Beanspruchung erfolgte in einer Kammer mit 300 l Volumen, in der bei einer Temperatur

$T = 40\text{ °C}$ die Bauteile mit je 2 l salzfreiem Wasser und 2 l hundertprozentigem Schwefeldioxid bedunstet wurden. Nach einer 8-stündigen Bedunstung wurden die Blechformteile 16 h ausgelagert. Dieser Zyklus wurde zweimal durchlaufen.

Einen qualitativen Vergleich des Korrosionsbefalls erlaubt **Bild 8-6** für die Werkstoffe DC06 (1.0873), X4CrNi18-10 (1.4301) sowie Ti2 (3.7035). Erwartungsgemäß stellte sich eine starke Rotrostbildung beim Werkstoff DC06 (1.0873) ein. Auch bei dem hochlegierten austenitischen Edelstahlwerkstoff X4CrNi18-10 (1.4301) sind lokale Korrosionsherde bereits nach zwei Testzyklen erkennbar. Lediglich der Werkstoff Ti2 (3.7035) zeigt keinerlei Auswirkungen der korrosiven Beanspruchungen.

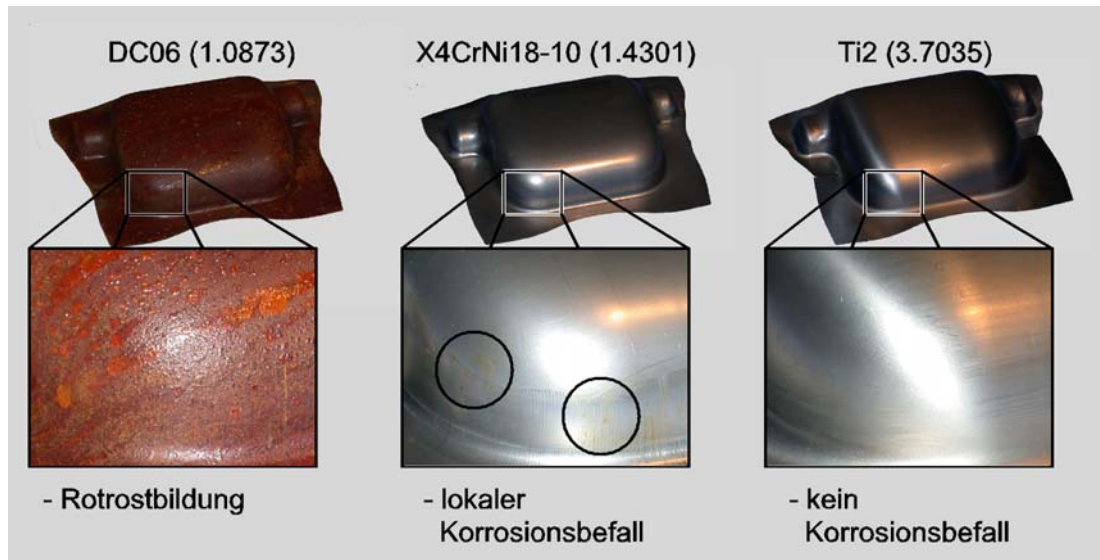


Bild 8-6: Vergleich des Korrosionsverhaltens der Werkstoffe X4CrNi18-10 (1.4301), DC06 (1.0873) sowie Ti2 (3.7035)

Eine Lebensdauerabschätzung ist auf Basis der dargestellten Korrosionsergebnisse nicht möglich. Für die Absicherung dieser Ergebnisse und auch deshalb weil bisher die thermischen und korrosiven Belastungen von Abgasanlagen in Modellversuchen nur unzureichend abgebildet werden können, sollte nach der Herstellung einer Titanabgasanlage ein Feldversuch erfolgen. Die vorliegenden Ergebnisse lassen eine höhere Lebensdauer erwarten.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Den Anforderungen an Abgaskomponenten für Pkw bzgl. einer erhöhten Lebensdauer bei gleichzeitig herabgesetztem Bauteilgewicht und niedrigen Herstellungskosten, kann nur durch den Einsatz neuer Werkstoffe und angepassten Fertigungsverfahren entsprochen werden.

Für Fahrzeuge der Oberklasse (z.B. VW Phaeton) wurden daher zur Herabsetzung des Bauteilgewichts bei erhöhter Lebensdauer erste Abgaskomponenten aus Reintitanwerkstoffen hergestellt. Die Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen in Tiefziehprozessen erfolgt bisher in niedrigen Stückzahlen mit aufwendig eingearbeiteten Werkzeugen. Zur Einsparung von Werkzeugänderungskosten und zur Absicherung der Serienfertigung müssen das Umformverhalten und die Umformgrenzen von Reintitanwerkstoffen bekannt sein. Weiterhin ist die FE-Simulation für die Auslegung der Tiefziehprozesse zwingend erforderlich.

Reintitanwerkstoffe konkurrieren für das Bauteilspektrum von Abgaskomponenten in Bezug auf das Umformverhalten, die Beanspruchungen der Komponenten sowie die Herstellungskosten mit hochlegierten rostfreien Stählen. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden daher zunächst das Umformverhalten und die Umformgrenzen von Reintitanwerkstoffen im Vergleich zu hochlegierten rostfreien Stählen bewertet. Nachfolgend erfolgte eine vergleichende Analyse bzgl. der Vorhersagegenauigkeit der Tiefziehsimulation, der Herstellung sowie der Eigenschaften (geometrische Genauigkeit, Leichtbaupotenzial, Beulwiderstand und Korrosionsbeständigkeit) von Blechformteilen aus Reintitanwerkstoffen und hochlegierten rostfreien Stählen.

Gegenüber hochlegierten rostfreien Stählen besitzen Reintitanwerkstoffe im mehrachsigen Spannungszustand (Hydraulische Tiefung) ein etwas geringeres Streckziehvermögen. Die senkrechte Anisotropie von Reintitanwerkstoffen variiert stark in Abhängigkeit der Dehnung und der Lage zur Walzrichtung. Mittels der Walzbehandlung Streckbiegerichten lassen sich sowohl die Festigkeitseigenschaften als auch das Dehnungsvermögen positiv beeinflussen. Ein vollständiger Ausgleich der Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von Reintitanwerkstoffen konnte jedoch weder durch das Streckbiegerichten noch durch Beizbehandlungen erreicht werden.

Modellversuche zur Streck- und Tiefziehbarkeit haben gezeigt, dass das Streckziehvermögen von Reintitanwerkstoffen ca. 15 % geringer ist, als das hochlegierter rostfreier Stähle. Mit Grenzziehverhältnissen um $\beta_{0,max} = 2,5$ sind Reintitanwerkstoffe sehr gut tiefziehbar. Für hochlegierte rostfreie Stähle wurden Grenzziehverhältnisse um $\beta_{0,max} = 2,1$ ermittelt.

Die Vorhersagequalität von FE-Simulationen basierend auf den Programmen PAM-STAMP und AUTOFORM für Reintitanwerkstoffe muss deutlich verbessert werden, da

zurzeit keine ausreichende Berechnung der Blechdickenverteilung erfolgen kann. Mit dem Simulationsprogramm ABAQUS/Explizit lässt sich bei Verwendung eines um die Hälfte reduzierten Anisotropiewertes $r_{X/5}$ (halbierte senkrechte Anisotropie bestimmt bei 5 % Dehnung) eine gute Vorhersagegenauigkeit für den Reintitanwerkstoff Ti2 (3.7035) erreichen. Die dargestellte Vorgehensweise wurde mit Hilfe von Variationsrechnungen zur Minimierung des Berechnungsfehlers abgeleitet.

Für die Umformung von Reintitanwerkstoffen im Tiefziehprozess sollten graphit- oder molybdänsulfidhaltige Gleitlacke oder Ziehfolien (z.B. aus Polyethylen) bei Verwendung von Kaltarbeitsstählen als Werkzeugwerkstoff eingesetzt werden. Insbesondere für kleine Stückzahlen sind alternative Werkzeugwerkstoffe wie polymere Werkzeugwerkstoffe oder Hartholz vielversprechend. Für hohe Stückzahlen kommen bei der Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen neben beschichteten Kaltarbeitsstählen insbesondere Aluminiumoxidkeramiken (Al_2O_3) in Frage. PVD-Werkzeugbeschichtungen des Typs Chromnitrid (CrN) zeigen sowohl für Reintitanwerkstoffe als auch für austenitische hochlegierte rostfreie Stähle die niedrigste Adhäsionsneigung bei direktem Kontakt zwischen Blechwerkstoff und Werkzeugwerkstoff. Die Tribologie hochlegierter austenitischer Stähle mit Kaltarbeitsstählen kann durch eine Schwefeladditivierung der verwendeten Schmierstoffe deutlich verbessert werden. Die Höhe des Molekulargewichtes der Additivmoleküle hat auf die Wirksamkeit des Schwefels eine untergeordnete Bedeutung.

Der Beulwiderstand von Blechformteilen in Abhängigkeit der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie des E-Moduls des Blechwerkstoffs und einer vorliegenden Vordehnung wurde im Rahmen dieser Arbeit untersucht. Höhere Festigkeitswerte und niedrigere E-Moduln reduzieren die bleibende Beultiefe $s_{B, res}$. Basierend auf dem Ansatz von *DiCello* und *George* für die Quantifizierung der Beulsteifigkeit von Blechformteilen wurde ein modifizierter Ansatz entwickelt. In diesem Ansatz wird das dehnungsabhängige Werkstoffverhalten von Blechwerkstoffen bei der Quantifizierung der Beulfestigkeit berücksichtigt.

Durch die Anpassung eines für Stahlwerkstoffe ausgelegten Tiefziehprozesses an Reintitanwerkstoffe, konnten mögliche Maßnahmen zur Verarbeitung von Reintitanwerkstoffen aufgezeigt werden. Neben der Auswahl eines entsprechenden Schmierstoffs ist vor allem eine Zuschnittsoptimierung notwendig, um einen gleichmäßigen Materialfluss im Flanschbereich zu erreichen. Die Zuschnittsoptimierung sollte je nach Bauteil eine deutliche Reduzierung der Niederhalterkraft ermöglichen. Bei der vorgestellten Bauteilgeometrie konnte die Niederhalterkraft von $F_N = 180$ kN für den hochlegierten rostfreien Stahlwerkstoff auf $F_N = 100$ kN für den Reintitanwerkstoff reduziert werden.

An der tiefgezogenen Bauteilgeometrie (Katalysatorhalbschale) wurden weiterhin Korrosionstests, quasi-statische Beuluntersuchungen sowie optische Ziehteilvermessungen

durchgeführt, um die Anwendungsgrenzen und Einsatzpotenziale von Reintitanwerkstoffen gegenüber hochlegierten rostfreien Blechwerkstoffen beispielhaft zu diskutieren. Die Korrosionstests haben die größere Korrosionsbeständigkeit von Reintitanwerkstoffen im Vergleich zu hochlegierten rostfreien Stählen und niedriglegierten Stählen verdeutlicht. Das Leichtbaupotenzial von Reintitanwerkstoffen im Vergleich zu hochlegierten rostfreien Stählen konnte auf Basis der quasi-statischen Beuluntersuchungen mit ca. 40 % Gewichtseinsparung bei gleichem Beulwiderstand quantifiziert werden. Durch eine mögliche Blechdickenreduzierung beim Einsatz von Reintitanwerkstoffen ist eine weitere Gewichtseinsparung denkbar. Eine erhöhte Rückfederungsneigung muss bei der Auslegung von Tiefziehwerkzeugen für die Reintitanumformung beachtet werden, wenn dieser Effekt bei den Folgeoperationen nicht berücksichtigt und ausgeglichen werden kann.

Wesentliche zukünftige Arbeiten bestehen darin, die Reintitanwerkstoffe in ausreichender Menge zu einem wirtschaftlichen Preis verfügbar zu machen. Ein weiterer wichtiger Entwicklungsschritt ist die Optimierung der FE-Programme, damit das Werkstoffverhalten von Reintitanwerkstoffen bei der Produktentwicklung frühzeitig bewertet werden kann. Darüber hinaus müssen dem Tiefziehprozess nachgeschaltete Verarbeitungsschritte wie z.B. das Fügen für die Serienfertigung verbessert werden.

10 Literaturverzeichnis

- /ARLT89/ Arlt, N.; Fleischer, H.-J.; Gebel, W.; Grundmann, R.; Gümpel, P.: *Stand und Entwicklungstendenzen auf dem Gebiet der nichtrostenden Stähle*. Thyssen Edelstahl Technische Berichte, Bd. 15, Heft 1, S. 1-39, 1989
- /AUTO01/ N. N.: *Auto/Steel Partnership Program, Standardized Dent Resistance Test Project Team Final Report*. 2001
- /BACH02/ Bach, F.-W.: *Bildfolge zur Vorlesung Konstruktionswerkstoffe I*. Universität Hannover, Institut für Werkstoffkunde, 2002
- /BARG88/ Bargel, H.-J., Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. VDI-Verlag, 1988
- /BECK86/ Becker H.; Brandis, H.; Küppers, W.: *Zur Verfestigung instabiler austenitischer nichtrostender Stähle und ihre Auswirkung auf das Umformverhalten von Feinblechen*. Thyssen Edelstahl, Technische Berichte 12. Band 1986 Heft 1, S. 35-54
- /BEEN00/ Been, J.: *Titanium Corrosion in Alkaline Hydrogen Peroxide*. Corrosion, Bd. 56, Nr. 8, S. 809-818, 2000
- /BERG89/ Bergmann, W.: *Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen*. Carl Hanser Verlag München Wien, 1989
- /BEYE71/ Beyer, B.: *Werkstoffkunde NE-Metalle*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, S. 178-183, Leipzig, 1971
- /BRAN75/ Brandis, H.; Funke, P.; Küppers, W.; Panknin, W.; Schmitz, K.: *Nutzung des Kaltverfestigungsverhaltens nichtrostender Stähle beim Tiefziehen durch gezielte Temperaturführung*. Blech Rohre Profile, Heft 3, S. 75-87, 1975
- /BRÄU90/ Bräunlich, H.; Lailach, A.; Fischer, H.: *Untersuchungen zum Beulverhalten von mittleren und großflächigen Blechformteilen*. Fertigungstechnik und Betrieb, Berlin, Bd. 40, S. 275-278, 1990
- /BRID52/ Bridgman, P. W.: *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*. McGraw-Hill Book Company, New York, 1952
- /BUCK81/ Buckley, D. H.: *Surface effects in adhesion, friction, wear and lubrication*. Amsterdam, Elsevier, p. 389, 322, 1981
- /CINA54/ Cina B.: *Effect of cold work on the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in some Fe-Ni-Cr alloys*. Journal of the Iron and Steel Institute, S. 406-422, 1954
- /CZIC92/ Czichos, H.; Habig, K.-H.: *Tribologie-Handbuch: Reibung und Verschleiß: Systemanalyse, Prüftechnik, Werkstoffe und Konstruktionselemente*. Vieweg Verlag, Braunschweig, 1992

- /DAUB96/ Dauby, B.; Magain, P.; Kergen, R.; Beco, F.: *Improvement of dent resistance of auto body panels taking advantage of the strain hardening properties of steel sheets*. 19th IDDRG Biennial Congress, Eger, 10.-14. Juni 1996 (1996)
- /DICE74/ Di Cello, J. A.; George, R. A.: *Design criteria for the dent resistance of auto body panels*. SAE Technical paper 740081, 1974
- /DIN4768/ DIN 4768: *Ermittlung der Rauigkeitskenngrößen Ra, Rz, Rmax mit elektrischen Tastschnittgeräten*. Deutsches Institut für Normung, Beuth Verlag, Berlin, 1990.
- /DOEG00/ Doege, E.; Kulp, S.: *Neue Methoden zur Beurteilung der Umformeigenschaften von Feinblechen aus nichtrostenden Edelstahlwerkstoffen*. Abschlussbericht AiF-Vorhaben 11616 B, 2000
- /DOEG01-1/ Doege E.; Barnert, L.; Hallfeldt, T.; Kulp, S.; Neumaier T.: *Ceramic components for metal forming tools*. Int. Symposium, Ceramic Materials and Components for Engines, 133-137, 2001
- /DOEG01-2/ Doege, E.; Kulp, S.: *Evaluation of cp-Ti sheet for deep drawing processes*. Conf. – Materials Week, München, 01. – 04. Okt. 2001, (2001)
- /DOEG01-3/ Doege, E.; Kulp, S.; Schauerte, O.: *Cp-Ti sheet material and its application in deep drawing processes*. Proceedings from Processing and Fabrication of Advanced Materials X, 05.-08.11.01, Indiana, USA, 2001
- /DOEG02-1/ Doege, E.; Zenner, H.; Palkowski, H.; Hatscher A.; Schmidt-Jügensen R.; Kulp, S.; Sunderkötter, C.: *Einfluss elastischer Kennwerte auf die Eigenschaften von Blechformteile*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Darmstadt, Heft 4/2002, 2002
- /DOEG02-2/ Doege, E.; Kulp, S.; Pösse, O.: *Properties and Application of titanium alloys in sheet metal forming*. 7th ICTP, 27.10.-01.11.02, Yokohama, Japan, 2002
- /DOEG63/ Doege, E.: *Untersuchung über die maximal übertragbare Stempelkraft beim Tiefziehen rotationssymmetrischer zylindrischer Teile*. Dissertation, TU Berlin, 1963.
- /DOEG76/ Doege, E.: *Wichtige Einflussgrößen beim Tiefziehen*. wt.-Z. industrielle Fertigung. 66 (1976) 11, S. 615-619
- /DOEG86/ Doege, E.; Meyer-Nolkemper, H.; Saeed I.: *Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe*. S. 27, Hanser Verlag München, 1986
- /DONA00/ Donachie, Jr., M. J.: *Titanium A technical guide*. 2nd Edition, ASM International, United States of America, 2000
- /DONH99/ Donhauser, C.: *Dynamisches Beulen*. Dissertation, Technische Universität München, 1999

- /DOUT95/ Douthett, J.-A.: *Designing stainless exhaust systems*. Automotive Engineering, Band 103, Heft 11, p. 45-49, 1995
- /DREW98/ Drewes, E.-J.; Steininger, V.; Göklü, S.; Engl, B.; Beenken, H.; Lenze, F.-J.: *Verbesserung des mechanischen Verhaltens von Karosseriebauteilen*. Abschlussbericht, EU-Forschungsvorhaben Nr. 720-MB/105, 1998
- /DRIP79/ Dripke, M.; Wörner, H. P.: *Senkrechte Anisotropie und Verfestigungsexponent*. Bänder Bleche Rohre, Bd. 20, S. 286-291, 1979
- /DTG02/ Marktentwicklung,
<http://www.deuschetitan.de/ger/material/market-trend.html>, 18.03.02
- /EN10088/ EN 10088: *Nicht rostende Stähle*. Deutsches Inst. f. Normung e.V. Berlin, 1999
- /EN10130/ EN 10130: *Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen*. Deutsches Inst. f. Normung e.V. Berlin, 1991
- /ENGL83/ Engl, B.; Drewes, E.-J.: *Untersuchungen zum Beulverhalten von höherfestem Feinblech unter besonderer Berücksichtigung einer Verfestigung durch den Wärmeeinfluß beim Lackierprozeß*. Stahl und Eisen, Bd. 103, Nr. 17, S. 819-824, 1983
- /FOLL99/ Foller, M.; Schruff, G.; Uhlig, G.: *Improved deep drawing properties of austenitic stainless steels due to PVD-coated tools*. 5th International Conference on Tooling, 29.09.-01.10.99, S. 327-334, Leoben, 1999
- /FREY99/ Freytag, P.; Müller, U.: *Experimentelle und numerische Simulation des Einbeulverhaltens von Karosserieaußenhautteilen*. EFB-Kolloquium, Fellbach, 09.-10.03.99, Seiten 16.1-9, Stuttgart, (1999)
- /FRIE99/ Friedrich, C.: *Das Korrosionsverhalten von Titan und Titanlegierungen während der Oxidation in überkritischem Wasser*. Dissertation, Universität Heidelberg, 1999
- /GILL02/ Weltens, H.; Garcia P.; Neumaier H.: *Neue Leichtbaukonzepte bei Pkw-Abgasanlagen sparen Gewicht und Kosten*. Firmenmitteilung Gillet GmbH
- /GLAS96/ Glas, F: *Sonderlegierungen Ampco-Metall für Tiefzieh- und Umformwerkzeuge*. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, 05.-06.12.1996, S. 437-451, Dresden, 1996
- /GMEH51/ Gmehlin: *Handbuch der anorganischen Chemie*. 8. Auflage, Band 41, Titan Verlag Chemie GmbH; Weinheim / Bergstraße, 1951
- /GOOD68/ Goodwin, G.M.: *Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop*. La metallurgia italiana 60, S. 767-774, 1968

- /GOOD71/ Goodschild, D.; Roberts W.T.; Wilson D.V.: *Mechanical behaviour of textured austenitic stainless steel*. Journal of the Iron and Steel Institute, S. 283-290, 1971
- /HABI68/ Habig, K.-H.: *Zur Struktur- und Orientierungsabhängigkeit der Adhäsion und der trockenen Gleitreibung von Metallen*. Materialprüfung 10, S. 417, 1968
- /HALL01/ Hallfeldt, T.: *Untersuchungen zur Beschreibung des Tief- und Streckziehverhaltens höherfester Feinbleche aus Stahlwerkstoffen*. VDI-Verlag, Reihe 2, Nr. 602, Düsseldorf, 2001
- /HÄNS98/ Hänsel, A.: *Nichtisothermes Werkstoffmodell für die FE-Simulation von Blechumformprozessen mit metastabilen austenitischen CrNi-Stählen*. VDI-Verlag, Reihe 2, Nr. 491, Düsseldorf, 1998
- /HAUF82/ Hauffe, K.: *Über das Korrosionsverhalten von Titan und Titanlegierungen gegen Chlor, Salzsäure und chlorionenhaltige Lösungen*. Metalloberfläche, Heft 12, S. 594-598, 1982
- /HILL50/ Hill, R.: *The Mathematical Theory of Plasticity*. Clarendon Press, Oxford, 1950.
- /HUA97/ Hua, M.; Garcia, C. I.; DeArdo, A. J.: *Dual-stabilized ferritic stainless steels for demanding applications such as automotive exhaust systems*. Iron and Steelmaker, Band 24, Heft 4, p. 41-44, 1997
- /HUCK92/ Huck, M.: *Beurteilung und Auswahl von Feinblechwerkstoffen für den Umformprozeß*. Dissertation, Universität Hannover, 1992
- /HÜTT01/ Hütte, H.: *Untersuchungen zum Rückfederungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe beim Tiefziehen*. Dissertation, Universität Hannover, 2001
- /IDDR67/ N.N.: *The Plastic Anisotropy Ratio „r“ and the Work-hardening Exponent „n“ in Relation to the Drawability of Sheet Metal*. Report on WG2 of IDDRG, Sheet Metal Ind., August 1967
- /IKES84/ Ikeshima, T.: *Recent developments in titanium sponge production*. 5th International Conference on Titanium, Munich, S. 3-14, 1984
- /JACU00/ Jacuzzi, A.: *Imbutitura di lamiera di titanio*. Lamiera, Marzo 2000, p. 74-78, 2000
- /JORD99/ Jordan, F.; Heidbüchel, P.; Uhlig, G.: *Friction and wear of stainless steel*. Conf. – IDDRG, Working groups meeting, 6-9 Jun, 1999, p. 43-48, Birmingham, 1999

- /KAWA87/ Kawai, N.; Hayashi, N.; Takayama, K.: *Assessment of deep-drawability of commercially pure titanium sheets in consideration of r-value changes during processing*. JSME International Journal, Vol. 30, No. 267, p. 1487-1494, 1987
- /KEEL68/ Keeler, St. P.: *Circular grid system - A valuable aid for evaluating sheet-metal formability*. Sheet Metal Industries 45, p. 633-634, 636-641, 1968
- /KIYA01/ Kiya, S.: *Development of an Electrolytic Decaling Process for Titanium Plates*. Tetsu-to-Hagane, Bd. 87, Nr. 6, S. 459-466, 2001
- /KOHA84/ Kohara, S.: *Forming limit curves of titanium sheets*. 5th International Conference on Titanium, Munich, S. 547-553, 1984
- /KÖST99/ Kösters, R.: *Simulationsgestützte Ermittlung von Prozeßparametern für die Blechumformung*. Dissertation, Universität Hannover, 1999
- /KRAM82/ Kramer, K.-H.: *Herstellungstechnologien von Titan und Titanlegierungen – Teil II*. Metall, 36. Jhrg. Heft 8, S. 862-872, 1982
- /KRUP45/ Krupkowski, A.: *The Deformation of Plastic Metals by Strain*. Annales de l'Academie Polonaise Sci. Techn., 8, S. 113, 1939-1945
- /KRUS93/ Kruska, J.-U.; Schroeder, M.; Stock, G.: *Neues höherfestes Feinblech für den Einsatz im Automobilbau b) Neue Blechkennwerte*. 14. Umformtechnisches Kolloquium Hannover, 17/18.03.1993, S. 11.b1-11.b7, 1993
- /KRYU77/ Kryuchkova, E.; Trousov, G. N.: *Über den Widerstand von anodisiertem Titan gegen Chlor und Brom*. Metallschutz, Heft 13, S. 718, 1977
- /KUBL93/ Kubli, W.; Reissner, J.: *Optimisation of sheet metal forming processes using the special-purpose program AUTOFORM*. Proceedings of the 2nd International Conference Numisheet 1993, p. 163-168, Tokyo, Japan, 1993
- /KÜPP70/ Küppers, W.: *Das Umformverhalten von Feinblechen aus Reintitan*. DEW-Technische Berichte, 10. Band, Heft 2, S. 197-200, 1970
- /KÜPP86/ Küppers, W.: *Zur Umformung und Oberflächenbehandlung nichtrostender Feinbleche*. Thyssen Edelstahl, Technische Berichte 12. Band Heft 1, S. 3-34, 1986
- /LIND00/ Lindenberg, H.-U.; Kazmierski O.; Otto, A.: *Kaltgewaltes Band aus nichtrostenden Edeltählen und die Anwendungspotentiale*. Stahl und Eisen, Heft 5, S. 37-42, 2000
- /LIU00/ Liu, J.-M.; Chou, S.-S.: *Effect of anisotropy in commercial purity titanium on deep drawability at elevated temperatures*. Material Science and Technology, Vol. 16, September, p. 1037-1040, 2000

- /MAAG81/ Maag, G.: *Rechnerische und experimentelle Untersuchungen zum Nachwalzen von Stahlband*. Dissertation, Technische Hochschule Aachen, 1981
- /MANG83/ Mang, T.: *Die Schmierung in der Metallbearbeitung*. 1. Aufl., Vogel Verlag, Würzburg, 1983
- /MERK00/ Merkel, M.; Thomas, K.-H.: *Taschenbuch der Werkstoffe*. Fachbuchverlag Leipzig, 2000
- /MIYA78/ Miyauchi, K.; u.a.: *Galling behaviour and its tests in press forming of autobody parts*. Proceedings of 10th IDDRG, Binnial Congress, Redhill, Surrey, 1978
- /MÜNS97/ Münster, H.- P.: *Taschenbuch des Metallhandels*. Hüthig Verlag Heidelberg, 1997
- /N.N.98/ N. N.: *Notes Manual, Version 1998*. Level 6, S. 10 ff. Software Company PSI, 1998
- /N.N.01/ N.N.: *ABAQUS Handbücher zur Version 6.2-1*. Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., 2001
- /NEER00/ Neeraj, T.; Hou, D.-H.; Daehn, G. S.; Mills, M. J.: *Phenomenological and microstructural analysis of room temperature creep in titanium alloys*. Acta material, No. 48, p. 1225-1238, 2000
- /NN597/ N.N.: *Einfache FEM-Simulation*. Blech Rohre Profile, 5/97, S. 22-25, 1997
- /PETE96/ Peters, M.; Hemptenmacher, J.; Kumpfert, J.; Leyens, C.: *Titan und Titanlegierungen: Struktur, Gefüge, Eigenschaften*. Konferenz-Einzelbericht: Titan und Titanlegierungen, Fortbildungsseminar, 17.-19.04.96, S. 187-203, Köln, 1996
- /POLL00/ Pollmann, W.: *Werkstoffe im Karosseriebau*. Zweites Industriekolloquium SFB362 „Fertigen in Feinblech“, Clausthal, 21.-22.03.2000, S. 12-20, 2000
- /RHEI99/ Rossrucker, T.; Fessenbecker, A.: *Performance and Mechanism of Metalworking Additives: New results from Practical Focused Studies*, STLE Annual Meeting, 24.-28.05.1999, Las Vegas, 1999
- /REISS80/ Reissner, J.; Mülders, H.; Plänker, E.: *II Fließortkurve und Anisotropie*. Bänder Bleche Rohre, Heft 3, S. 95-98, 1980
- /ROBE84/ Robert, W. T.; Wilson, D. V.: *Warm forming of titanium sheets*. 5th International Conference on Titanium, Munich, S. 539-546, 1984
- /ROLL98/ Roll, K.: *Stand der Blechumformsimulation heute – Notwendige Weiterentwicklungen*. Erstes Industriekolloquium „Fertigen in Feinblech“, 10.-11.12.1998, S. 129-132, Clausthal, 1998

- /ROLL99/ Roll, K.; Altan, T.; Tekkaya, A. E.; Hermann, M.: *Virtuelle Umformtechnik*. Umformtechnik2000plus, S. 255-274, 1999
- /ROSS00/ Rossrucker, T.; Fessenbecker, A.; Wuscher, K.: *Neue Ergebnisse zur Wirkungsweise von Additiven für die Metallbearbeitung*. Int. Col. – Tribology 2000, Ostfildern, 12.–13.01.00, Bd. 2 p. 1203-1210, 2000
- /RÜDI80/ Rüdinger, K.: *Zum Umformverhalten von bandgefertigtem Titanblech*. Seminar „Neuere Entwicklungen in der Blechverarbeitung“, Stuttgart, 10-11.06.1980
- /SCHA83/ Herausgeber Schatt, W.: *Einführung in die Werkstoffwissenschaften*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, S. 343, Leipzig, 1983
- /SCHA99/ Schauerte, O; Eisenberg, S.; Kramer, M.; Faller, K.: *Einsatzpotentiale für Titan in Serienfahrzeugen*. Konferenz-Einzelbericht: Technologien um das 3-Liter Auto, 16.-18.11.99, S. 161-180, Braunschweig, 1999
- /SCHM02/ Schmidt-Jürgensen, R.: *Untersuchungen zur Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen beim Tiefziehen*. Dissertation, Universität Hannover, 2002
- /SCHM74/ Schmitz, K.W.: *Beitrag zum Tiefziehen von unterschiedlich stabil austenitischen Werkstoffen bei gezielter Temperaturführung*. Dissertation, TU Clausthal 1974
- /SCHM86/ Schmidt, W.; Küppers, W.: *Der Einfluß der Austenit-Stabilität auf mechanische Eigenschaften und Umformverhalten von Chrom-Nickel-Stählen*. Thyssen Edelstahl, Technische Berichte 12. Band Heft 1, S. 80-100, 1986
- /SCHU72/ Schulze D.; Bösenberg, K.: *Entwicklung und Stand des Streckbiegerichtens*. Blech Rohre Profile, Nr. 5, S. 201-204, 1972
- /SCHU74/ Schumann H.: *Einfluß von Spannungen und Deformation auf die martensitische Gefügeumwandlung kubisch-flächenzentriert → hexagonal*. Neue Hütte, 19, S. 492-497 und S. 667-670, 1974
- /SEFR99/ Sefrin, C.; Moriße, L.; Beck, W.; u.a.: *Grundlagenuntersuchungen an Reintitanttechnologien*. Abschlussbericht BMBF-Vorhaben-Nr. 20W9702A, 1999
- /SHI91/ Shi, M. F.; Meuleman, D. J.; Alaniz, C. L.; Zurdosky, S. J.: *Prestrain effect on static dent resistance of automotive steels*. SAE Technical paper 910288, 1991
- /SHI97/ Shi, M. F.; Brindza, J. A.; Michel, P. F.; Bucklin, P.; Belanger, P. J. Prencipe Jr., J. M.: *Static and dynamic Dent resistance Performance of automotive steel body panels*. SAE Technical paper 970158, 1997

- /SHIR96/ Shiroi, Y.: *Current status and challenges of automotive stainless steels*. CBMM Round table conference on metallurgical behavior of alloying elements in stainless steel, 10th May 1996, p. 29-37, Tokyo, 1996
- /SIBU96/ Sibum, H.: *Titan und Titanlegierungen – vom Rohstoff bis zum Halbfertigfabrikat*. Konferenz-Einzelbericht: Titan und Titanlegierungen, Fortbildungsseminar, 17.-19.04.96, S. 29-47, Köln, 1996
- /SIEB48/ Siebel, E.; Schwaigerer, S.: *Zur Mechanik des Zugversuchs*. Archiv für Eisenhüttenwesen 19, S. 145-152, 1948
- /SJÖB73/ Sjöberg, I.J.: *The influence of analysis on the properties of stainless spring steel*. Wire, S. 155-158, 1973
- /STIA96/ Stianzny, P.; Pichler, A.; Preßlinger, H.; Till, E.: *Höherfestes Stahlfeinblech: Ein altbekannter Konstruktionswerkstoff in der Automobilindustrie? Neuere Entwicklungen in der Blechumformung*, Fellbach, 7./8.05.1996, DGM Informationsgesellschaft, 1996
- /STRA73/ Straßburger, C.: *Prüfverfahren zur Ermittlung der Kaltumformbarkeit*. In: *Neuzeitliche Verfahren der Werkstoffprüfung*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1973
- /THOM86/ Thomas, D. E.; Musiat, W.: *Titan und Titanlegierungen – Korrosionsbeständige Werkstoffe in Rauchgasentschwefelungsanlagen (REA)*. Werkstoff und Korrosion, Jhrg. 37, S. 405-409, 1986
- /VDI02/ N.N.: *Automobil: Hightech-Konzeptauto von VW fährt mit 6,5 l im Tank 650 km weit – Einzylinder-Saugdieselmotor mit Direkteinspritzung beschleunigt auf 120 km/h*. VDI nachrichten, 26.4.2002
- /VOGL03/ Vogl, C.: *Bessere Beschreibung des Umformverhaltens von Blechwerkstoffen*. Dissertation, Universität München, 2003
- /VOVK76/ Vovk, S. T.; Volynskij, V. V.; Kondratenko, A. B. Shrram, V. S.: *Untersuchungen der Korrosionsbeständigkeit von Titan in chlorhaltigen Medien*. Phys.-Chem. Mechanik der Werkstoffe, Kiew, Heft 3, S. 95, 1976
- /WILH75/ Wilhelm, H.: *Über das Umformverhalten von Blechen aus Titan und Titanlegierungen*. Dissertation, Universität Stuttgart, 1975
- /WITT80/ Witthüser, K.-P.: *Untersuchung von Prüfverfahren zur Beurteilung der Reibungsverhältnisse beim Tiefziehen*. Dissertation, Universität Hannover, 1980
- /YANG95/ Yang, D.Y.; Jung, D.W.; Song, I.S.; Yoo, D.J.; Lee, J.H.: *Comparative investigation into implicit, explicit and iterative implicit/explicit schemes for the simulation of sheet metal forming processes*. Journal of Materials Processing Technology 50, p. 39-53, 1995

- /YUTO80/ Yutori, Y; Nomura, S.; Kokubo, I.; Ishigaki, H.: *Studies on the static dent resistance*. Proceedings of 11th IDDRG, Les Memoires Scientifiques Revue Metallurgie, Mars, S. 561-659, 1980
- /ZWIC72/ Zwicker, U.: *Titan und Titanlegierungen*. Berlin, Heidelberg, New York; Springer –Verlag, 1972