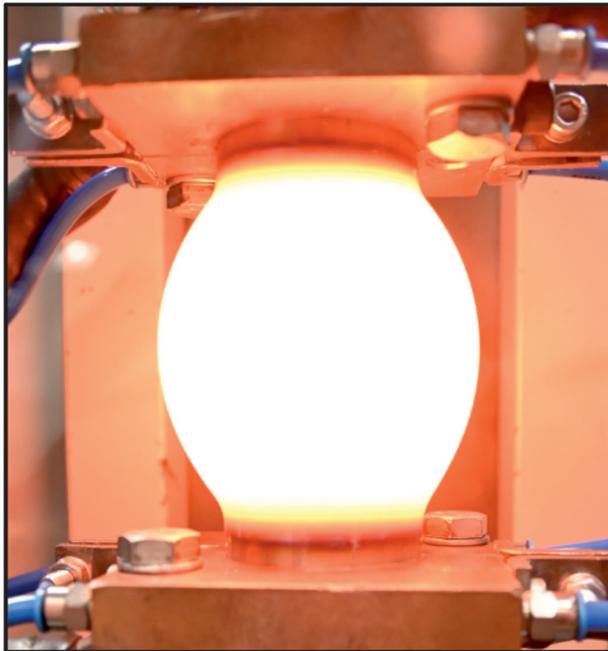


Mike Kamaliev

Isotherme Innenhochdruckumformung geschlossener Profile

Werkstoffcharakterisierung und Prozessumsetzung



**Isotherme Innenhochdruckumformung
geschlossener Profile**
Werkstoffcharakterisierung und Prozessumsetzung

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
Dr.-Ing.
von der Fakultät Maschinenbau
der Technischen Universität Dortmund
genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Mike Kamaliev, M. Sc.
aus
Hildesheim

Dortmund, 2023

Vorsitzender der Prüfungskommission: Prof. Dr.-Ing. habil. Bernd Künne

Berichter: Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Werner Homberg

Prof. Dr. Moritz Schulze Darup

Tag der mündlichen Prüfung:

31. Mai 2023

Dortmunder Umformtechnik

Band 120

Mike Kamaliev

**Isotherme Innenhochdruckumformung
geschlossener Profile**

Werkstoffcharakterisierung und Prozessumsetzung

D 290 (Diss. Technische Universität Dortmund)

Shaker Verlag
Düren 2023

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Zugl.: Dortmund, Technische Univ., Diss., 2023

Copyright Shaker Verlag 2023

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-9168-7

ISSN 1619-6317

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren

Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9

Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Leichtbau der technischen Universität Dortmund. An dieser Stelle möchte ich den Personen danken, die mich während dieser Zeit fachlich sowie persönlich unterstützt haben.

Beim Institutsleiter Prof. A. Erman Tekkaya bedanke ich mich für die Betreuung der Arbeit in Form von anregenden Diskussionen, konstruktiven Hinweisen und der Begutachtung meiner Ausarbeitung. Das mir entgegengebrachte jahrelange Vertrauen, hat diese Promotion erst ermöglicht. Bei Prof. Werner Homberg bedanke ich mich für die Übernahme des Korreferats meiner Dissertation. Ebenso gilt mein Dank Herrn Prof. Bernd Künne und Prof. Moritz Schulze Darup für die Mitwirkung in der Prüfungskommission als Vorsitzender und Mitberichter.

Mein besonderer Dank gilt an dieser Stelle dem Kollegium des Instituts, welches die gesamte Zeit durch seine offene, hilfsbereite sowie freundliche Art ein positives und motivierendes Arbeitsklima geschaffen hat. Sei es der fachliche Austausch mit wissenschaftlichen Kollegen, die Unterstützung der Techniker bei experimentellen Arbeiten oder die organisatorischen Hilfestellungen der Projektierung bzw. des Sekretariats - in seiner Gesamtheit konnte es mich in herausfordernden Situationen stützen und so stets den Fortschritt meiner Arbeit sichern. Hinzu kommen alle Studierenden, welche mich als studentische Hilfskräfte oder durch ihre studentischen Arbeiten unterstützt haben. Der wissenschaftliche Austausch sowie der aufgebrachte Einsatz haben einen signifikanten Einfluss auf meine Arbeit gehabt.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Familie bedanken. Bei meinen Eltern für ihre Unterstützung in jeglicher Hinsicht, wodurch meine wissenschaftliche Laufbahn überhaupt ermöglicht wurde. Bei meiner Frau für den Beistand während der letzten Jahre. Besonders in anspruchsvollen Phasen hat sie mich mit ihrer liebevollen und humorvollen Art auf Kurs gehalten.

Dortmund im Mai 2023



Mike Kamaliev

Abstract

Hot forming of sheet materials is a conventional method for producing high-strength and complex structures. The transfer to internal pressure processes opens up new areas of application through the production of hardened hollow structures. Previous research projects focused on the development of the process, whereby the single steps were often aligned to sheet metal forming. Innovations based on the use of tubular semi-finished products have only taken place to a limited extent. Also, the material characterization methods used are often based on standardized procedures such as the tensile and Nakajima test. As a result, the stress and strain conditions as well as the semi-finished products, with their unique characteristics, are not or only partially represented.

Based on this state of the art, the process of Isothermal-High-Temperature-Pneumofforming was developed. In this process, tubes are heated conductively and formed by means of internal pressure. The electrical current is maintained throughout the forming process, keeping the workpiece temperature almost constant. At the same time, with a static internal pressure, a higher forming degree can be achieved, based on thermal softening. After hot forming, the components can optionally be quenched and hardened from the inside by a volume flow of the forming medium.

New material characterization methods have been developed to gain necessary information for numerical process modelling. The *Hot-Tube-Bulge-Test* and the tempered tube tensile test allow for the quantification of isothermal forming limit curves. Furthermore, the *Hot-Tube-Bulge-Test* is suitable for recording flow curves. Compared to the hot tensile test, they achieve at least twice the effective strain and serve as a support for the selection of suitable extrapolation models. For quantifying thermal softening, creep rupture tests proved suitable. Based on the determined material properties, the Isothermal-High-Temperature-Pneumofforming was modelled numerically and validated on the basis of geometric parameters. The influence of the internal pressure, the die geometry and the loading time on the forming process were quantified. Depending on the die geometry and the internal pressure, process windows could be established.

The mechanisms of pressure-assisted forming were transferred to profiles. The pressure-assisted high-temperature profile bending was numerically modelled and experimentally validated. In this process, tubes are subjected to constant internal pressure, inductively heated locally and kinematically bent. With increasing internal pressure, wrinkling at the inner bend can be increasingly minimized. This is due to an induced stress superposition, which minimizes the critical compressive stresses at the inner bend.

Kurzzusammenfassung

Die Warmumformung von Blechwerkstoffen gilt als konventionelles Verfahren zur Herstellung hochfester und komplexer Strukturen. Die Übertragung auf die Innenhochdruckumformung ermöglicht durch die Herstellung von gehärteten Hohlstrukturen neue Anwendungsbereiche. Bisherige Forschungsprojekte fokussieren die Verfahrensentwicklung, wobei die Prozessschritte oft an die Blechumformung angelehnt sind. Innovationen, die auf dem Einsatz von rohrförmigen Halbzeugen beruhen, fanden nur in geringem Umfang statt. Auch die verwendeten Methoden zur Werkstoffcharakterisierung basieren häufig auf standardisierten Verfahren wie dem Zug- und Nakajimaversuch. Dadurch werden die Belastungs- und Formänderungsbedingungen sowie die Halbzeuge mit ihren spezifischen Eigenschaften nicht oder nur teilweise abgebildet.

Ausgehend von diesem Stand wurde das neue Verfahren der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung entwickelt. Bei diesem Prozess werden Rohre konduktiv erwärmt und mittels Innendruck ausgeformt. Der elektrische Strom wird während des gesamten Formgebung aufrechterhalten, sodass die Werkstücktemperatur nahezu konstant bleibt. Durch thermische Entfestigungsmechanismen kann dabei mit zunehmender Prozessdauer eine höhere Formänderung bei gleicher Belastung erzielt werden. Nach der Warmumformung können die Bauteile durch einen Volumenstrom des Umformmediums abgeschreckt und somit gehärtet werden.

Zur Bestimmung erforderlicher Kennwerte für eine Prozessmodellierung wurden neue Methoden zur Werkstoffcharakterisierung entwickelt. Der *Hot-Tube-Bulge-Test* und der *Pressurized-Tube-Tensile-Test* ermöglichen die Aufnahme von Grenzformänderungskurven. Weiterhin eignet sich der *Hot-Tube-Bulge-Test* zur Aufnahme von Fließkurven. Sie erreichen im Vergleich zum Warmzugversuch einen zweifach höheren Umformgrad und dienen als Unterstützung bei der Auswahl geeigneter Extrapolationsmodelle. Die Messung der thermischen Entfestigung erfolgte durch Zeitstandversuche. Ausgehend von den ermittelten Materialkennwerten wurde die Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung numerisch modelliert und anhand geometrischer Kennwerte validiert. Der Einfluss des Innendrucks, der Werkzeuggeometrie und der Belastungszeit auf den Umformprozess wurde quantifiziert. In Abhängigkeit von der Werkzeuggeometrie und dem Innendruck wurden werkstoffspezifische Prozessfenster aufgestellt.

Die Mechanismen der Innenhochdruck-Umformung werden auf Profile übertragen. Das *druckunterstützte Hochtemperatur-Profilbiegen* wird numerisch modelliert und experimentell validiert. Bei diesem Verfahren werden Rohre mit konstantem Innendruck beaufschlagt, lokal induktiv erwärmt und kinematisch gebogen. Mit steigendem Innendruck kann die Faltenbildung zunehmend minimiert werden. Dies ist auf eine induzierte Spannungsüberlagerung zurückzuführen, welche die kritischen Druckspannungen am Innenbogen minimiert.

Inhaltsverzeichnis

Vorabveröffentlichungen von Inhalten	V
Formelzeichen und Abkürzungen	VII
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	3
2.1 Grundlagen thermisch gestützter Umformprozesse.....	3
2.1.1 Elastisches und plastisches Umformverhalten	3
2.1.2 Gefügeänderungen bei der Warmumformung.....	6
2.1.3 Thermische Behandlung metallischer Werkstoffe	9
2.2 Charakterisierungsmethoden bei erhöhten Temperaturen	14
2.2.1 Ermittlung und Einflussfaktoren auf das Fließverhalten.....	14
2.2.2 Bestimmung von Versagenskriterien	16
2.3 Innenhochdruck-Warmumformung von Rohren.....	18
2.3.1 Wirkmedien – Einteilung und Limitierungen	18
2.3.2 Prozessverfahren und -varianten	19
2.3.3 Thermisch basierte Umformung mittels Innendruck	21
2.4 Innenhochdruck-Charakterisierung von Rohren.....	24
2.4.1 Beschreibung der Spannungs-Dehnungszustände.....	24
2.4.2 Bestimmung von Versagenskriterien	26
2.5 Fazit aus dem Stand der Technik	28
3 Zielsetzung	29
4 Prozessauslegung und Randbedingungen	31
4.1 Prozessanforderungen und -gestaltung	31
4.2 Werkstoffauswahl	33
4.2.1 Werkstückwerkstoff	33
4.2.2 Matrizenwerkstoff	34
4.3 Anforderungen an die Werkstoffcharakterisierung	35
4.3.1 Ermittlung temperaturabhängiger Emissionskoeffizienten.....	36
4.3.2 Temperaturverteilung konduktiv erwärmter Rohre.....	37
4.4 Zwischenfazit	38
5 Charakterisierung thermisch-mechanischer Eigenschaften	39
5.1 Ermittlung des Fließverhaltens durch Warmzugversuche	40
5.1.1 Versuchsaufbau und -durchführung	40
5.1.2 Bestimmung temperaturabhängiger Elastizitätsmoduln.....	41
5.1.3 Bestimmung und Extrapolation von Fließkurven	41
5.1.4 Ableiten notwendiger Drücke für die Innenhochdruck-Umformung.....	43

5.1.5	Charakterisierung der thermischen Entfestigung	44
5.2	Temperaturabhängige Gefügeentwicklung	46
5.3	Untersuchung tribologischer Bedingungen	48
5.4	Zwischenfazit	50
6	Hochtemperatur-Werkstoffcharakterisierung von Rohren	51
6.1	Bestimmung von Versagenskriterien	51
6.1.1	Expansionsversuch (HTB-Test) – Versuchsstand und Prozessparameter ..	52
6.1.2	Rohrzugversuch (PTT-Test) – Versuchsstand und Prozessparameter	56
6.1.3	Auswertmethodik der Grenzformänderung	59
6.1.4	Grenzformänderungsschaubilder bei erhöhten Temperaturen	67
6.2	Fließkurvenermittlung mittels Expansionsversuch	69
6.2.1	Analytische Beschreibung und Auswertung der Fließkurven	69
6.2.2	Experimentelle Regelung der Dehnrate	72
6.2.3	Auswertung und Extrapolation der Fließkurven	76
6.3	Zwischenfazit	79
7	Isotherme Innenhochdruck-Pneumoumformung	81
7.1	Prozessablauf und -parameter	81
7.2	Numerische Prozessanalyse	84
7.2.1	Aufbau des numerischen Modells	84
7.2.2	Analyse des Umformprozesses	86
7.2.3	Einfluss relevanter Prozessparameter auf die Ausformung	90
7.3	Experimentelle Modellvalidierung	96
7.4	Ableiten von Prozessfenstern	102
7.5	Einstellung von Produkteigenschaften	104
7.6	Zwischenfazit	106
8	Druckgestütztes-Hochtemperatur-Profilbiegen	109
8.1	Theoretische Prozessauslegung	109
8.2	Numerische Prozessanalyse	110
8.2.1	Bestimmung der thermischen Randbedingungen	110
8.2.2	Aufbau des Modells	112
8.2.3	Numerische Analyse der Umformung	114
8.3	Experimentelle Prozessumsetzung	117
8.3.1	Validierung des numerischen Modells	117
8.3.2	Maßhaltigkeit der Biegeradien	120
8.4	Ableiten von Prozessfenstern	121
8.5	Zwischenfazit	123
9	Zusammenfassung und Ausblick	125
10	Literaturverzeichnis	127

Anhang	139
Anhang A	Extrapolationskoeffizienten 139
Anhang B	MATLAB-Skript für die Radienauswertung 140
Anhang C	Python Skript zur Auswertung der Wandstärkenverläufe 141
Anhang D	Thermische Werkstoffkennwerte 144
Lebenslauf	145

Vorabveröffentlichungen von Inhalten

Publikationen

Die nachfolgend aufgeführten Veröffentlichungen sind im Rahmen dieser Dissertation entstanden und wurden mit Zustimmung des Promotionsausschusses vorab publiziert.

Kamaliev, M., Kolpak, F., Tekkaya, A.E, 2022. Isothermal High Temperature Pneumofforming of Stainless Steel Tubes at Low Pressure Levels. 8th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Barcelona, Spanien, S. 615–622.

Kamaliev, M., Kolpak, F., Tekkaya, A.E, 2022. Isothermal hot tube material characterization – Forming limits and flow curves of stainless steel tubes at elevated temperatures. Journal of Materials Processing Technology 309, Nr. 117757.

Kamaliev, M., Flesch, J., Grodotzki, J., Tekkaya, A.E, 2023. Analysis of the isothermal high temperature pneumofforming process. International Journal of Material Forming 16, Nr. 44.

Studentische Arbeiten

Die Erkenntnisse der folgendem, von mir definierter und betreuten, studentischem Arbeiten werden ergänzend in dieser Dissertation verwendet:

Adams, T., 2021. Anwendungsorientierte Charakterisierung von Chromstählen für die Warmumformung, Masterarbeit, TU Dortmund

Bosse, G., 2021. Bestimmung der Grenzformänderungsdiagramme nichtrostender Stahlrohre bei erhöhten Temperaturen, Masterarbeit, TU Dortmund

Flesch, J., 2022. Prozessrealisierung der isothermen Warmumformung mittels Innenhochdruck, Masterarbeit, TU Dortmund

Kaup, D. 2022. Definition von Prozessgrenzen bei der spannungsüberlagerten Hochtemperatur Profilumformung, Bachelorarbeit, TU Dortmund

Paßmann, L., 2021. Numerische Modellierung des Temperaturgestützten-Innenhochdruck-Profilumformens, Masterarbeit, TU Dortmund

Schütze, J., 2022. Hot Tube Bulge Test – Beeinflussung von Dehnpfad und Grenzformänderung, Bachelorarbeit, TU Dortmund

Würtz, F., 2020. Modellierung der thermischen Randbedingungen basierend auf der induktiven Erwärmung beim TIP-Prozess, Bachelorarbeit, TU Dortmund

Yu, W., 2022. Determination of strain rate controlled flow curves using the isothermal hot tube bulge test, Masterarbeit, TU Dortmund

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Beschreibung
A_{c1}	°C	Austenit Starttemperatur
A_{c3}	°C	Austenit Endtemperatur
b	mm	Breite des Ausgleichsfensters
c_p	J/kgK	Spezifische Wärmekapazität
D_B	mm	Durchmesser der Biegerolle
$D_{0,0}$	mm	Ausgangsdurchmesser des Rohres
E	MPa	Elastizitätsmodul / E-Modul
F	N	Kraft
F_N	N	Normalkraft
F_R	N	Reibkraft
F_{ax}	N	Axial wirkende Kraft
f	mm	Vorschub
h	mm	Höhe
k_f	MPa	Fließspannung
k_{f0}	MPa	Anfangsfließspannung
$k_{s,0}$	MPa	Statische Fließspannung
K_γ	µm	Austenitkorngröße
l	mm	Länge
L_B	mm	Hebelarm beim Profilbiegen
M_B	Nm	Biegemoment
M_s	°C	Martensit-Starttemperatur
M_f	°C	Martensit-Finishtemperatur
n	-	Verfestigungsexponent

Zeichen	Einheit	Beschreibung
p	MPa	Innendruck
p_0	MPa	Innendruck für eine anfängliche Ausformung
r	mm	Radius
r_C	mm	Ausgeformter Eckenradius
r_{spez}	-	Spezifische Radienzunahme
r_0	mm	Expansionsradius
$r_{0,0}$	mm	Ausgangsradius
R_D	mm	Werkzeugradius
$R_{p0,2}$	%	Dehngrenze
s	mm	Blechdicke / Rohrwandstärke
t	s	Zeit
t_σ	s	Belastungszeit bei den Zeitstandversuchen
t_p	s	Zeit unter maximalem Druck
T	°C	Temperatur
\dot{T}	K/s	Abkühlrate
\dot{T}_{krit}	K/s	Kritische Abkühlrate
T_S	°C	Schmelztemperatur
T_U	°C	Umformtemperatur
T_γ	°C	Austenitisierungstemperatur
u	mm	Umfangspfadlänge
v_f	mm/s	Vorschubgeschwindigkeit
$v_{f,R}$	mm/s	Zuggeschwindigkeit im Streifenzugversuch
w	mm	Freie Expansionslänge
x	mm	Zustellung der Biegerolle

Zeichen	Einheit	Beschreibung
α	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizienten
β	-	Dehnungsverhältnis
Δ	-	Differenz
ε	-	Dehnung
ε_{el}	-	Elastischer Dehnungsanteil
ζ	-	Emissionskoeffizient
ζ_G	-	Gesamtemissionskoeffizient
κ	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
λ	μm	Wellenlänge
μ	-	Reibkoeffizient
ρ	mm	Krümmungsradius
σ	MPa	Spannung
σ_H	MPa	Hydrostatische Spannung
σ_r	MPa	Radiale Spannungen
σ_t	MPa	Technische Spannung
σ_{vM}	MPa	V. Mises Vergleichsspannung
ν	-	Querkontraktionszahl
φ	-	Umformgrad
$\bar{\varphi}$	-	Vergleichsdehnung nach v. Mises
$\bar{\varphi}_{pl}$	-	Vergleichsumformgrad
$\dot{\varphi}$	s ⁻¹	Dehnrage
$\dot{\bar{\varphi}}$	s ⁻¹	Vergleichsdehnrage

Indizes

Index	Beschreibung
0	Initialwert
$1, 2, 3$	Fortlaufende Variablen
a	Bezogen auf die Außenseite
A	Bezogen auf den Außenbogen beim Profilbiegen
F	Bezogen auf den ferritischen Edelstahl
i	Bezogen auf die Innenseite
I	Bezogen auf den Innenbogen beim Profilbiegen
j, k, l	Fortlaufende Variablen
M	Bezogen auf den martensitischen Edelstahl
max	Maximal
min	Minimal
V	Probenzustand nach dem Versagen
θ	Tangential
ϕ	Meridian
γ	Bezogen auf die Austenitisierung

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
DHP	D ruckgestütztes- H ochtemperatur- P rofilbiegen
DIC	D igital I mage C orrelation
FLC	F orming L imit C urve
Ferrit. ES	F erritischer E delstahl
HTB	H ot- T ube- B ulge (-Test)
Mart. ES	M artensitischer E delstahl
PTT	P ressurized- T ube- T ensile (-Test)

1 Einleitung

Im Bericht der United Nations (2021) wird ein fortschreitender Anstieg von Treibhausmissionen prognostiziert, sofern keine entscheidenden Schritte hin zur CO₂-Neutralität unternommen werden. Unter diesem Anforderungsprofil ergeben sich für die Fertigungstechnik Herausforderungen hinsichtlich der Entwicklung emissionsarmer und materialeffizienter Produktionsprozesse. Dadurch motiviert, wird im Bereich der Umformtechnik die Philosophie des Leichtbaus verfolgt. Generell wird jedes Bauteil als ein Produkt der gestellten Anforderungen ausgelegt. Um bei gleichbleibender Funktion, Masse oder Material einzusparen, ist eine Kompensation durch spezifische Materialeigenschaften oder belastungsangepasste Topologien erforderlich. Die Kombination aus der Verwendung hochfester Werkstoffe und Fertigungsverfahren, die eine flexible Formgebung ermöglichen, bietet somit ein enormes Leichtbaupotential.

Prozesse der Warmumformung in Kombination mit einem Vergütungsprozess ermöglichen die Herstellung von Komponenten, die einem solchem Anforderungsprofil entsprechen. Das Presshärten gilt als etabliertes Verfahren um hochfeste Bauteile, überwiegend im Automobilbau, herzustellen. Durch die fast ausschließliche Verwendung von Blechwerkstoffen als Halbzeug, sind die erreichbaren Geometrien begrenzt. Um das Anwendungsgebiet gehärteter Komponenten auf geschlossene Profile zu erweitern, werden Verfahren der Innenhochdruck-Warmumformung erforscht oder auch schon eingesetzt. Beispielsweise sei das *Form-Blow Hardening* (**Bild 1.1a**) genannt, welches von den Firmen Linde+Wiemann SE & Co. KG (Lanzerath und Tuerk, 2015) und Multimatic Inc. (Sullivan et al., 2022) genutzt wird, um hochfeste Hohlstrukturen herzustellen.

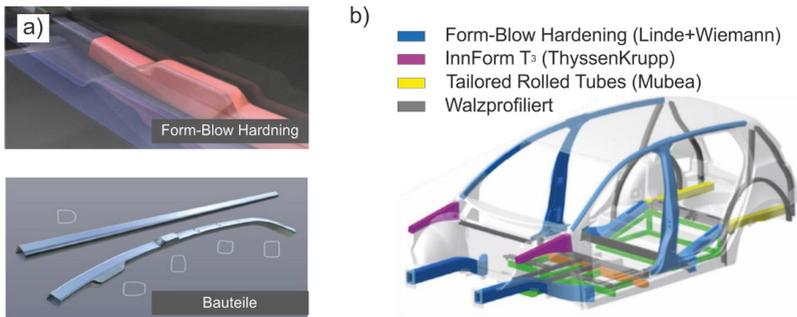


Bild 1.1: a) *Form-Blow Hardening* sowie beispielhafte Bauteile (Lanzerath und Tuerk, 2015) und b) potentielle Komponenten die u. a. durch Prozesse der Innenhochdruck-Warmumformung herstellbar sind (Hören et al., 2015)

Dabei werden Profile im Ofen erwärmt, in ein Werkzeug transferiert, mittels Innendruck ausgeformt und abschließend mit Wasser von innen abgeschreckt. Als potentielle Einsatzgebiete werden vorwiegend Karosseriebauteile rund um die Fahrgastzelle betrachtet, welche sich im Falle eines Crashes nur begrenzt verformen dürfen (Bild 1.1b).

Bei den meisten Prozessen der Innenhochdruck-Warmumformung verliert das Bauteil zwischen der Erwärmung und dem finalen Formänderungszustand Temperatur. Die Grenzformänderung des Materials fällt hierdurch ab und die Festigkeit steigt an. Dadurch werden zum einen höhere Innendrucke für die weitere Formgebung benötigt und zum anderen die erreichbaren Geometrien limitiert. Erschwerend kommt hinzu, dass keine quantitative Methode existiert, die Versagenskriterien prozessnah zu charakterisieren. Als Resultat sind aufwendige *trial & error* Versuchsreihen notwendig oder die Bauteile werden während der Entwicklung überdimensioniert, was den Anspruch an Leichtbau negiert.

In dieser Arbeit wird ein neues Verfahren der Innenhochdruck-Warmumformung entwickelt, welches eine weitestgehend isotherme Formgebung ermöglicht. Dadurch werden zum einen die erforderlichen Innendrucke reduziert sowie die erreichbaren Grenzformänderungen erhöht. Zur Auslegung werden im Vorfeld neue Verfahren der Materialcharakterisierung entwickelt. Damit werden die Fließeigenschaften sowie die Grenzformänderungen prozessnah ermittelt. Diese Materialkennwerte dienen der numerischen Modellierung, wodurch relevante Parameter identifiziert und Prozessfenster aufgestellt werden können.

2 Stand der Technik

In diesem Kapitel werden zunächst die fundamentalen elasto-plastischen und werkstofftechnischen Mechanismen thermisch gestützter Umformprozesse beschrieben. Daraufhin wird im Detail die Prozesstechnik der Warmumformung geschlossener Profile mittels Innenhochdruck erläutert. Die Abschnitte werden begleitet durch die Beschreibung bekannter Methoden der Werkstoffcharakterisierung, welche genutzt werden, um das Umformverhalten sowie die Versagenskriterien im Rahmen der Profil- und Blechumformung bei erhöhten Temperaturen zu prognostizieren.

2.1 Grundlagen thermisch gestützter Umformprozesse

Die Umformung von metallischen Werkstoffen bei erhöhten Temperaturen ist unter anderem mit dem Presshärten aktueller Stand der Technik. Nach Neugebauer et al. (2006) sind die primären Vorteile thermisch gestützter Umformprozesse gegenüber der Kaltumformung eine Erhöhung des Formgebungsvermögens, eine Reduzierung der erforderlichen Umformkräfte sowie eine höhere Formgenauigkeit. Häufig ist die Warmumformung von Blech- und Profilkomponenten mit einer Abschreckung innerhalb des Umformwerkzeugs verbunden, wodurch eine Härtung ohne thermisch bedingten Verzug erzielt wird.

2.1.1 Elastisches und plastisches Umformverhalten

Mit steigender Temperatur ist bei metallischen Werkstoffen eine Abnahme des Elastizitätsmoduls E (E-Modul) zu beobachten (Varshni, 1970). Ebenfalls ist die Abnahme des E-Moduls mit steigender plastische Dehnung bekannt (Sumikawa et al., 2017). Die Wechselwirkung dieser beiden Mechanismen untersuchte Löbke (2018) mit isothermen Warmzugversuchen. Um dabei einen steigenden Umformgrad φ zu berücksichtigen, wurden die E-Moduln über Hystereseschleifen ermittelt (**Bild 2.1a**).

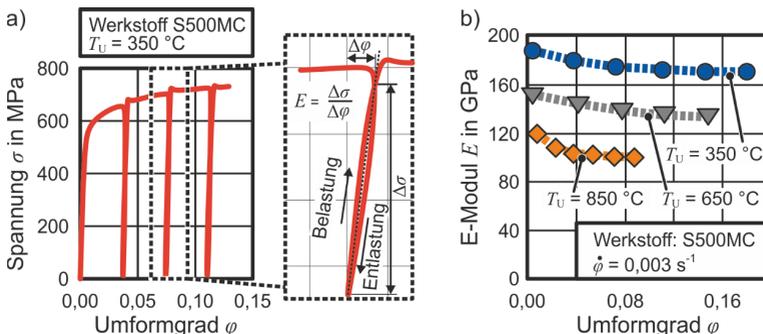


Bild 2.1: a) Ermittlung des E-Moduls in Abhängigkeit der Temperatur sowie des Umformgrads durch Hystereseschleifen und b) beispielhafte E-Moduln (Löbke, 2018)

Die Auswertung erfolgte dabei über die Steigung der Sekante, welche sich aus den Schnittpunkten der Ent- und Belastungskurven bildet. Im Bild 2.1b ist exemplarisch der E-Modul eines mikrolegierten S500MC Stahls in Abhängigkeit der Umformtemperatur T_U sowie des Umformgrads ϕ dargestellt.

Neben den elastischen Eigenschaften hat die Umformtemperatur einen Einfluss auf das plastische Fließverhalten metallischer Werkstoffe. **Bild 2.2a** zeigt einen exemplarischen Versuchsstand zur Durchführung von isothermen Warmzugversuchen. In diesem Beispiel wurde eine Prüfmaschine Gleeble 1500 (Fa. Dynamic Systems Inc.) verwendet, welche die Proben konduktiv erwärmt. Bild 2.2b zeigt beispielhafte Fließkurven des Werkstoffs 22MnB5 unter Variation der Temperatur und der Dehnrates $\dot{\phi}$. Die Proben wurden, angelehnt an einen Presshärteprozess, zunächst bei $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ austenitisiert und anschließend auf verschiedene Umformtemperatur T_U abgeschreckt. Die Ergebnisse weisen einen signifikanten Einfluss der Dehnrates sowie der Temperatur auf die Fließspannung auf (Merklein und Lechler, 2006).

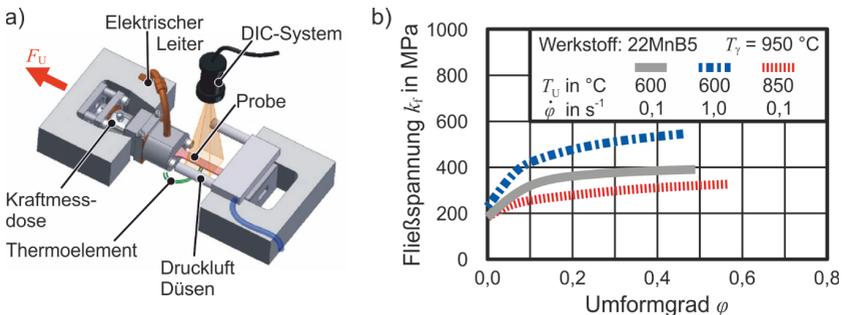


Bild 2.2: a) Versuchsaufbau zur Durchführung von isothermen Warmzugversuchen und b) exemplarische Fließkurven unter Variation der Umformtemperatur T_U sowie der Dehnrates $\dot{\phi}$ (Merklein und Lechler, 2006)

Der Einfluss der Temperatur auf das Verfestigungsverhalten von metallischen Werkstoffen ist auf die thermische Energie zurückzuführen, welche das Gleiten von Versetzungen begünstigt (Seeger, 1954). In der Regel kommt es demnach mit steigender Temperatur zu einer Abnahme der Fließspannung, wobei auch werkstoffspezifische Anomalien bekannt sind. Eine Ausnahme tritt z. B. bei Werkstoffen mit einer thermisch bedingten Allotropie im Bereich der Phasenumwandlung auf. Beispielhaft sei hier eine Zunahme der Zugfestigkeit des ferritischen Edelstahl X2CrNi12 bei einer Temperatur von 800°C im Vergleich zu 750°C genannt. Dieses Verhalten wird mit der Umwandlung von Ferrit in Austenit und der damit verbundenen Umwandlung der Kristallstruktur begründet. (Manninen und Säynäjäkangas, 2012). Der Einfluss der Dehnrates $\dot{\phi}$ bei hohen Temperaturen lässt sich auf die werkstofftechnischen Vorgänge der Erholung und

Rekristallisation zurückführen. Diese beiden entfestigenden Mechanismen sind abhängig von der Zeit, weshalb mit sinkenden Dehnraten und damit einhergehenden längeren Umformprozessen die Ausprägung zunimmt (Lange, 1984). Neben dem Einfluss auf die Fließspannungen, können thermisch-mechanische Belastungen auch zu einer Entfestigung unter (quasi-)statischen Bedingungen führen. In diese Kategorie fallen die Phänomene des Kriechens sowie der Relaxation. Als Kriechen wird die zeitabhängige Zunahme der Dehnung unter konstanter Last unterhalb der Fließgrenze k_{f0} bezeichnet. Je nach thermisch-mechanischer Belastung, treten beim Kriechen verschiedene mikroskopische Prozesse, wie z. B. Versetzungskriechen oder Korngrenzengleiten, auf (Rösler et al., 2012). Exemplarisch zeigt **Bild 2.3a** das Kriechverhalten eines austenitischen Edelstahl X6CrNiTi18-10. Über den betrachteten Zeitraum von $t \approx 1300$ h, wird bei 500 °C und einer mechanischen Belastung von 90 % der Anfangsfließspannung ($0,9 \cdot k_{f0}$) kein Kriechen detektiert. Bei einer Temperatur von 600 °C hingegen ist bereits bei einer mechanischen Belastung von $0,7 \cdot k_{f0}$ eine stetige Zunahme der Dehnung ε bei konstanter Spannung σ zu beobachten. Es kann folglich festgehalten werden, dass die Ausprägung von Kriechvorgängen, neben der thermischen und mechanischen Belastung, vom betrachteten Zeitraum t abhängt.

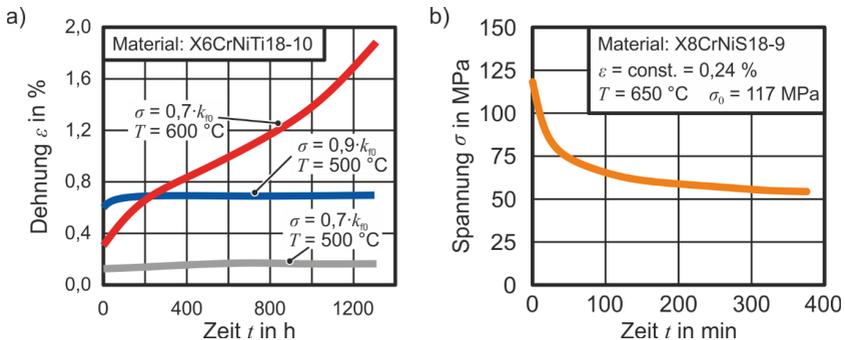


Bild 2.3: Entfestigung in Abhängigkeit von Temperatur T , Spannung σ und Dehnung ε – a) Kriechen des austenitischen Edelstahl X6CrNiTi18-10 (Brnic et al., 2016) und b) Relaxation des austenitischen Edelstahl X8CrNiS18-9 (Brnic et al., 2011)

Die Relaxation von Werkstoffen ist definiert als die zeitliche Abnahme der wirkenden Spannung σ bei einer gleichbleibenden Dehnung ε . Bild 2.3b zeigt exemplarisch den Spannungsabfall eines austenitischen Edelstahl X8CrNiS18-9 bei einer Temperatur von $T = 650$ °C und der vorherigen Aufbringung einer Dehnung von $\varepsilon = 0,24$ %. Über den betrachteten Zeitraum von $t \approx 400$ min nimmt die Spannung um mehr als 50 % ab (Brnic et al., 2011). Die Spannungsrelaxation beruht auf den gleichen Mechanismen wie das thermische Kriechen.

2.1.2 Gefügeänderungen bei der Warmumformung

Eisen sowie ein Großteil der Stahllegierungen gehören zu den polymorphen Materialien, d.h. abhängig von der Temperatur können verschiedenen Kristallstrukturen vorliegen. Damit geht eine Änderung mehrerer Eigenschaften einher, wie z. B. der Festigkeit. Dieser Mechanismus erlaubt es, Stahlwerkstoffe mit geeigneten Legierungselementen und entsprechenden -anteilen zu härten.

Phasenumwandlung von Stahlwerkstoffen

Bei den meisten Stahllegierungen liegt α -Eisen (Ferrit) mit einer kubisch-raumzentrierten Struktur zwischen Raum- und der A_{c1} -Temperatur vor. Mit zunehmender Erwärmung kommt es schrittweise zur Umwandlung in γ -Eisen (Austenit) mit einer kubisch-flächenzentrierten Struktur. Nach Erreichen der A_{c3} -Temperatur ist die Austenitisierung abgeschlossen und es verbleibt nur γ -Eisen im Gefüge. Dieser Mechanismus ist von der Temperaturführung sowie der Zeit abhängig und wird generell in einem Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild (ZTA-) dargestellt. Dabei gilt, dass sich mit zunehmender Haltezeit bei höheren Temperaturen t_γ ein homogener Austenit ausbildet. Ein isothermes ZTA-Schaubild eines C45-Stahls zeigt **Bild 2.4a** (Weißbach, 2012).

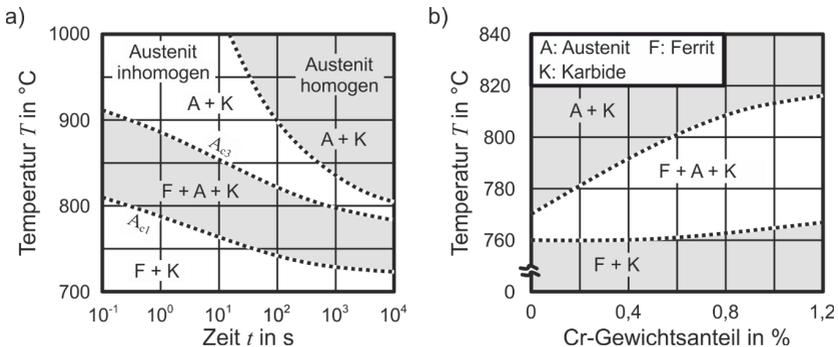


Bild 2.4: a) Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild (ZTA-) bei isothermer Erwärmung für einen C45 Stahl (Weißbach, 2012) und b) Einfluss des Cr-Gehalts auf die Austenitisierung eines Wälzlagerstahls 100Cr6 (Beswick, 1987)

Neben der Zeit und der Temperatur sind die Legierungsbestandteile essentiell für die Wärmebehandlung von Stählen. Zum Beispiel können bereits wenige % Chrom die A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur verschieben, wie Bild 2.4b zeigt (Beswick, 1987). Durch ausreichend hohe Chrom- und Nickelanteile kann die γ -Phase bis auf Raumtemperatur stabilisiert werden, so wie es u. a. bei austenitischen Edelmetallen der Fall ist (Ramaswamy und Raghavan, 1981).

Die polymorphen Eigenschaften erlauben es, Stahlwerkstoffe mit ausreichend hohem C-Gehalt zu härten. Die Löslichkeit von Kohlenstoff ist abhängig von der Gitterstruktur. Bei α -Eisen liegt diese bei 0,02 % und beim γ -Eisen, je nach Temperatur, bei 0,8 bis 2,06 %. Beim Austenitisieren löst sich mehr Kohlenstoff, welcher im Vorfeld z. B. in Karbiden gebunden war, in der Gitterstruktur. Zum Härten muss nach der Austenitisierung eine werkstoffspezifische kritische Abkühlrate \dot{T}_{krit} eingestellt werden, um ein ausdiffundieren der C-Atome aus dem Austenit während der Abkühlung zu vermeiden. Auf diese Weise wird der Kohlenstoff in einem tetragonal verzerrten Gitter zwangsgelöst, es entsteht Martensit (Weißbach, 2012). Die resultierenden Phasen in Abhängigkeit der Zeit und Temperatur, werden häufig in kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagrammen (ZTU-) dargestellt. Diese zeigen die resultierende Gitterstruktur aus dem austenitisierten Zustand in Abhängigkeit des Temperaturverlaufs sowie optional die resultierende Härte (Bild 2.5).

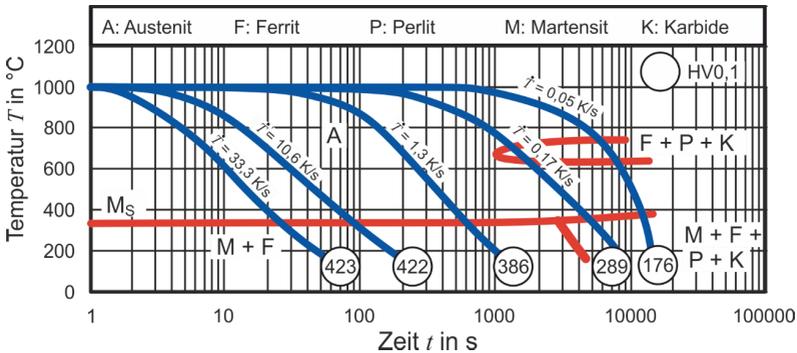


Bild 2.5: Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild (ZTU-) des martensitischen Edlstahls X12Cr13 (Slovenian Steel Group, 2022)

Neben den werkstofftechnischen Einflussgrößen auf die Lage der Umwandlungspunkte, ist auch eine Abhängigkeit zur Prozesskinematik bekannt. Helmholz et al. (2015) zeigten am Werkstoffe 22MnB5, dass mit einer plastischen Deformation des Austenits der Martensitanteil im abgeschreckten Zustand abnimmt, obwohl die kritische Abkühlrate \dot{T}_{krit} überschritten ist. Daraus lässt sich schließen, dass durch eine Umformung des austenitisierten Gefüges eine Verschiebung der Umwandlungspunkte hin zu kürzeren Zeiten erfolgt. Naderi und Bleck (2007) führten vergleichbare Untersuchungen mit einem Umformdilatometer am 22MnB5 durch. Mit längerer Haltezeit im austenitisierten Zustand t_T , konnte eine Steigerung der Martensit-Starttemperatur (M_s -) ermittelt werden. Des Weiteren wurde eine reduzierte M_s - sowie eine steigende Martensit-Finistemperatur (M_f -) festgestellt, sobald der Werkstoff beim Abschrecken mechanisch belastet wird. Bei der Umwandlungskinetik sind beim Abschrecken von Stahlwerkstoffen zusammenfassend werkstoff- sowie prozesstechnische Randbedingungen zu berücksichtigen.

Besonderheiten chromhaltiger Edelstähle

Elemente wie Chrom oder Titan neigen bei spezifischen Temperaturen zur Bildung von metallischen Karbiden, wenn sie zusammen mit Kohlenstoff in einer Legierung vorliegen. Merlina und Borzdyka (1968) untersuchten die Entstehung von Karbiden an einem vergüteten Stahlwerkstoff mit 12,5 % Cr und 0,3 % C bei verschiedenen Anlasstemperaturen. Zwischen 200 und 650 °C bildeten sich spezifische Arten von Karbiden. Die beteiligten Cr- und C-Atome sind in diesem Zustand abgebunden und haben eingeschränkte Auswirkungen auf andere werkstofftechnische Mechanismen. Zum Beispiel bildet abgebundener Kohlenstoff keinen Martensit. Während sich Karbide bei typischen Temperaturniveaus von Spannungsarm- oder Weichglühen ($T \leq 750$ °C) bilden, bewirken höhere Temperaturen ($T \geq 750$ °C) eine Auflösung dieser Verbindungen. Barlow und Du Toit (2012) sowie Meza-García et al. (2020) untersuchten die Karbidauflösung beim martsitischen Edelstahl X46Cr13 bzw. X45Cr13 in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur T_γ sowie die Einflüsse auf die werkstofftechnischen Eigenschaften (**Bild 2.6**).

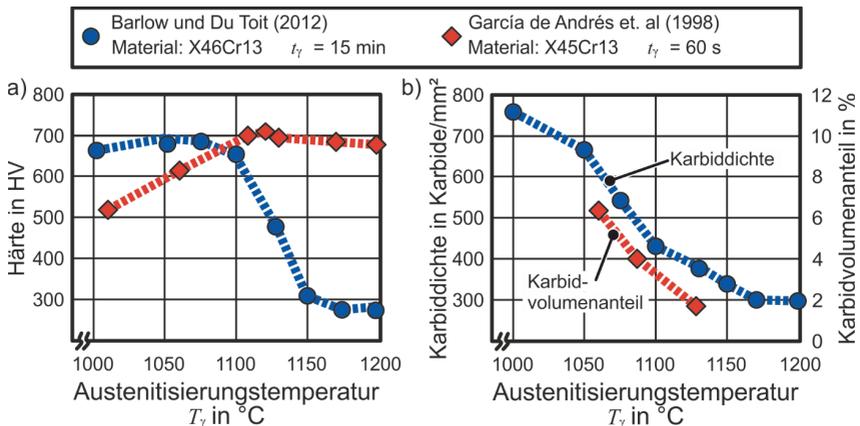


Bild 2.6: a) Härte- sowie b) Karbidanteile in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur T_γ des martsitischen Edelstahls X45Cr13 und X46Cr13 (Barlow und Du Toit, 2012; Garcia De Andres et al., 1998)

Mit langen Erwärmungszeiten t_γ wird bis zu einer Austenitisierungstemperatur von $T_\gamma \approx 1075$ °C ein Anstieg der Härte nach dem Abschrecken ermittelt. Mit weiter steigenden T_γ kommt es wiederum zu einem Abfall der Härte. Bei kurzen Austenitisierungszeiten wird hingegen kein Abfall mit steigender Temperatur festgestellt (Bild 2.6a). Die Ursache dafür wird mit der zunehmenden Auflösung von Chromkarbiden mit steigender Austenitisierungstemperatur T_γ und einer damit verbundenen Übersättigung der Gefüges begründet (Bild 2.6b). Der Austenit wird dabei mit Kohlenstoff angereichert, was eine zunehmende Härte begünstigt. Im Gegenzug bildet sich mit

zunehmender Auflösung der Karbide ein steigender Anteil an Restaustenit, welcher die Härte reduziert. Dies lässt sich mit der legierungsbedingten Verschiebung der Umwandlungspunkte von Martensit erklären. Tsai et al. (2002) untersuchten die Verschiebung der M_s -Temperatur des martensitischen Edelstahl X12Cr13 in Abhängigkeit der thermischen Randbedingungen (**Bild 2.7a**). Mit steigender Austenitisierungstemperatur T_γ und zunehmender Abkühlrate \dot{T} , sinkt die M_s -Temperatur. Diese Beobachtung wird durch die vorher erwähnte Auflösung von Karbiden mit höheren sowie längeren Erwärmungen und die damit verbundene Anreicherung der Matrix mit Legierungselementen erklärt. Der zunehmende Anteil an Restaustenit bei den Arbeiten von Barlow und Du Toit (2012) würde für eine Absenkung von M_f auf unter Raumtemperatur deuten. Die Messung von M_f und M_s erfolgte in diesen Studien jedoch nicht.

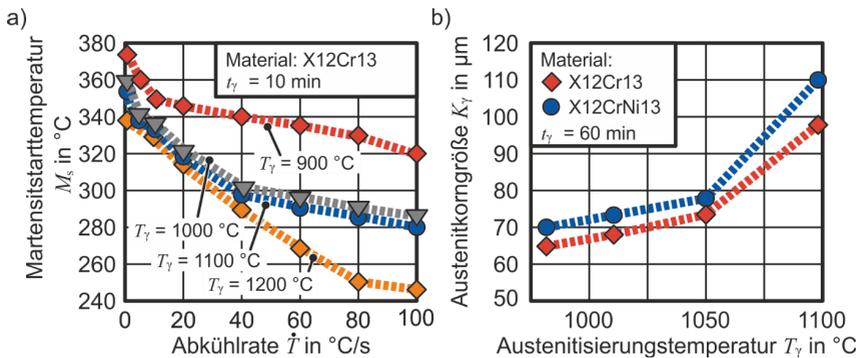


Bild 2.7: a) Einfluss der Austenitisierungstemperatur T_γ auf die Martensitstarttemperatur M_s (Tsai et al., 2002) und b) Austenitkorngröße K_γ in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur (Mirzaee et al., 2017)

Neben der Karbidauflösung hat die Austenitisierungstemperatur T_γ einen Einfluss auf die Austenitkorngröße K_γ (Bild 2.7b). Mirzaee et al. (2017) führten Untersuchungen mit den martensitischen Edelstählen X12Cr13 und X12CrNi13 durch. Bei einer Austenitisierung oberhalb von $T_\gamma = 1050$ °C wurde bei einer Behandlungsdauer von $t_\gamma = 60$ min eine signifikant steigende Austenitkorngröße festgestellt.

2.1.3 Thermische Behandlung metallischer Werkstoffe

Die Warmumformung umfasst stets die Prozessschritte der Erwärmung, der Umformung sowie der Wärmeabfuhr. Bei der Auswahl geeigneter Methoden sind die prozess- und werkstofftechnischen Randbedingungen zu berücksichtigen (Abschnitt 2.1.2). Dieser Abschnitt stellt die gängigsten Erwärmungs- sowie Abschreckmethoden vor, beschreibt die spezifischen Potentiale und zeigt damit verbundene Restriktionen auf.

Erwärmungsmethoden

Im **Bild 2.8** sind die gängigsten Erwärmungsverfahren aufgeführt, welche bei der Hochtemperatur-Profil- und Blechumformung Anwendung finden. Neben den aufgeführten Verfahren sind auch weitere Methoden, wie z. B. die Kontakterwärmung (Ploshikhin et al., 2011) oder Erwärmung mittels Flamme (Talebi-Anaraki et al., 2020), bekannt. Diese Verfahren werden aufgrund der eingeschränkten Anwendungsfälle nicht berücksichtigt.

Die Nutzung von Öfen (Bild 2.8a) gilt im Bereich des Presshärtens aktuell als konventionelle Erwärmungsmethode. Bei diesem Prozess ist zur Austenitisierung einer 22MnB5 Platine eine Ofenverweilzeit von mindestens 3 min bei 950 °C erforderlich, um nach dem Abschrecken ein vollständig martensitisches Gefüge zu erhalten (Geiger et al., 2005). Die Übertragung der thermischen Energie erfolgt durch Wärmestrahlung und Konvektion über die Oberfläche des Bauteils. Dadurch sind mit zunehmender Blechdicke s längere Ofenverweilzeiten erforderlich (Lechler, 2008). Im Gegenzug zu elektrischen Erwärmungsmethoden ist die Temperaturverteilung, unabhängig von der Geometrie, stets homogen. Die Erwärmung im Ofen ist in der Regel mit einem Transfer in das Werkzeug verbunden.

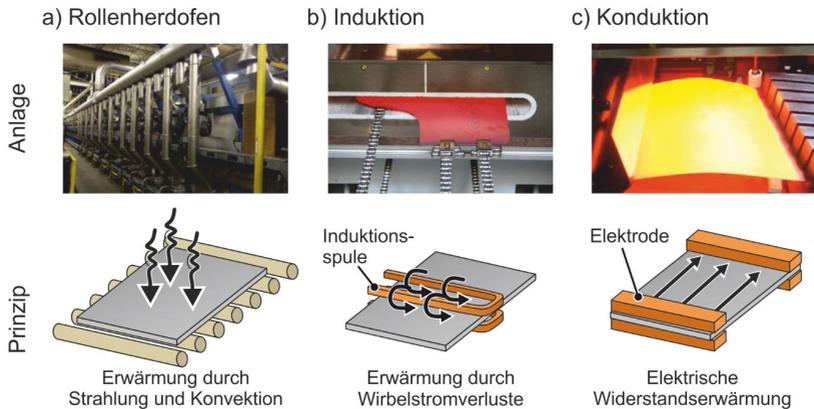


Bild 2.8: Übersicht der gängigsten Erwärmungsmethoden in der Warmumformung a) Ofenerwärmung (Jhajj et al., 2015), b) induktive Erwärmung (Kolleck et al., 2009) und c) konduktive Erwärmung (Behrens et al., 2015)

Bei der induktiven Erwärmung (Bild 2.8b) wird die Wärme über Wirbelstromverluste im Bauteil erzeugt. Über eine Spule wird ein elektromagnetisches Wechselfeld generiert, welches im Bauteilinneren eine elektrische Stromdichte induziert. Durch ohmsche Verluste wird die Energie in Wärme umgewandelt. Die Erwärmung ist dabei abhängig von der Arbeitsfrequenz des Induktors, dem Abstand zwischen Spule und Bauteil, der Leitfähigkeit- sowie der Permeabilität des Materials. Bei ferromagnetischen Werkstoffen müssen zusätzlich Hystereseverluste berücksichtigt werden (Benkowsky, 1990).

Aufgrund induktiver Phänomene wie dem Skin-, Annäherungs- oder Kanteneffekt ist die Wärmeleistung begrenzt (Rudnev et al., 2017). Gleichzeitig ist die Erwärmung von dünnwandigen Bauteilen häufig mit einer inhomogenen Temperaturverteilung verbunden. Im Bereich der Materialcharakterisierung sind Aufheizraten von mindestens 100 K/s bekannt (Löbke et al., 2016). Bei der Erwärmung von Formplatinen sind es hingegen ca. 60 K/s (Todzy, 2015).

Bei der konduktiven Erwärmung (Bild 2.8c), auch Widerstandserwärmung genannt, wird das zu erwärmende Bauteil direkt in einen elektrischen Stromkreis integriert. Bei einem anliegendem Spannungspotential kommt es aufgrund des Stromflusses zu ohmschen Verlusten, welche in Wärme umgewandelt werden. In der Regel wird dabei mit Netzfrequenzen oder mit Gleichstrom gearbeitet, wodurch Phänomene wie z. B. der Skinneffekt vernachlässigbar sind (Rudnev et al., 2017). Dadurch ist die Wärmeleistung theoretisch nicht begrenzt und hängt nur von der genutzten Stromquelle ab. Bei homogenen Querschnitten bildet sich bei der konduktiven Erwärmung eine konstante Stromdichte aus, wodurch ein gleichmäßiges Temperaturfeld realisiert werden kann. Auf diese Weise sind Aufheizraten von über 300 K/s möglich (Mori et al., 2015). Bei ungleichmäßigen Querschnitten, wie z. B. Formplatinen, variiert die Stromdichte im Bauteil, wodurch es zur Ausbildung einer inhomogenen Temperaturverteilung kommt. Potentielle Ansätze zum Erreichen einer gleichmäßigen Temperaturverteilung sind die Verwendung von Mehrelektrodensystemen, die aktive Kühlung überhitzter Bereiche und die gepulste Leistungszufuhr. Durch diese Methoden sind Temperaturverteilungen mit vernachlässigbaren Abweichungen möglich, jedoch können nur reduzierte Heizraten von ca. 7,3 K/s erzielt werden (Behrens und Hübner, 2014).

Methoden und Auswirkungen der Wärmeabfuhr

Nach der Warmumformung erfolgt die Wärmeabfuhr aus dem Bauteil. In den meisten Prozessen wird dabei eine Einstellung der mechanischen Eigenschaften (z. B. Härten) angestrebt. Durch die geringeren Blech- oder Wandstärken s bei der Profil- und Blechumformung, kann eine Wärmeabfuhr zu Abweichungen der Formgenauigkeit führen. **Bild 2.9a** zeigt exemplarisch die Abweichung der Profilhöhe h einer Komponente in Abhängigkeit verschiedener Abschreckmethoden (Karbasian, 2010). Im Vergleich zu werkzeuggebundenen Alternativen führen die Luft- und Wasserabkühlung zu geringeren Maßhaltigkeiten, weshalb diese nahezu keine industrielle Anwendung haben und im Folgenden nicht weiter beschrieben werden.

Durch das indirekte Presshärten ist die höchste Maßhaltigkeit erreichbar. Diese Prozesskette startet mit einer Kaltumformung auf 90 % bis 95 % der Endgeometrie. Nachgelagert erfolgt eine Austenitisierung und Warmumformung, wodurch die finale Geometrie kalibriert und gehärtet wird. Beim direkten Presshärten entfällt der Schritt der Kaltumformung, sodass der Prozess aus der Austenitisierung und der anschließenden Warmumformung besteht (Merklein und Lechler, 2008). Dabei liegt eine Abhängigkeit zwischen der Formgenauigkeit und der Haltezeit im geschlossenen Werkzeug vor. Erst nachdem

wesentliche Anteile der Phasenumwandlungen von Austenit zu Martensit abgeschlossen sind, ist nach Entnahme aus dem Werkzeug mit keinem weiteren relevanten Verzug zu rechnen. Gleichzeitig ist für das vollständige Aushärten der Bauteile eine Mindesthaltezeit im Werkzeug zu berücksichtigen (Karbasian, 2010). Um die Effizienz der Wärmeabfuhr zu steigern und die erforderlichen Haltezeiten zu verringern, werden beim Presshärten gekühlte Werkzeuge verwendet (Bild 2.9b). Damit wird vorwiegend das Aufheizen der Werkzeuge bei zyklischen Prozessen vermieden (Hoffmann et al., 2007).

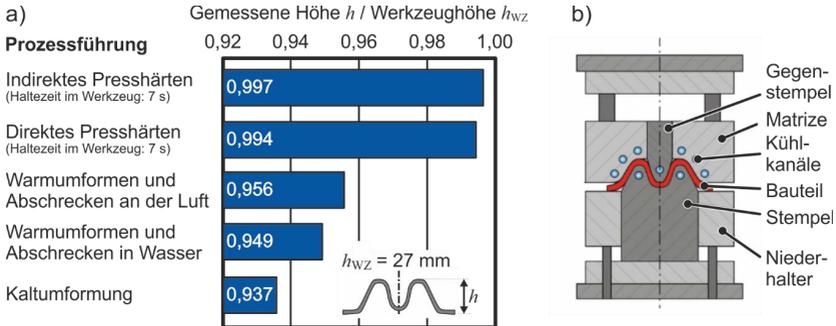


Bild 2.9: a) Formgenauigkeit einer pressgehärteten Komponente in Abhängigkeit der Prozessführung am Beispiel der Höhe h (Karbasian, 2010) und b) Presshärtewerkzeug mit Kühlkanälen zur Wärmeabfuhr (Karbasian und Tekkaya, 2010)

Die Wärmeabfuhr im Werkzeug erfolgt dabei mittels Wärmeleitung durch Festkörperkontakt sowie Konvektion und Wärmestrahlung in Bereichen, die nicht in Kontakt sind. Die abgeführte Wärmemenge wird demnach über die Temperaturdifferenz, den Emissionswert sowie die entsprechenden Wärmeübergangskoeffizienten für Konvektion und Wärmeleitung bestimmt (Karbasian, 2010). Jeder dieser Parameter ist von mehreren Prozessgrößen abhängig. Zum Beispiel variiert der Wärmeübergangskoeffizient mit der Werkzeugtemperatur, der Werkstücktemperatur (Caron et al., 2013) sowie dem Kontaktdruck (Lechler, 2008).

Sensorik zur Temperaturüberwachung

Für die Messung von Temperatur stehen verschiedene berührende oder berührungslose Methoden zur Verfügung, wobei einige nicht für Temperaturbereiche der Warmumformung (ca. 1000 °C) geeignet sind. Für diese Arbeit relevante Messmethoden umfassen Thermoelemente sowie Strahlungsthermometer, kurz Pyrometer.

Als Thermoelemente werden Paare aus metallischen Leitern bezeichnet, welche an den Enden verbunden sind. Durch den Seebeck-Effekt wird in Abhängigkeit des Temperaturgradienten entlang der Leiter eine thermoelektrische Spannung erzeugt. Unter Kenntnis der Leitermaterialien oder des Seebeck-Koeffizienten, kann auf die gemessene Temperatur geschlossen werden (DIN EN 60584-1, 2014).

Grundsätzlich strahlt jeder Körper oberhalb des absoluten Nullpunktes eine thermisch angeregte elektromagnetische Strahlung in Form von Wärmestrahlung aus. Bei der Temperaturmessung mittels Pyrometern wird diese Strahlungsmenge auf Basis physikalischer Modelle auf die Messtemperatur umgerechnet. Hierzu werden genaue Informationen über die Strahlungseigenschaften benötigt, welche in der Regel durch den Emissionskoeffizienten ζ beschrieben werden. Dieser wird von einer Vielzahl von Faktoren beeinflusst, wozu u. a. das Material, die Oberfläche, die Temperatur, die Wellenlänge des genutzten Sensors und die Lage des Messobjekts zählen. Hinzu kommen Störgrößen wie die Reflektion oder Transmission anderer Quellen (Bernhard, 2014). Die vom Pyrometer aufgenommene Strahlung setzt sich aus drei Bestandteilen zusammen (**Bild 2.10a**). Ebenfalls besteht eine Diskrepanz zwischen den Wellenlängenbereichen der ausgesendeten Strahlung vom Messobjekt sowie der erfassten Strahlung am Pyrometer. Demnach ist der Gesamtemissionswert ζ_G , welcher für die Ermittlung der abgehenden Wärmestrahlung steht, nicht zu vergleichen mit den Emissionswerten ζ , welche bei optischen Messmethoden die erfasste Strahlung klassifizieren. Daher sind bei der Temperaturmessung sensorseitige Emissionskoeffizienten mit einem begrenzten Wellenlängenbereich von $\zeta \geq 1$ möglich (Gerhardt, 2015).

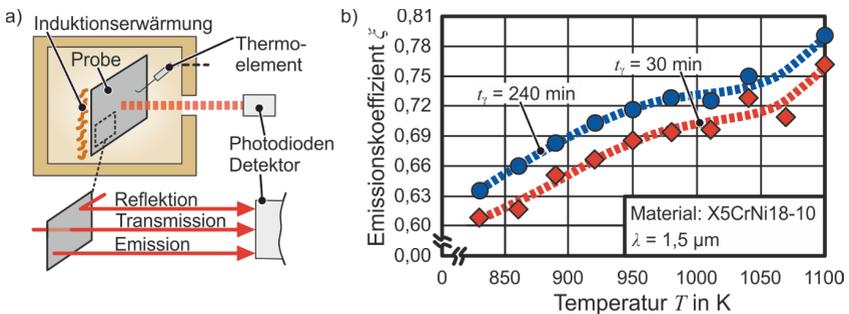


Bild 2.10: a) Versuchsaufbau zur Ermittlung von Emissionskoeffizienten ζ und b) Emissionskoeffizienten in Abhängigkeit der Temperatur und Haltezeit für den austenitischen Edelstahl X5CrNi18-10 (Shi et al., 2014)

Neben den oben aufgeführten Einflussfaktoren ist bei der Warmumformung die Veränderung der Oberfläche während der thermischen Behandlung zu berücksichtigen. Eine Untersuchung des Emissionskoeffizienten, bei Temperaturen die im Bereich der Warmumformung liegen, zeigen Liu et al. (2013). Beim austenitischen Edelstahl XCrNi18-10 konnte ein signifikanter Einfluss der Temperatur des Messobjektes sowie ein moderater Einfluss der Wärmebehandlungsdauer t_γ festgestellt werden (Bild 2.10b).

2.2 Charakterisierungsmethoden bei erhöhten Temperaturen

Eine Grundlage für jede numerische oder analytische Modellierung der Umformtechnik ist die Werkstoffcharakterisierung. Neben der Bestimmung von elastischen und plastischen Kennwerten umfasst dies auch die Ermittlung von Versagenskriterien. Um das Materialverhalten in den Modellen realitätsnah abzubilden, ist während der experimentellen Werkstoffcharakterisierung die Einstellung definierter Parameter essentiell. Darunter fallen u. a. die Dehnrate und die Temperatur, deren grundlegender Einfluss auf das Fließverhalten in Abschnitt 2.1 beschrieben wird. Nachfolgend werden die gängigsten Methoden der Hochtemperatur-Werkstoffcharakterisierung mit ihren spezifischen Limitierungen aufgeführt.

2.2.1 Ermittlung und Einflussfaktoren auf das Fließverhalten

Im Vergleich zur Werkstoffcharakterisierung in der Kaltformung ist bei erhöhten Temperaturen eine zusätzliche Regelung des Erwärmungssystems erforderlich. Die wohl am weitesten verbreitete Methode ist der Zugversuch im Ofen. Dabei wird eine Probe durch einen Kammerofen umschlossen, auf Umformtemperatur erwärmt und durch Zug belastet. Nach Norm ist eine Haltezeit bei Zieltemperatur von 10 min erforderlich, bevor die mechanische Prüfung starten sollte (DIN EN ISO 6892-2, 2011). In Kombination mit den eingeschränkten Aufheizraten von ca. 20 K/min resultiert dies, bei angestrebten Temperaturen von z. B. 1200 °C, in Erwärmungszeiten von bis zu einer Stunde. Es ist bekannt, dass eine längere Austenitisierungsdauer t_γ bei erhöhten Temperaturen einen Einfluss auf die Fließkurven hat (Lechler, 2008). Um das Materialverhalten von Warmumformprozessen abzubilden, welche in der Regel kürzere Temperaturprofile aufweisen, ist demnach die Verwendung von flexiblen elektrischen Erwärmungsmethoden vorteilhaft. Gleichzeitig sollten möglichst isotherme Prüftemperaturen und konstante Dehnraten vorliegen. Im **Bild 2.11** sind Prüfverfahren zur Bestimmung des Fließverhaltens bei erhöhten Temperaturen aufgezeigt, welche diese Kriterien erfüllen.

Bei thermisch gestützten Zugversuchen (Bild 2.11a) ist die Verwendung von induktiven (Chen et al., 2016a) oder konduktiven (Gerhardt, 2015) Erwärmungsmethoden bekannt. Die Dehnrate kann bis zum Einsetzen der Einschnürung durch die Regelung der Prüfmaschine konstant gehalten werden. Zur Messung der Dehnung werden taktile oder optische (z. B. DIC – *Digital Image Correlation*) Methoden verwendet. Die Aufnahme von Fließkurven ist bei taktilen Extensometern durch die Einschnürung begrenzt. Mit optischen Methoden ist eine Auswertung bis zum Versagen der Probe möglich, wobei die Dehnrate ab Einsetzen der Instabilität stetig zunimmt (Jocham, 2018). Die erreichbaren Umformgrade unter konstanten Prüfbedingungen liegen in Abhängigkeit der Temperatur und des Werkstoffs in einem Bereich von $\varphi \approx 0,2$.

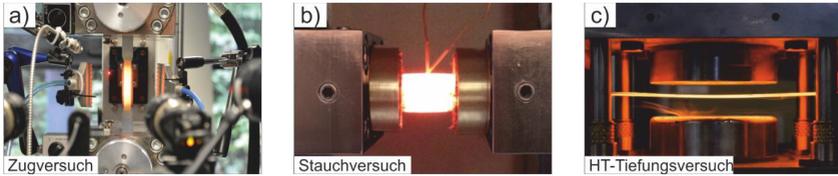


Bild 2.11: Methoden zur Bestimmung des Fließverhaltens bei erhöhten Temperaturen – a) Warmzugversuch (Chen et al., 2016a), b) Stauchversuch (Dynamic Systems Inc., 2022) und c) Hochtemperatur-Tiefungsversuch (Hirt und Schmitz, 2019)

Bei Hochtemperatur-Stauchversuchen (Bild 2.11b) werden die Proben in der Regel konduktiv erwärmt. Die ermittelten Fließspannungen können bei vergleichbaren Vergleichsumformgraden und Temperaturen um bis zu 20 % höher ausfallen als im Zugversuch. Gründe dafür sind ein anisotropes Werkstoffverhalten, die Reibung an der Stirnfläche oder inhomogene Temperaturverteilungen (Hochholdinger, 2012). Ein anisotropes Werkstoffverhalten kann bei Umformtemperaturen von $T_U > 650 \text{ °C}$ vernachlässigt werden (Merklein et al., 2007). Der Einfluss der Reibung an den Stirnflächen nimmt mit steigendem Umformgrad zu. Um die Werkstoffkennwerte nutzbar zu machen ist eine Limitierung des Umformgrads (Eriksson et al., 2002), eine Korrektur der Fließspannung mittels numerisch inverser (Hochholdinger, 2012) oder analytischer (z. B. nach Siebel, 1956) Verfahren notwendig. Die Temperaturverteilung wurde von Zhengxing et al. (2018) beim konduktiven Hochtemperatur-Schmieden von Zylindern bei 1000 °C Zieltemperatur numerisch untersucht. Zwischen dem Zentrum der Probe und der Kontaktstelle mit dem konduktiven Werkzeug wurden Temperaturabweichungen von 200 bis 400 °C festgestellt. Die Ursache wird vorwiegend in der kühlenden Wirkung des Werkzeugs in der Kontaktzone gesehen. Unter Anwendung von numerischen oder analytischen Korrekturen, sind mit dem Hochtemperatur-Stauchversuch Umformgrade von ca. $\varphi = 0,5$ erreichbar.

Beim Hochtemperatur-Tiefungsversuch oder auch *Hot-Bulge-Test* (Bild 2.11c) wird ein Blech konduktiv erwärmt, ringförmig geklemmt und anschließend einseitig bis zum Bersten mit Druck beaufschlagt (Braun et al., 2016). Als Medium werden, aufgrund der angestrebten Umformtemperaturen von ca. $T_U = 900 \text{ °C}$, Gase verwendet. Während des Experiments, wird die Probe weiterhin konduktiv beheizt, wodurch sich eine nahezu isotherme Umformung einstellt (Hirt und Schmitz, 2019). Da der Versuch belastungs-gesteuert abläuft, ist für die Realisierung einer konstanten Dehnrates die Regelung des Drucks in Abhängigkeit der Formänderung notwendig. Die online Messung der Bulgehöhe ermöglicht die prozessbegleitende Ermittlung der aktuellen Formänderung anhand eines geeigneten analytischen Modells. Durch ein regelbares Proportionalventil sowie der Vorgabe der Ziel-Dehnrates, ist die geschlossene Regelung der Ist-Dehnrates möglich. So ist die Aufnahme von Fließkurven bis zu einem Umformgrad von ca. $\varphi = 0,65$ möglich (Matthiesen et al., 2017).

Die experimentell ermittelten Fließkurven können durch die Anwendung mathematischer Modelle auf höhere Umformgrade extrapoliert werden. Eine beispielhafte Übersicht von Modellen, die für die Beschreibung der Fließspannung von 22MnB5 bei erhöhten Temperaturen als geeignet gelten, zeigen Karbasian und Tekkaya (2010).

2.2.2 Bestimmung von Versagenskriterien

Die gängigste Methode Versagenskriterien in der Umformtechnik abzubilden, ist das Grenzformänderungsdiagramm (FLC – *Forming Limit Curve*). Dieses stellt die halbzugspezifischen Umformgrenzen in Abhängigkeit der 1. und 2. Hauptformänderung für lineare Dehnpfade dar. Übliche Verfahren zur Bestimmung von FLC sind Nakajima- und Marciniak-Versuche. Bei beiden Methoden werden unterschiedlich taillierte Ronden mittels Stempel bis zum Versagen umgeformt. Nakajima-Versuche werden mit einem halbkugelförmigen Stempel sowie mit einer Schmiermittelschicht durchgeführt. Beim Marciniak-Versuch wird ein ebener Stempel und ein Trägerblech verwendet. Die Proben gelten als gültig, wenn diese zentral versagen und dadurch eine homogene Formänderung angenommen werden kann. Mittels DIC-Messungen wird kontinuierlich das Dehnungsfeld aufgenommen. Im letzten Bild vor dem Versagen werden die Grenzformänderungen unter den spezifischen Dehnpfaden ausgewertet und im zweidimensionalen Dehnungsraum zu einer FLC zusammengeführt (DIN EN ISO 12004-2, 2021).

Während dieses Verfahren für die Kaltumformung häufig Anwendung findet, ist die experimentelle Umsetzung für die Warmumformung erschwert. Zum einen ist die homogene Erwärmung und isotherme Umformung bei taillierten Proben aufwendig. Des Weiteren sind die Reibkoeffizienten bei erhöhten Temperaturen mit Werten im Bereich von $\mu = 0,5$ vergleichsweise hoch. Zwar werden Schmiermittel genutzt, um die Reibkoeffizienten zu reduzieren, jedoch können tribologische Effekte nicht gänzlich vermieden werden (Yanagida und Azushima, 2009). Zum homogenen Erwärmen und isothermen Umformen der taillierten Proben werden verschiedene Ansätze verfolgt. Lechler (2008) nutzte einen mit Heizpatronen erwärmten Nakajima-Prüfstand, um den Temperaturverlust der vorab im Ofen austenitisierten Proben zu minimieren. So war die Aufnahme von FLC bis maximal 550 °C möglich. Behrens et al. (2020) erwärmten neben den Proben einen Thermobehälter aus isolierendem Material im Ofen. Nach der Entnahme wurde die Probe im Thermobehälter platziert, alles in einer Presse positioniert und das Blech mittels Stempel bis zum Versagen umgeformt. Auf diese Weise können mit einem martensitischen Edelstahl X46Cr13 nahezu isotherme FLC bis zu 1050 °C ermittelt werden. Mit steigender Temperatur werden höhere 1. Hauptformänderungen erzielt (**Bild 2.12b**). Teilweise sind die Proben nicht zentral gerissen, was für einen Einfluss der Reibung spricht (**Bild 2.12a**). Triebus et al. (2021) platzierten den umformtechnischen Prozess in einer Ofenatmosphäre, wodurch isotherme Bedingungen erreicht wurden. So war die Aufnahme von FLC eines 22MnB5 bis zu einer Umformtemperatur von 800 °C möglich. Auch hier waren tribologische Einflüsse nicht auszuschließen.

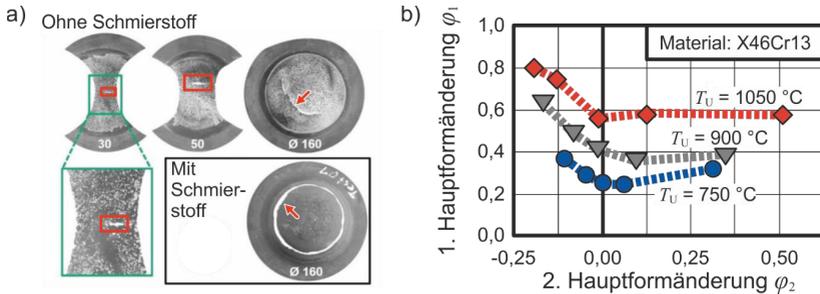


Bild 2.12: Bestimmung von FLC bei erhöhten Temperaturen a) taillierte Proben nach der Prüfung und b) FLCs in Abhängigkeit der Umformtemperatur (Behrens et al., 2020)

Der in Abschnitt 2.2.1 beschriebene *Hot-Bulge-Test* erlaubt ebenfalls die Aufnahme von Grenzformänderungen mit positiver 2. Hauptformänderung bis 800°C . Eine Varianz des Dehnpfads wird mit verschiedenen Matrizengeometrien realisiert, wodurch die rotationssymmetrische Expansion partiell beschränkt wird (Braun et al., 2016). Zur Abbildung einer ganzheitlichen FLC mittels *Hot-Bulge-Test*, nutzten Teeuwen et al. (2022) unterschiedlich gelochte Bleche, um den Dehnpfad auch für Bereiche negativer 2. Hauptformänderung einzustellen. Um eine Umformung durch das Druckmedium zu ermöglichen, wurden unpräparierte Trägerbleche zwischen dem Medium und der Probe platziert. Dadurch ist die Verwendung konduktiver Erwärmungsmethoden nicht mehr möglich. Alternativ wurden beide Bleche in einen beheizten Prüfstand eingelegt, bis zur Umformtemperatur erwärmt und im Anschluss isotherm mittels Druck umgeformt. Dieses experimentelle Vorgehen ermöglicht die isotherme FLC-Ermittlung mit Blechwerkstoffen aus Aluminium EN AW6010 bis 565°C . Die tribologische Problematik entfällt beim *Hot-Bulge-Test*, da keine Relativbewegung zu einem Werkzeug vorliegt.

Chen et al. (2017) verwendeten verschiedene Geometrien im Warmzugversuch, um FLC Punkte mit negativer 2. Hauptformänderung von ferritischem Edelstahl isotherm bis 900°C aufzunehmen. Reuther et al. (2021) untersuchten darüber hinaus lokal erwärmte Kreuzzugproben aus Aluminium AA7075 bis 400°C , was die Aufnahme von FLC-Punkten mit positiver 2. Hauptformänderung ermöglicht. In allen Fällen wird mit steigender Temperatur eine höhere 1. Hauptformänderung ermittelt.

Wie bei der Ermittlung von Fließkurven, werden mehrere Ansätze zur Aufnahme von FLC bei erhöhten Temperaturen verfolgt, wobei spezifische Vor- und Nachteile der einzelnen Charakterisierungsmethoden existieren. Ein experimentelles Verfahren, welches die Aufnahme von FLCs mit flexiblen Dehnpfaden bei Temperaturen von bis zu $T = 1000^\circ\text{C}$ reibungsfrei ermöglicht, ist aktuell nicht bekannt. Dies gilt sowohl für Blech-, als auch Profilwerkstoffe.

2.3 Innenhochdruck-Warmumformung von Rohren

Bei der Innenhochdruckumformung (IH-Umformung) existieren mehrere Ansätze, um den Prozess der Warmumformung auf geschlossene Profile zu übertragen. Die damit verfolgten Vorteile umfassen die Einstellung der mechanischen Eigenschaften, die Reduktion von Prozesskräften oder die Erhöhung der Duktilität (Zheng et al., 2020). Der allgemeine Aufbau der Innenhochdruck-Warmumformung (IH-Warmumformung) ist im **Bild 2.13** dargestellt. Das Werkstück wird im Vorfeld oder direkt im Werkzeug erwärmt, beidseitig abgedichtet und mit einem Innendruck p beaufschlagt. Optional wird ein axialer Vorschub f mit einer Vorschubgeschwindigkeit v_f verwendet, um den erforderlichen Innendruck zu minimieren oder in der Umformzone günstigere Dehnpfade einzustellen (Bild 2.13a). In diesem Beispiel sind zum Aushärten des Bauteils Kühlkanäle im Werkzeug verbaut. Durch den Innendruck sowie dem optionalen Vorschub expandiert die Probe und füllt die Kavität aus (Bild 2.13b).

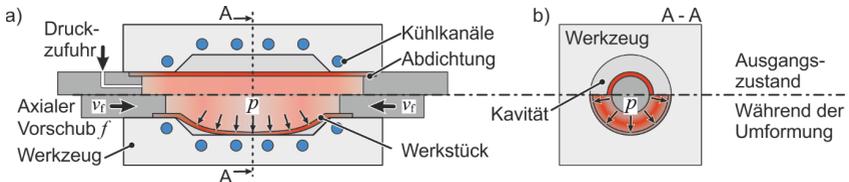


Bild 2.13: Allgemeiner Aufbau der aktiven Hochtemperatur-Innenhochdruckumformung im a) Seiten- und b) Querschnitt

2.3.1 Wirkmedien – Einteilung und Limitierungen

Als Druckmedium können bei der IH-Umformung Flüssigkeiten, Feststoffe oder Gase verwendet werden. Die Auswahl eines geeigneten Mediums ist von den spezifischen Anforderungen, z. B. an die thermische Stabilität, abhängig.

Flüssigkeiten wie Wasser oder Öle sind die gängigsten Medien für die IH-Kaltumformung und erlauben Drücke von bis zu mehreren 1000 bar (Bell et al., 2019). Durch die geringe Kompressibilität sind für den Druckaufbau nur kleine Volumenströme nötig. Eine Abdichtung nach außen ist für jedes flüssige Medium erforderlich. Wasser kann nur bis zu Temperaturen von 100 °C eingesetzt werden. Synthetische Öle weisen hingegen eine thermische Stabilität von ca. 250 bis 300 °C auf (Novotny und Geiger, 2003). Sofern eine Umformung bei erhöhten Temperaturen angestrebt wird, ist eine vorherige Erwärmung des Mediums erforderlich, um ein Abschrecken des Bauteils zu vermeiden.

Feststoffe für die IH-Umformung umfassen z. B. Kugeln aus Keramik oder Zirkondioxid. Anders als bei flüssigen oder gasförmigen Medien, besteht kein Risiko vor Leckagen, sodass keine aufwendigen Abdichtungen nötig sind (Grüner et al., 2014). Für die Erzeugung des Innendruckes ist die aktive Kompression mit einer äußeren Kraft, z. B. durch einen Stempel, erforderlich. Die einzelnen Partikel sind dabei nicht kompressibel.

Aufgrund von zwischenliegenden Leerräumen sind dennoch Kompaktierungen für den Druckaufbau erforderlich (Chen et al., 2016a). Die zulässige Belastung hängt dabei vom Konsolidierungsdruck ab und beträgt beispielsweise bei Zirkondioxid 2300 bar. Für die Anwendung in der Warmumformung gibt es feste Medien mit ausreichender thermischer Stabilität. Zwischen den einzelnen Partikeln herrscht Reibung, wodurch der wirkende Innendruck mit zunehmendem Abstand zur Kraftangriffsfläche abnimmt. Ebenfalls ist die Spannungsverteilung nicht konstant, sondern unterliegt einer gewissen Stochastik der sich bildenden Kraftketten (Chen et al., 2016b).

Gase sind im Vergleich zu anderen Medien kompressibel, wodurch hohe Volumenströme nötig sind, um einen Druck aufzubauen. Gleichzeitig werden gasförmige Medien für die Warmumformung i. d. R. nicht vorgewärmt, wodurch Bauteile partiell durch das Medium gekühlt werden (Drossel et al., 2014). Thermische Stabilitäten sind abhängig vom verwendeten Medium. Mit Druckluft oder technischen Gasen gibt es keine Einschränkung in Temperaturbereichen der Warmumformung. Aktuell sind Verfahren mit erreichbaren Drücken von 700 bar bekannt (Bach et al., 2019). Aufgrund der Kompressibilität existiert ein Sicherheitsrisiko bei Leckagen.

2.3.2 Prozessverfahren und -varianten

Die IH-Warmumformung von geschlossenen Profilen umfasst die gleichen Prozessschritte wie das Presshärten. Zunächst wird das Profil austenitisiert, anschließend warm umgeformt und (optional) im Werkzeug zur Härtung abgeschreckt. Je nach Prozessgestaltung, kann zwischen der Erwärmung und der Umformung ein Transfer vom Ofen in das Werkzeug erforderlich sein. Während der Umformung kann das Medium auf aktive oder passive Weise genutzt werden. Bei der aktiven Variante (Maeno et al., 2014c - **Bild 2.14**) wird ein Innendruck aufgebaut, welcher an der Ausformung beteiligt ist. Bei passiven Methoden (Maeno et al., 2014a) wird die Kontur von äußeren Stempeln oder Matrizen vorgegeben, während der Innendruck eine stützende Wirkung hat und lediglich einen Einfall des Profilquerschnitts vermeidet. Bei der IH-Warmumformung wird überwiegend die aktive Variante verwendet, weshalb diese im Folgenden im Fokus steht.

Für die Erwärmung der Profile werden unterschiedliche Ansätze verfolgt. Paul et al. (2017) nutzten einen Ofen, um Stahlrohre innerhalb von 180 bis 210 s auf 842 bis 1013 °C zu erwärmen. Durch den erforderlichen Transfer von ca. 10 s ins Werkzeug und dem damit verbundenen Temperaturverlust, startete die Umformung in einem Temperaturbereich von 769 bis 896 °C. Mosel et al. (2018) heizten Stahlprofile bis 740 °C im Ofen vor und nutzten eine konduktive Anlage im Werkzeug als nachgelagerte Erwärmungsstufe. Bach et al. (2020) nutzten die konduktive Erwärmung, um gebogene Halbzeuge zu erwärmen. Durch die direkte Integration der Erwärmungseinrichtung in das Werkzeug entfällt der Transfer, wodurch der Umformprozess bei höheren Temperaturen starten kann. Die Umformung selbst ist dabei nicht isotherm. Maeno et al.

(2014b) verwendeten ebenfalls die konduktive Erwärmungsmethode, um das IH-Expansionsverhalten von Aluminiumrohren zu untersuchen. Thermografieaufnahmen zeigen, dass mit abnehmendem Abstand zu den konduktiven Kupferelektroden die Temperatur beidseitig absinkt. Durch einen Edelstahlring zwischen Elektrode und Rohr werden zentral homogenere Temperaturverteilungen erzielt, was sich durch die geringere Wärmeleitfähigkeit κ vom Edelstahl gegenüber Kupfer erklären lässt. Kong et al. (2019) setzten ein beheiztes Werkzeug bei der IH-Warmumformung von Magnesiumrohren ein, wodurch isotherme Umformprozesse bei bis zu 350 °C möglich sind.

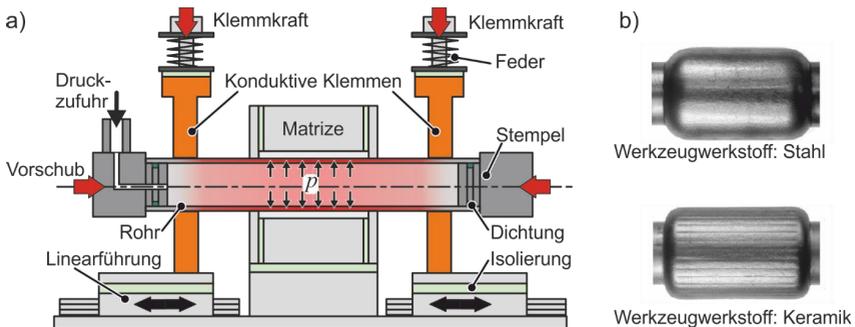


Bild 2.14: a) Experimenteller Aufbau für die Innenhochdruck-Warmumformung von Aluminium mit konduktiver Erwärmung und b) finale Bauteilgeometrie in Abhängigkeit des Werkzeugwerkstoffes (Maeno et al., 2014c)

Für den Prozessschritt der IH-Warmumformung sind mehrere Methoden bekannt, welche sich durch die zeitliche Abfolge der Parameter Druck und Temperatur unterscheiden. Maeno et al. (2014c) dichteten Aluminiumrohre beidseitig ab, bauten einen Innendruck von 1,5 MPa auf und erhöhten konduktiv die Temperatur, um die Fließspannung des Materials herabzusetzen (Bild 2.14a). Mit steigender Temperatur nahm die Expansion der Proben zu. Ab dem Kontakt mit dem Stahlwerkzeug kam es zum Temperaturabfall, auch wenn die konduktive Erwärmung nicht gestoppt wurde. Dieser Temperaturverlust konnte mit keramischen Werkzeugen minimiert werden, wodurch die Bauteile weiter ausgeformt wurden (Bild 2.14b). Nasrollahzade et al. (2020) entwickelten einen Versuchsstand zur isothermen IH-Warmumformung von Aluminiumrohren. Dazu werden Heizpatronen sowie eine Heizmanschette genutzt, um eine quadratische Matrize inklusive Probe auf bis zu 500 °C aufzuheizen. Mit steigenden Temperaturen werden geringere Drücke benötigt, um eine vergleichbare Ausformung der Eckenradien zu erzielen. Bei geringeren Druckanstiegsrampen und damit verbundenen längeren Prozesszeiten können zusätzlich weitere Ausformungen erreicht werden, auch wenn die Temperatur sowie der maximale Druck identisch sind. Paul und Strano (2016) nutzten für ihre IH-Warmumformung ein modulares Werkzeug, welches aktiv gekühlt oder beheizt werden kann. Die Proben selber wurden vorab im Ofen erwärmt. Nach dem Einlegen des

austenitisierten Werkstücks und schließen der Matrize, wurde ein Innendruck von bis zu 60 MPa innerhalb von maximalen 4 s aufgebracht. Mit hohen Drücken und hohen Werkzeugtemperaturen können die größten Ausformungen erreicht werden. Die Druckrampe sollte nicht zu klein sein, um eine zu starke Auskühlung des Bauteils während der Umformung zu vermeiden. Nach Haase et al. (2022) ist ein axialer Vorschub bei der IH-Warmumformung nicht vorteilhaft. Begründet wird dies durch die hohen Reibkoeffizienten bei erhöhten Temperaturen. Dadurch ist es nicht möglich, den Dehnpfad in der zentralen Umformzone durch seitliche Vorschübe zu beeinflussen.

Für das Abschrecken der Bauteile während bzw. nach der Umformung finden ebenfalls mehrere Methoden Anwendung. Paul und Strano (2016) nutzten analog zum Presshärten gekühlte Werkzeuge und konnten dadurch Werkstücke aus einem 22MnB5 Stahlwerkstoff härten. Fuss et al. (2017) stellten den *Form-Blow-Hardening* Prozess vor, bei welchem nach der IH-Warmumformung das Bauteil von innen mit Wasser abgeschreckt wird. Mit dieser Methode konnten 22MnB5-Komponenten gehärtet werden. Verfahrensvarianten mit beheiztem Werkzeug, die eine anschließende Härtung durch Abschrecken ermöglichen, sind aktuell nicht bekannt.

Die bisher vorgestellten Verfahren sind überwiegend Bestandteil von vergangenen oder aktuellen Forschungsprojekten. Eine Ausnahme ist der *Form-Blow-Hardening* Prozess. Dieser wird bereits genutzt, um erste gehärtete Bauteile aus geschlossenen Profilen in Serienproduktion herzustellen (Sullivan et al., 2022).

2.3.3 Thermisch basierte Umformung mittels Innendruck

Bei der IH-Warmumformung stehen die Prozessparameter, geometrischen Halbzeugeigenschaften und thermisch bedingten Werkstoffkennwerte in ständiger Wechselwirkung zueinander. Um die Synergien zu beschreiben, werden in diesem Abschnitt zwei beispielhafte Prozesse beschrieben.

Für die Untersuchung der freien Expansion von Rohren ohne Werkzeugkontakt in der Umformzone wird der *Tube-Bulge-Test* (Bild 2.15a) verwendet. Dieser wird ebenfalls zur Charakterisierung von Rohrwerkstoffen genutzt. Die analytische Beschreibung folgt in Abschnitt 2.4.1. Bei diesem Experiment nimmt der tangentielle Radius r_θ (Bild 2.15a) mit steigendem Innendruck p zu und gleichzeitig nimmt die Wandstärke im Pol s ab. Die plastische Umformung setzt ein, sobald durch den Innendruck die Fließgrenze des Materials erreicht wird (Wang et al., 2017). Der Zusammenhang zwischen der Radienzunahme Δr_θ und der Wandstärke s ist vorrangig abhängig vom Ausgangsdurchmesser des Rohres $D_{\theta,0} = 2 \cdot r_{\theta,0}$, der Ausgangswandstärke s_0 sowie den spezifischen Materialeigenschaften. Mit zunehmender Expansion nimmt die Fläche zu, auf die der Innendruck p wirkt. Zusammen mit der sinkenden Wandstärke s wirken zwei Mechanismen, die bei gleichem Innendruck eine weitere Ausformung begünstigen.

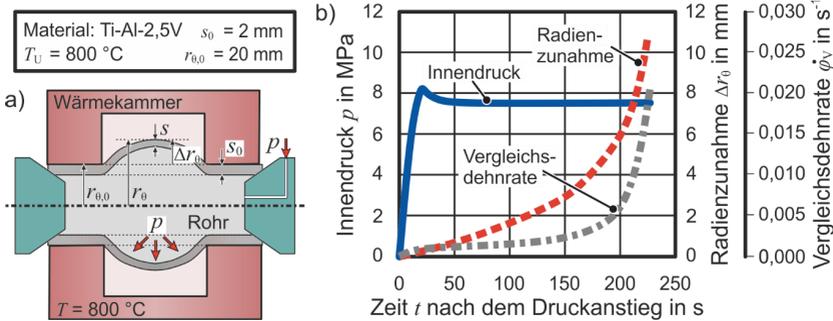


Bild 2.15: a) Allgemeiner Aufbau des Tube-Bulge-Tests und b) Verlauf von Innendruck p , Radialzunahme Δr_0 und Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ über die Zeit (Liu et al., 2014b)

Gleichzeitig verfestigt das Material aufgrund der steigenden Formänderung, was wiederum einer weiteren Ausformung entgegenwirkt. Ausgehend von einem konstanten Innendruck können sich demnach zwei Prozessverläufe einstellen. Wenn die Mechanismen überwiegen, welche eine weitere Ausformung begünstigen, schreitet die Expansion fort. Dabei kommt es, vorrangig bei erhöhten Temperaturen, zu einer weiteren Verfestigung durch die Zunahme der Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ (Abschnitt 2.1.1) bis zum Versagen der Probe (Hu et al., 2013). Wenn die Verfestigung überwiegt, kommt es zu einem Gleichgewicht zwischen Innendruck und Fließspannung, weshalb die Expansion stagniert. Dieses Gleichgewicht ist aufgrund von Entfestigungseffekten durch Erholung sowie Rekristallisation zeitabhängig und führt bei langer Prozessdauer zu einer fortschreitenden Ausformung. Bei der IH-Warmumformung muss daher die thermisch bedingte und zeitlich abhängige Entfestigung (Abschnitt 2.1.1) berücksichtigt werden. Liu et al. (2014b) haben dies durch isotherme Expansionsversuche an Titanrohren bei 800 °C bewiesen. Über die Dauer von 200 s kam es zu einer stetigen Zunahme des Expansionsradius r_0 sowie der Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$, obwohl der Innendruck nach ca. 30 s konstant gehalten wurde (Bild 2.15b). Zudem konnten bei geringeren Innendrücken und längerer Prozessdauer die gleichen Expansionsradien erzielt werden. Diese Beobachtung spricht für eine abnehmende Fließspannung über die Zeit durch eine thermische Entfestigung.

Die restringierte (werkzeuggebundene) Ausformung soll am Beispiel einer IH-Warmumformung von einem Rohr in eine quadratische Matrize mit der Kantenlänge a betrachtet werden. **Bild 2.16a** zeigt eine detaillierte Ansicht beim Ausformen eines Eckenradius r_c . Der Anfangsradius des Rohres $r_{0,0}$ entspricht dabei der Matrizenkantenlänge a , sodass es bei dieser Betrachtung zu keiner vorherigen freien Expansion kommt. Der Innendruck p erzeugt eine tangentielle Spannung σ_θ im Profil, wodurch sich der Eckenradius r_c ausformt. Der Punkt A stellt dabei den Übergang zwischen dem Bereich mit und ohne Kontakt zur Matrize dar. Dieser verschiebt sich mit fortschreitender Ausformung in Richtung der Ecken, wodurch die Länge des Bereichs l_p sinkt. Dadurch sinkt

die Wirkfläche des Drucks, wodurch die tangentielle Spannung abnimmt. Gleichzeitig kommt es zur Abnahme der Wandstärke s , wodurch diese Spannungen wiederum steigen. Ebenso ist die Materialverfestigung in Abhängigkeit vom Umformgrad und der Dehnrage zu berücksichtigen. Bereiche, die im Kontakt mit der Matrize stehen, werden ebenfalls mit dem Innendruck p beaufschlagt, wodurch sich eine Reaktionsspannung q ausbildet. Über den Reibkoeffizienten μ bildet sich dadurch eine Reibkraft F_R aus. Ob das Material an der Matrize haftet oder es tangential nachfließt, hängt dabei vom Reibkoeffizienten μ , dem Innendruck p sowie der Ausformung ab. Somit haben die tribologischen Bedingungen einen Einfluss auf die Wandstärke im ausgeformten Radius s_c (Marciniak et al., 2002). In welchem Ausmaß die Reibbedingungen die Ausformung beeinflussen, wurde von Khalfallah et al. (2013) numerisch untersucht. Mit sinkendem Reibkoeffizienten μ wird dabei eine geringere Wandstärkenausdünnung über den Radius r_c ermittelt, wobei jedoch selbst im reibungsfreien Zustand eine Reduktion stattfindet. Gleichzeitig führt ein steigender Verfestigungsexponent n zu einer höheren Ausdünnung. Bei der quadratischen IH-Warmumformung von Rohren hat zusätzlich die Haltezeit bei aufgebautem Druck einen Einfluss auf die Ausprägung des Radius r_c . Liu et al. (2014a) führten isotherme Untersuchungen bei vorgeformten Titanrohren aus Ti-3Al-2,5V durch. Bei konstanter Temperatur und konstantem Druck haben sich mit fortschreitender Zeit kleinere Radien r_c ausgebildet (Bild 2.16b). Nasrollahzade et al. (2020) stellten unter vergleichbaren Bedingungen dasselbe Verhalten bei Aluminiumrohren aus AA6063 fest. Die Ergebnisse deuten, wie bei der freien Expansion, auf eine thermische Entfestigung über die Zeit hin. Quantifizierte Ergebnisse dazu sind nicht bekannt. Für eine werkzeuggebundene IH-Warmumformung sind demnach neben den thermischen Randbedingungen auch die mechanischen Größen sowie die Zeit bei der Umformung zu berücksichtigen.

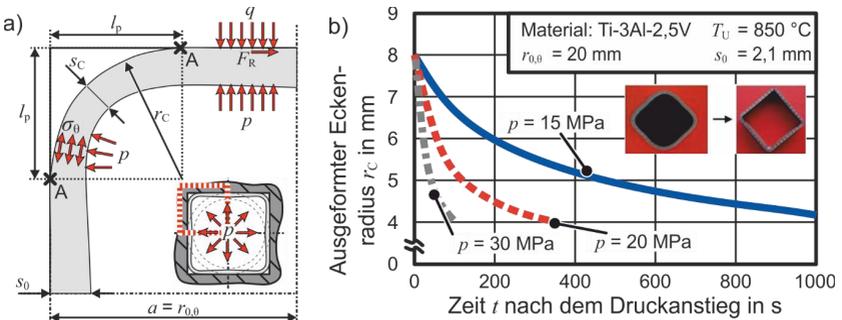


Bild 2.16: Quadratische Innenhochdruck-Ausformung – a) Detailsicht bei der Ausformung der Eckenradien (Marciniak et al., 2002) und b) Einfluss des (konstanten) Innendrucks auf den ausgeformten Eckenradius (Liu et al., 2014a)

2.4 Innenhochdruck-Charakterisierung von Rohren

Zur Charakterisierung von rohrförmigen Halbzeugen existieren gängige Methoden wie Zug- und Aufweitversuche (Magrinho et al., 2019). In diesem Abschnitt sollen Methoden vorgestellt werden, welche die Umformung partiell oder komplett durch Innenhochdruck bewirken und so das Werkstoffverhalten von Prozessen der IH-Umformung hinsichtlich ihrer Spannungs- und Dehnungszustände abbilden.

2.4.1 Beschreibung der Spannungs-Dehnungszustände

Für die Ermittlung des Spannungs-Dehnungsverhaltens von Rohren durch Innendruck wird vorrangig der Expansionsversuch oder *Tube-Bulge-Test* (Bild 2.17a) verwendet. Die prinzipiellen Mechanismen sind im Abschnitt 2.3.3 beschrieben. Nachfolgend werden Methoden zur Beschreibung des Spannungs- und Dehnungszustandes sowie die zugehörigen analytischen Zusammenhänge thematisiert.

Zur Beschreibung des Spannungszustandes während des *Tube-Bulge-Tests* stellten Woo und Hawkes (1966) ein analytisches Modell auf. Dabei werden die Spannungen im Pol der expandierenden Proben nach Bild 2.17b freigeschnitten. Über ein Kräftegleichgewicht konnten die tangentiale σ_θ und meridiane σ_ϕ Spannung in Abhängigkeit des Innendrucks p , des tangentialen Krümmungsradius ρ_θ , des meridianen Krümmungsradius ρ_ϕ , der aktuellen Wandstärke s im Pol sowie der axial wirkenden Kraft F_{ax} beschrieben werden. Die Krümmungsradien ρ_θ und ρ_ϕ wurden während der Experimente manuell gemessen. Die aktuelle Wandstärke s wurde über eine Differentialgleichung, basierend auf der Volumenkonstanz, ermittelt. Dadurch war ebenfalls die Beschreibung der Dehnungskomponenten möglich. Die Bestimmung der Vergleichsspannung σ_{VM} erfolgte über die v. Mises Fließbedingung, wobei radiale Spannungen σ_r (Richtung Wandstärke) vernachlässigt wurden. Die Methodik erlaubt die Bestimmung von Spannungs-Dehnungs-Kurven für Rohre aus Baustahl, wobei keine Validierung des analytischen Modells durch einen Vergleich mit anderen Experimenten erfolgte. Fuchizawa et al. (1993) nutzten ebenfalls ein Kräftegleichgewicht, um die Spannungen im Pol zu beschreiben.

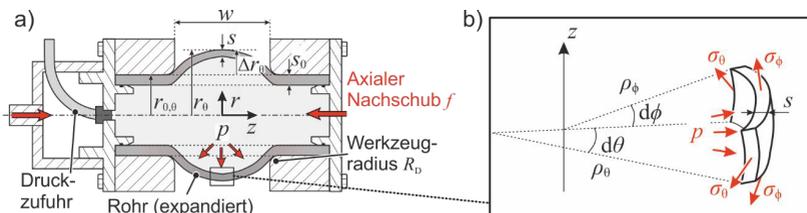


Bild 2.17: a) Allgemeiner Aufbau des *Tube-Bulge-Tests* (vereinfachte Darstellung - Fuchizawa et al., 1993) sowie b) freigeschnittenes Element am Pol mit den wirkenden Spannungen und erzeugten Geometrien (Woo und Hawkes, 1966)

Um die Anisotropie des Rohres zu berücksichtigen, wurde das Fließkriterium nach Hill zur Beschreibung der Vergleichsspannung genutzt. Die Krümmungsradien ρ_θ und ρ_ϕ wurden durch Messdaten von mehreren Wegaufnehmern bestimmt. Die aktuelle Wandstärke s wurde durch einen Ultraschallsensor gemessen. Durch die Versuche konnte das Spannungs-Dehnungsverhalten von Aluminium-, Kuper-, Bronze und Titanrohren bestimmt werden. Bei Titan liegt eine ca. viermal höhere maximal erzielbare Dehnung im Vergleich zum Zugversuch vor. He et al. (2014) stellten einen linearen Zusammenhang zwischen dem Expansionsradius r_θ und der aktuellen Wandstärke s her, um die Dehnungskomponenten alleine durch die Messung der aktuellen Polhöhe zu definieren. Die Spannungskomponenten wurden analog zu Woo und Hawkes (1966) berechnet. Verglichen mit den experimentell ermittelten Messdaten aus dem Zugversuch, zeigen die Ergebnisse der Spannungs-Dehnungs-Kurven eine gute Übereinstimmung. Basierend auf diesen Ergebnissen wurden weitere analytische und numerische Ansätze entwickelt, um das Spannungs-Dehnungs-Verhalten im *Tube-Bulge*-Test zu beschreiben. Hwang und Lin (2002) betrachteten die Expansion als Ellipse und nutzten ein analytisches Modell, um die Ausformung in Abhängigkeit des Innendrucks zu beschreiben. Hwang et al. (2007) bauten zur Bestimmung der Materialeigenschaften von Aluminium- und Edelstahlrohren auf diesen Ergebnissen auf. Die Spannungswerte werden dabei aus Kräftegleichgewichten bestimmt und über die v. Mises Fließbedingung kombiniert. Velasco und Boudeau (2008) modellierten die Expansion als zwei Kreisbögen, die senkrecht zur Rohrachse verlaufen und bestimmten daran die Dehnungswerte während der Umformung. Auch hier wurden die Spannungskomponenten aus dem Kräftegleichgewicht abgeleitet und über das v. Mises Fließkriterium kombiniert. Boudeau und Malécot (2012) verwendeten hingegen das Hill-Fließkriterium, um die Anisotropie der Halbzeuge zu berücksichtigen. Vitu et al. (2018) verglichen die drei letztgenannten Ansätze mit numerischen und experimentellen Ergebnissen. Alle analytischen Modelle führen zu einem vergleichbaren Fließverhalten. Dennoch wird eine Empfehlung für das Modell nach Boudeau und Malécot (2012) abgegeben, da es ein ausgewogenes Verhältnis von Genauigkeit zu Aufwand aufweist.

Für die Innenhochdruck-Charakterisierung von Rohren verwendeten Liu et al. (2014b) ein erwärmtes Werkzeug für eine isotherme Umformung (Abschnitt 2.3.3 und Bild 2.15a). Die Spannungskomponenten wurden ebenfalls über Kräftegleichgewichte bestimmt und nach v. Mises kombiniert. Bei der Kalkulation der Dehnungskomponenten erwies sich, analog zu He et al. (2014), die Annahme eines linearen Zusammenhangs zwischen der aktuellen Wandstärke s und dem Expansionsradius r_θ als zielführend. Dies ermöglichte die Bestimmung der Vergleichsdehnung nur unter Messung der Polhöhe durch einen Wegaufnehmer. So war die Aufnahme von Spannungs-Dehnungs-Kurven möglich, wobei durch den unregelmäßigen Druckverlauf eine stetig steigende Dehnrate vorlag. Elsenheimer und Groche (2009) nutzten eine induktive Erwärmungseinrichtung zur Durchführung von *Tube-Bulge*-Tests bei erhöhten Temperaturen (**Bild 2.18a**).

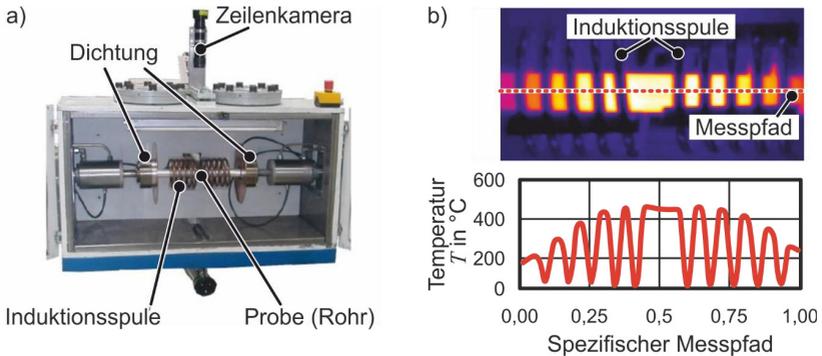


Bild 2.18: a) Versuchsstand für induktiv erwärmte *Tube-Bulge*-Tests sowie b) axialer Temperaturverlauf des Halbzugs vor der Expansion (Elsenheimer, 2010)

Um während der Expansion eine konstante Vergleichsdehnrate $\dot{\varphi}$ zu ermöglichen, wurde eine Druckregelung über ein elektrisch gesteuertes Proportionalitätsventil realisiert. Dabei wurde der Druck kontinuierlich durch einen Soll-Ist-Abgleich der Vergleichsdehnrate reguliert. Dies erlaubte nach einem anfänglichen Anstieg einen nahezu konstanten Verlauf der Soll-Vergleichsdehnrate $\dot{\varphi}_{\text{ist}}$ bis zum Versagen der Probe. Die Spannungskomponenten wurden analytisch über ein Kräftegleichgewicht und den Annahmen der Membrantheorie hergeleitet. Die Beschreibung der Dehnungskomponenten erfolgte über die Volumenkonstanz im Querschnitt des Pols, wobei axiale Dehnungen vernachlässigt wurden. Dies ermöglichte nur unter Messung des aktuellen Expansionsradius r_0 die analytische Bestimmung der Vergleichsdehnung. Um einen Einfluss auf die Ausformung sowie die Temperaturverteilung zu vermeiden, wurde dafür ein optisches Messsystem, bestehend aus einer Zeilenkamera und einem CCD-Sensor, verwendet. Die Erwärmung mittels Induktion führte dabei zu einer axialen Temperaturverteilung (Bild 2.18b). Ebenfalls wurde mit Beginn der Expansion die Induktion ausgeschaltet, um eine inhomogene Erwärmung aufgrund des variierenden Abstands zwischen Werkstück und Spule zu vermeiden (Abschnitt 2.1.3). Dadurch kam es während der Versuchsdurchführung zu einem Temperaturabfall und einer Zunahme der Fließspannung. Um die damit verbundene Verfestigung zu kompensieren, kann eine analytische Kompensation der temperaturgestützten Verfestigung vorgenommen werden. So ist die Bestimmung von Fließkurven mit konstanten Dehnraten bedingt möglich.

2.4.2 Bestimmung von Versagenskriterien

Wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben, ist die gängigste Methode zur Definition von Versagenskriterien die Grenzformänderungskurve (FLC). Für rohrförmige Halbzuge sind mehrere Methoden bekannt, um eine solche FLC aufzunehmen. Die Herausforderung liegt dabei in der Einstellung diverser linearer Dehnpfade.

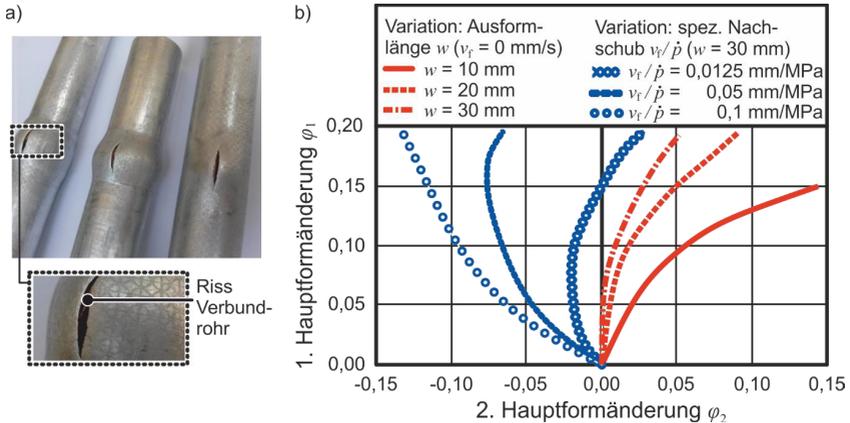


Bild 2.19: a) Exemplarische Verbundrohre nach dem *Tube-Bulge*-Test und b) numerisch ermittelte Dehnpfade in Abhängigkeit der freien Expansionslänge w sowie dem Verhältnis aus Vorschubgeschwindigkeit und Druckrampe (Mohammadi et al., 2017)

Mohammadi et al. (2017) nutzten den *Tube-Bulge*-Test, um die FLC von Kupfer-Aluminium-Verbundrohren (Bild 2.19a) zu ermitteln. Zur Einstellung verschiedener Dehnpfade wurden die Parameter freie Ausformlänge w , Werkzeugradius R_D (Bild 2.17) sowie das Verhältnis von axialer Vorschubgeschwindigkeit v_f zu Druckrampe \dot{p} numerisch untersucht. Mit einer kürzeren freien Expansionslänge w wurden dabei mit steigender 1. Hauptformänderung φ_1 positivere 2. Hauptformänderungen φ_2 verzeichnet. Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit v_f ergaben sich negativere φ_2 . Generell ist jedoch mit zunehmender φ_1 ein positiver Trend der φ_2 zu beobachten (Bild 2.19b). Dies lässt sich durch die zunehmende Wirkfläche des Innendrucks in axiale Richtung mit steigender Bulgehöhe erklären. Die axiale Komponente des Innendrucks belastet den Pol in Zugrichtung, sodass mit zunehmender Expansion die tangentielle Spannung σ_ϕ steigt. Ein vergleichbares Verhalten haben Hwang et al. (2009) bei der Untersuchung von Aluminiumrohren aus AA6011 mittels des *Tube-Bulge*-Test festgestellt. Es ist daher anzunehmen, dass der Einfluss einer axialen Vorschubgeschwindigkeit auf die 2. Hauptformänderung limitiert ist. Magrinho et al. (2019) nutzten eine Kombination aus mehreren Experimenten, um möglichst diverse Dehnpfade für die FLC-Auswertung zu generieren. Dazu gehörten tangentielle sowie axiale Zugversuche, Expansionsversuche mit Elastomerkern sowie konische Aufweitversuche der Rohrenden. Durch DIC-Messungen konnten so die Grenzen der Umformbarkeit von Rohrwerkstoffen aus AA6063-T6 ermittelt werden. Die Ermittlung von FLC an rohrförmigen Halbzeugen bei erhöhten Temperaturen ist aktuell nicht bekannt.

2.5 Fazit aus dem Stand der Technik

Die Innenhochdruck-Warmumformung findet bereits Anwendung in der Serienfertigung und ist dennoch Bestandteil von mehreren aktuellen Forschungsprojekten. Dabei werden Vorteile wie höhere Grenzformänderungen oder die Einstellung der mechanischen Eigenschaften angestrebt. Ziel einiger aktueller Forschungsschwerpunkte ist es weiterhin, ein grundlegendes Verständnis der physikalischen Zusammenhänge zwischen den Prozessparametern zu gewinnen. Ein isothermer Prozess der Warmumformung für geschlossene Profile, welcher eine simultane Härtung ermöglicht, ist aktuell nicht bekannt. Für die Charakterisierung von rohrförmigen Halbzeugen hat sich mit dem *Tube-Bulge-Test* eine Methode als gängig im Umfeld der Forschung etabliert. Die Hochtemperatur-Charakterisierung von Rohren ist bekannt, jedoch sind die experimentellen Bedingungen nicht isotherm oder die vorliegenden Vergleichsdehnraten sind nicht konstant. Bei der Bestimmung des Fließverhaltens wird häufig auf Standardmethoden wie den Warmzugversuch zurückgegriffen. Alternativen weisen keine konstanten Temperaturverteilungen oder Dehnraten auf. Zur Bestimmung von Versagenskriterien für die Warmumformung sind Charakterisierungsmethoden für Blechhalbzeuge bekannt. Diese sind jedoch reibungsbehaftet, weshalb ein undefinierbarer Fehler bei den Ergebnissen toleriert werden muss, oder weisen Beschränkungen hinsichtlich des Dehnpfades sowie der maximalen Temperatur auf. Möglichkeiten, die Versagenskriterien für rohrförmige Halbzeuge bei erhöhten Temperaturen und unter reibungsfreien Bedingungen zu ermitteln, sind im aktuellen Stand der Forschung nicht vertreten.

3 Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit ist die Realisierung einer neuen Prozessvariante der Innenhochdruck-Warmumformung. Diese soll es ermöglichen, Rohre isotherm umzuformen und anschließend durch einen Abschreckprozess zu härten. Durch konstant hohe Umformtemperaturen werden zu einem geringeren Druck für die Formgebung benötigt und zum anderen liegen höhere Grenzformänderungen vor. Der in dieser Arbeit behandelte Prozess wird als Isotherme-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHTP- Prozess – Isothermal-High-Temperature-Pneumoforming) bezeichnet. Das Vorgehen gliedert sich dabei in die Schritte der Prozessentwicklung, der prozessnahen Werkstoffcharakterisierung, der numerischen Modellierung sowie der experimentellen Umsetzung. Für die Prozessentwicklung werden für die Teilprobleme der Umformung, der Erwärmung und der Abschreckung geeignete Lösungsansätze definiert (Kapitel 4). Es folgt eine prozessnahe Werkstoffcharakterisierung, um das Materialverhalten in numerischen Modellen realitätsnah abbilden zu können (Kapitel 5). Neben den elastisch-plastischen Eigenschaften und Versagenskriterien, wird ebenfalls die thermisch bedingte Entfestigung zeitabhängig charakterisiert. Der Stand der Technik zeigt auf, dass die Charakterisierungsmethoden für geschlossene Profile bei erhöhten Temperaturen eingeschränkt sind. Folglich ist die Entwicklung von geeigneten Experimenten erforderlich, welche die thermischen und mechanischen Bedingungen des IHTP-Prozesses abbilden (Kapitel 6). Mithilfe der ermittelten Werkstoffkennwerte werden numerische Simulationen aufgestellt. Eine Validierung erfolgt anhand geometrischer Prozessgrößen. Darauf aufbauend werden experimentell und numerisch gestützte Prozessfenster für den IHTP-Prozess abgeleitet (Kapitel 7). Abschließend wird das Potential der druckgestützten Umformung auf die Profilmumformung übertragen (Kapitel 8). Als Erweiterung zum Stand der Technik werden im Rahmen dieser Arbeit die Folgenden wissenschaftlichen Hypothesen analysiert:

- Der IHTP-Prozess lässt sich durch eine zielführende Auslegung umsetzen. Die Prozessführung ermöglicht eine isotherme Umformung bei erhöhten Temperaturen sowie die formgebundene Abschreckung der Bauteile, wodurch diese gehärtet werden.
- Durch geeignete Charakterisierungsmethoden kann der IHTP-Prozess numerisch abgebildet werden. Dafür ist die Quantifizierung von prozessnahen elastisch-plastischen Werkstoffeigenschaften, von Versagenskriterien sowie von thermisch bedingten und zeitlich abhängigen Entfestigungsmechanismen notwendig.
- Die prozessnahe Charakterisierung der Grenzformänderung ermöglicht eine numerische Versagensprognose bei der isothermen IH-Warmumformung. Dadurch können Prozessfenster für beliebige Geometrien simulativ abgeleitet werden.
- Beim Hochtemperatur-Profilbiegen ist durch eine Spannungsüberlagerung mittels Innendruck eine Prozessfenstererweiterung möglich. Mit zunehmendem Innendruck lassen sich Versagensbilder wie die Faltenbildung am Innenbogen minimieren.

Die im Verlauf dieser Arbeit entwickelten Methoden und analysierten Zusammenhänge werden in einer neuen Prozessvariante der Innenhochdruck-Warmumformung resultieren. Dabei wird eine werkstoff- und parameterübergreifende Analyse angestrebt, um fundamentale Bestandteile für die Auslegung von IHTP-Prozessen mit beliebigen Werk- und Halbzeuggeometrien zu liefern.

4 Prozessauslegung und Randbedingungen

Nachfolgend wird der neu entwickelte Prozess für die Isotherme-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHTP- Prozess) beschrieben. Dazu gehört die Prozessgestaltung, die Materialauswahl sowie die Definition von Randbedingungen hinsichtlich der geplanten Materialcharakterisierung.

4.1 Prozessanforderungen und -gestaltung

Es wird ein Prozess angestrebt, welcher eine isotherme Umformung und gleichzeitig eine anschließende Härtung der Komponente durch Abschrecken zulässt. Für die Prozessauslegung gilt es, Lösungen für die Teilprobleme Erwärmung, Umformung und Abschreckung zu definieren (**Tabelle 4.1**). Die potentiellen Lösungsansätze weisen Synergien auf, die bei ganzheitlicher Betrachtung zum Ausschluss einzelner Konzepte führen. Dadurch können die Teilprobleme nicht separat betrachtet werden. Für die Temperaturführung ist eine Methode erforderlich, welche eine homogene Erwärmung des Werkstückes vor sowie während der Umformung ermöglicht. Ein Ansatz ist die Verwendung von beheizten Werkzeugen. Dies würde zu hohen thermischen Energien aufgrund der Wärmekapazität des Werkzeugs führen, wodurch eine mögliche Abschreckung durch Werkzeugkontakt oder durch das Umformmedium nicht möglich ist. Ein Abschrecken der Werkstücke außerhalb des Werkzeugs führt bekanntlich zu einer geringeren Maßhaltigkeit (Bild 2.9a), weshalb diese Option entfällt. Eine induktive Erwärmung führt während der Ausformung zu Temperaturgradienten über die Profilhöhe (Abschnitt 2.4.1). Die konduktive Erwärmung erlaubt bei rotationssymmetrischen Querschnitten eine gleichmäßige Temperaturverteilung und kann für die Prozessumsetzung als alternativlos betrachtet werden.

Tabelle 4.1: Teilprobleme bei der Prozessrealisierung der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung sowie die potentiellen und gewählten Lösungsansätze

Teilproblem	Potentielle Lösungsansätze		
Erwärmung: Ermöglichen einer konstanten Temperaturverteilung über die Prozessdauer	Erwärmtes Werkzeug	Induktive Erwärmung	Konduktive Erwärmung
Umformung: Aufbringen des notwendigen Innendrucks für die Formgebung	Innendruck durch Gase	Innendruck durch Flüssigkeiten	Innendruck durch Granulate
Abschrecken: Überschreiten der kritischen Abkühlrate nach der Umformung	Nachgelagert / Außerhalb des Werkzeugs	Durch Werkzeugkontakt	Durch das Umformmedium

Durch den Ausschluss der nachgelagerten Abkühlung, bleiben zum Abschrecken des Bauteils nach der Umformung somit zwei Optionen übrig. Durch das Bestreben, isotherme Umformbedingungen zu erreichen, wird die konduktive Erwärmung während der Ausformung aufrechterhalten. Dadurch ist eine Verwendung von metallischen Werkzeugwerkstoffen in den Kontaktzonen zwischen Bauteil und Matrize nicht möglich. Dies würde dazu führen, dass die Stromdichte sich auf das Werkzeug ausbreitet und somit Heizleistung verloren geht. Weiterhin würde ein gekühltes Werkzeug zu einer partiellen Auskühlung des Bauteils in den Bereichen führen, die zuerst in Kontakt kommen. Somit bleibt das Abschrecken über das Umformmedium selbst. Für den Aufbau des Innendrucks p stehen drei Möglichkeiten zur Verfügung (Abschnitt 2.3.1). Flüssigkeiten können aufgrund der angestrebten Warmumformung oberhalb der A_{c3} Temperatur ausgeschlossen werden, da diese keine ausreichende Temperaturstabilität besitzen. Granulate sind sowohl hinsichtlich der Kraftübertragung limitiert als auch ungeeignet als Kühlmedium und werden daher ausgeschlossen. Gase haben eine ausreichende thermische Stabilität, weisen eine hydrostatische Druckverteilung auf und haben einen kühlenden Effekt auf das Werkstück. Sie erfüllen somit alle Anforderungen an das Druckmedium und werden für den IHTP-Prozess verwendet. Basierend auf diesen definierten Lösungen der Teilprobleme kann ein IHTP-Prozessaufbau und -Ablauf definiert werden (**Bild 4.1a**). Als Halbzeuge dienen Rohre, welche beidseitig abgedichtet werden. Da im späteren Verlauf dieser Arbeit eine axiale Belastung in Zug- und Druckrichtung erfolgt, wird hierfür eine formschlüssige Verbindung genutzt.

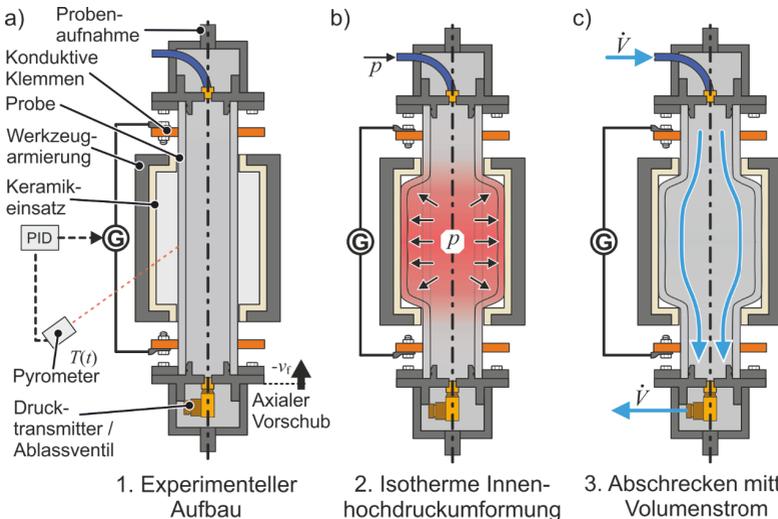


Bild 4.1: Prozess der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung a) vor der Erwärmung, b) während der Warmumformung und c) beim Abschrecken des Werkstücks

Einseitig wird eine Medienzufuhr installiert, während beim Auslass ein Drucktransmitter PT5443 (Fa. ifm electronic GmbH) befestigt wird. Die konduktiven Klemmen werden am Rohr angebracht, um die erforderliche Stromdichte für die Erwärmung (Bild 4.1b) durch das Bauteil zu leiten. Die Leistung wird von einem DC-Generator LAB/HP 4020 (Fa. ET System electronic GmbH) bereitgestellt und durch einen PID-Regler Regulus RD (Fa. Sensortherm) geregelt. Die aktuelle Temperatur $T(t)$ wird über ein Pyrometer M308 oder M318 (beide Fa. Sensortherm) gemessen. Als Werkzeug dient eine Matrize, bestehend aus einer metallischen Werkzeugarmierung sowie einem elektrisch isolierenden Keramikeinsatz. Der Aufbau wird in einer Universalprüfmaschine Zwick Z250 (Fa. ZwickRoell GmbH & Co.KG) eingebaut, um einen axialen Vorschub v_f zu ermöglichen. Zum Abschrecken (Bild 4.1c) wird ein Ablassventil am Austritt geöffnet und ein Volumenstrom \dot{V} durch das Bauteil geleitet. Dieser wird über einen Inline-Durchfluss-Sensor VA520 (Fa. CS Instruments) gemessen.

4.2 Werkstoffauswahl

Für die Prozessrealisierung werden geeignete Werkstück- und Matrizenwerkstoffe benötigt. Die thermischen und mechanischen Randbedingungen für die Auswahl ergeben sich aus den gesetzten Kriterien der Zielsetzung (Kapitel 3) sowie den ausgewählten Lösungsansätzen der Teilprobleme (Abschnitt 4.1).

4.2.1 Werkstückwerkstoff

Als Werkstückwerkstoff wird die Auswahl von Stahllegierungen angestrebt, welche durch die geplante Prozessführung höhere Grenzformänderungen aufweisen und/oder härtbar sind. Gleichzeitig ist bei den Temperaturen oberhalb A_{c3} eine ausreichende Zunderbeständigkeit erforderlich. Standardwerkstoffe des Presshärtens wie der 22MnB5 erweisen sich dadurch als ungeeignet. Die gängigen Aluminium-Silizium-Beschichtungen für den Zunderschutz schmelzen bei schnellen Aufheizraten ab und limitieren so die Erwärmung (Veit et al., 2010). Alternativ wird auf chromhaltige Edelstähle zurückgegriffen, welche durch passivierende Oberflächen eine natürlich hemmende Wirkung auf eine Oxidation aufweisen. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit werden die folgenden zwei Werkstoffe ausgewählt, deren chemischen Zusammensetzungen in **Tabelle 4.2** zusammengefasst sind.

Ferritischer Edelstahl X2CrTiNb18 (Werkstoffnummer: 1.4509):

Der ferritische Edelstahl (in Bildern mit der Kurzform *Ferrit*. *ES* bezeichnet) weist eine hohe Beständigkeit hinsichtlich thermischer Ermüdung bei erhöhten Temperaturen auf und wird daher unter anderem für Abgasstränge verwendet (Charles et al., 2009). Durch die chemische Zusammensetzung austenitisiert dieser Werkstoff erst ab ca. 1100 °C (Padilha et al., 2006). Der Werkstoff ist aufgrund des geringen Kohlenstoffanteils nicht härtbar. Mit steigender Temperatur sinkt die Duktilität zunächst bis ca. 700 °C, bevor ab ca. 800 °C eine signifikante Zunahme erfolgt (Manninen und Säynäjäkangas, 2012).

Zwischen 600 und 900 °C ist ebenfalls eine Erhöhung der Grenzformänderung bekannt (Chen et al., 2017). Bei einer durchgängigen Formgebung oberhalb von 800 °C ist somit ein hohes Formgebungsvermögen zu erwarten.

Martensitischer Edelstahl X12Cr13 (Werkstoffnummer: 1.4006):

Der martensitische Edelstahl (in Bildern mit der Kurzform *Mart. ES* bezeichnet) ist aufgrund seines Kohlenstoffgehalts härtbar. Durch seine geringe kritische Abkühlrate von ca. $\dot{T}_{\text{krit}} = 1 \text{ K/s}$ (Bild 2.5) gilt dieser Werkstoff als Lufthärter. Im Ausgangszustand liegen Karbide vor, was bei der thermischen Behandlung zu berücksichtigen ist (Abschnitt 2.1.2). Der Werkstoff ist von der Zusammensetzung dem MaX-Stahl (Fa. Aperam) ähnlich, dessen Eignung bereits erfolgreich für das Presshärten untersucht worden ist (Mithieux et al., 2013). Durch seine Zunderbeständigkeit und geringe kritische Abkühlrate, liegt eine Eignung für die Umformung und Härtung durch den IHTP-Prozess vor.

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung der verwendeten nichtrostenden Stähle in m-% ohne Verunreinigungen (DIN EN 10088-1, 2014)

Werkstoff	C	Cr	Ni	Ti	Nb
Ferrit (X2CrTiNb18)	0,03	17,5 bis 18,5	-	0,1 bis 0,6	(3·C + 0,3) bis 1
Martensit (X12Cr13)	0,08 bis 0,15	11,5 bis 13,5	0,75	-	-

Beide Werkstoffe weisen eine Zunderbeständigkeit bis ca. 1000 °C auf. Darüber kommt es zur partiellen Bildung von Zunderflocken, was die optische Temperaturmessung (Abschnitt 4.1) beeinträchtigt. Als Halbzeuge werden geschweißte Rohre mit einem Durchmesser von $D_{0,0} = 2 \cdot r_{0,0} = 50 \text{ mm}$ sowie einer Wandstärke von $s_0 = 1 \text{ mm}$ verwendet. Geschweißte Rohre weisen hinsichtlich der Wandstärke eine geringere Toleranz von 10 % (DIN EN 10216-5, 2021) im Vergleich zu nahtlosen Rohren mit 15 % (DIN EN 10217-7, 2021) auf, wodurch eine gleichmäßigere Innenhochdruck-Ausformung (IH-) zu erwarten ist.

4.2.2 Matrizenwerkstoff

Als Matrizenwerkstoff wird ein elektrisch isolierendes Material benötigt, welches eine thermische Stabilität bei den angewendeten Umformtemperaturen aufweist. Für den martensitischen Edelstahl ist wenigstens die Überschreitung der A_{C3} -Grenze erforderlich, welche in der Regel bei Temperaturen von 800 bis 900 °C liegt. Weiterhin wird angenommen, dass ein geringer Reibkoeffizient zwischen Matrizen- und Werkstückwerkstoff zielführend für den IHTP-Prozess ist. Zusätzlich werden geringere Wärmeübergangskoeffizienten sowie eine geringe Wärmeleitfähigkeit κ als vorteilhaft gesehen.

So wird das Bauteil während der Umformung nicht durch den Werkzeugkontakt abgeschreckt. Ebenso wird ein ausgeprägtes aufheizen der Matrize vermieden, was das Abschrecken des Bauteils nach der Umformung behindern würde. Als optionales Kriterium wird die selbstständige Bearbeitung durch spanende Prozesse gesehen, um Geometrien flexibel anpassen und Isolationsteile austauschen zu können.

Aufgrund des hohen spezifischen elektrischen Widerstands sowie der hohen Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, ist ein potentiell geeignetes Material Siliziumnitrid (Si_3N_4). Als nachteilig sind im Vergleich zu anderen Keramiken höhere Wärmeleitfähigkeiten κ zu nennen, welche einen Einfluss auf die Temperaturverteilung während der Umformung beim IHTP-Prozess haben könnten. Weiterhin müssen Bauteile durch Sinter- oder Pressverfahren hergestellt werden, wodurch eine nachträgliche Bearbeitung nicht oder nur eingeschränkt möglich ist (Hülseberg, 2014). In dieser Arbeit werden als potentielle Matrizenwerkstoffe zum einen heißisostatisch gepresste (in Abbildungen mit der Kurzform Si_3N_4 -HG benannt) und zum anderen gasdruckgesinterte (in Abbildungen mit der Kurzform Si_3N_4 -GG benannt) Siliziumnitride Si_3N_4 genutzt. Als Alternative wird ein K-Therm® AS 800 M (in Abbildungen mit der Kurzform Glimmer benannt) auf seine Eignung untersucht. Dabei handelt es sich um geschichtetes Glimmerpapier, imprägniert in Silikonharz. Der Werkstoff verfügt über einen hohen elektrischen Widerstand sowie eine geringe Wärmeleitfähigkeit κ . Zusätzlich kann er durch spanende Verfahren selbst bearbeitet werden. Ob ein kurzzeitiges Überschreiten der angegebenen Grenztemperatur von 800 °C zu einer Beschädigung der Matrize führt, wird prozessbegleitend geprüft (AGK Hochleistungswerkstoffe GmbH, 2012).

Bevor ein Werkstoff für die IHTP-Prozessumsetzung definiert wird, finden tribologische Untersuchungen statt, um die spezifischen Reibkoeffizienten zu ermitteln (Abschnitt 5.3). Neben einer Variation von Werkstück- und Werkzeugwerkstoffen, werden ebenfalls relevante Schmiermittel experimentell geprüft. Anschließend wird in numerischen Untersuchungen ermittelt, wie ausgeprägt der Einfluss der untersuchten Schmiermittel auf die Formgebung beim IHTP-Prozess ist (Abschnitt 7.2).

4.3 Anforderungen an die Werkstoffcharakterisierung

Um relevante Werkstoffkennwerte für die IHTP-Prozessauslegung zu ermitteln, ist für die Charakterisierung im Vorfeld die Definition der thermischen und mechanischen Randbedingungen erforderlich. Dies umfasst die Wahl relevanter Dehnraten und Temperaturbereiche sowie die Ermittlung von Emissionskoeffizienten für die Temperaturregelung. Seitens der mechanischen Aspekte der Werkstoffcharakterisierung ist ausschließlich die Dehnrates $\dot{\varphi}$ für die Experimente zu definieren. Bei den Untersuchungen zur IH-Warmumformung von Liu et al. (2014a) wurden Vergleichsdehnraten von maximal $\dot{\varphi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ ermittelt. Zur Eingrenzung der experimentellen Parametervarianz wird

angenommen, dass sich beim IHTP-Prozess Werte in einer vergleichbaren Größenordnung einstellen. Auf Basis der Werkstoffauswahl wird $T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ als obere Grenze für die Umformtemperatur definiert, welche ebenfalls für die Charakterisierung übernommen wird. Gleichzeitig ist aus dem Stand der Technik bekannt, dass sich bei der konduktiven Erwärmung in Abhängigkeit des Elektroden- und Werkstückwerkstoffs ein axiales Temperaturprofil einstellt (Abschnitt 2.3.2). Diese Temperaturverteilung auf der Probe wird bei der Werkstoffcharakterisierung berücksichtigt.

4.3.1 Ermittlung temperaturabhängiger Emissionskoeffizienten

Der Emissionskoeffizient ζ , welcher für die Messung mittels optischer Sensoren erforderlich ist, weist eine Abhängigkeit von mehreren werkstofftechnischen und geometrischen Größen auf (Abschnitt 2.1.3). Um während der Werkstoffcharakterisierung sowie später beim IHTP-Prozess die Zieltemperatur korrekt zu regeln, werden die Emissionskoeffizienten ζ im Vorfeld ermittelt. Dabei werden der Werkstoff, die Wellenlänge λ des Sensors, die Oberflächenbeschaffenheit, der Abstand, der Winkel, die Temperatur sowie die Temperaturhaltezeiten berücksichtigt. Die Validierung der Emissionskoeffizienten erfolgt im Abgleichverfahren mit Messungen durch Thermoelemente (Typ-K). Eingesetzt werden das Pyrometer M308 ($T = 600$ bis $1400 \text{ }^\circ\text{C}$; $\lambda = 0,855$ bis $0,905 \text{ }\mu\text{m}$) sowie das Metis M318 ($T = 150$ bis $1200 \text{ }^\circ\text{C}$; $\lambda = 1,65$ bis $2,10 \text{ }\mu\text{m}$). Generell führen kürzere Spektralbereiche zu genaueren Messungen von Metallen. Im Gegenzug wird der messbare Temperaturbereich eingeschränkt (Sensortherm GmbH, 2021). **Bild 4.2a** zeigt schematisch den genutzten Versuchsstand zur Bestimmung der Emissionskoeffizienten ζ . Für die Messung wird eine Probe mit zentraler Verjüngung (z. B. eine Zugprobe) zwischen zwei konduktive Klemmen gespannt. Eine Seite ist dabei federnd gelagert, um die Wärmeausdehnung zu kompensieren und ein Ausknicken zu vermeiden.

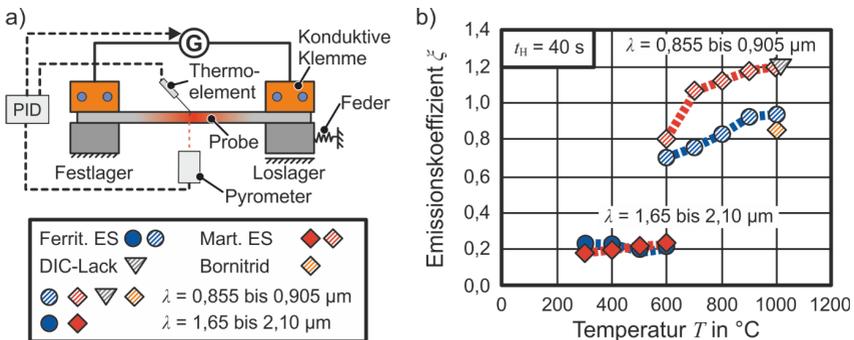


Bild 4.2: Ermittlung temperatur- und werkstoffspezifischer Emissionskoeffizienten ζ – a) experimenteller Aufbau und b) ermittelte Werte in Abhängigkeit der Temperatur T (Abweichungen $< 5 \%$ bei Wiederholungsmessungen sind nicht dargestellt)

Mittig an der Probe wird ein Thermoelement Typ-K in einer seitlich eingebrachten ca. 2 mm tiefen Bohrung befestigt. Es wird angenommen, dass dadurch keine Beeinflussung der Temperaturverteilung entsteht. Die Pyrometer werden jeweils orthogonal mit einem konstanten Abstand auf die Probe gerichtet. Innerhalb der Erwärmungszeit $t_H = 40$ s werden verschiedene Temperaturen angefahren, wobei das Thermoelement für die Regelung verwendet wird. Nach Erreichen der Zieltemperatur T wird der Emissionskoeffizienten ζ manuell angepasst, bis beide Sensoren die gleiche Temperatur (± 5 °C) ausgeben. Die Temperatur wird für eine Dauer von $t_\gamma = 300$ s gehalten, um einen potentiellen Einfluss zunehmender Oxidation auf die Messung zu identifizieren. Neben den unbehandelten sowie gereinigten Werkstoffen, werden ebenfalls geschmierte sowie für DIC-Messungen lackierte (Abschnitt 6.1) Oberflächen untersucht. Bei den behandelten Proben konnte kein Einfluss des Werkstoffes auf den Emissionskoeffizienten ζ festgestellt werden. Die gewählten Temperaturbereiche für die Untersuchungen ergeben sich aus der Werkstoffcharakterisierung (Kapitel 5 und 6).

Bild 4.2b zeigt die ermittelten Emissionskoeffizienten ζ für beide Werkstoffe und Pyrometer. Jede Messung wird dreimal wiederholt. Aufgrund einer besseren Übersichtlichkeit wird auf die Darstellung von Fehlerbalken verzichtet. Die Abweichungen bei den Wiederholungsmessungen beliefen sich auf weniger als 5 %. Mit steigender Temperatur T ist eine Tendenz zu höheren Emissionskoeffizienten ζ zu erkennen. Auch ist der Einfluss des verwendeten Spektralbereichs der verschiedenen Sensoren auf die Höhe des Emissionskoeffizienten ersichtlich. Mit dem Pyrometer Metis M318 ($\lambda = 1,65 \dots 2,10$) werden oberhalb von 600 °C Schwankungen > 5 % bei der Reproduzierbarkeit festgestellt. Aus diesem Grund wird dieser Sensor ausschließlich bis 600 °C verwendet. Oberhalb wird das Pyrometer Metis M308 für die Regelung genutzt. So werden relevante Abweichungen bei der Temperaturregelung vermieden. Für jedes Experiment wird eine neue Probe verwendet. Über den definierten Zeitraum von $t_\gamma = 300$ s, wird kein relevanter Einfluss der Haltezeit auf die Emissionskoeffizienten ζ ermittelt.

4.3.2 Temperaturverteilung konduktiv erwärmter Rohre

Für die folgende Werkstoffcharakterisierung sowie die numerischen Untersuchungen des IHTP-Prozesses ist die Kenntnis der Temperaturverteilung bei den verwendeten Werkstoffen (Abschnitt 4.2.1) erforderlich. Dazu werden Rohrabschnitte mit einer freien Länge von $w_0 = 100$ mm, welche durch den Abstand zwischen den konduktiven Klemmen aus Kupfer definiert wird, erwärmt. Parallel wird die Temperaturverteilung durch die Thermografiekamera thermoIMAGER TIM M1 (Fa. Micro-Epsilon) aufgezeichnet. Bei der gewählten Messfrequenz von 1 kHz, kann ein Temperaturbereich von 600 bis 1800 °C gemessen werden. **Bild 4.3a** zeigt die Thermografieaufnahme einer Probe aus ferritischem Edelstahl, welche innerhalb von $t_H = 40$ s auf $T = 1000$ °C erwärmt wird. Eine schnellere Erwärmung kann leistungsbedingt nicht umgesetzt werden. Nach einer Haltezeit von $t_\gamma = 5$ s hat sich ein konstantes Temperaturfeld eingestellt.

Über den Umfang des Rohres werden keine Abweichungen von mehr als $\pm 10^\circ\text{C}$ gemessen. Im Bereich der konduktiven Klemmen stellt sich beidseitig ein Temperaturgradient von ca. 600°C (minimal messbare Temperatur) auf 1000°C innerhalb der Länge $w = 20\text{ mm}$ ein (Bild 4.3b). Dieser Übergang ist auf Rohre aus martensitischem Edelstahl sowie für Prüflängen von $w_0 = 150$ und 200 mm übertragbar, sodass sich zentral stets ein Bereich $w_\gamma = w_0 - 40\text{ mm}$ mit einer homogenen Temperatur einstellt.

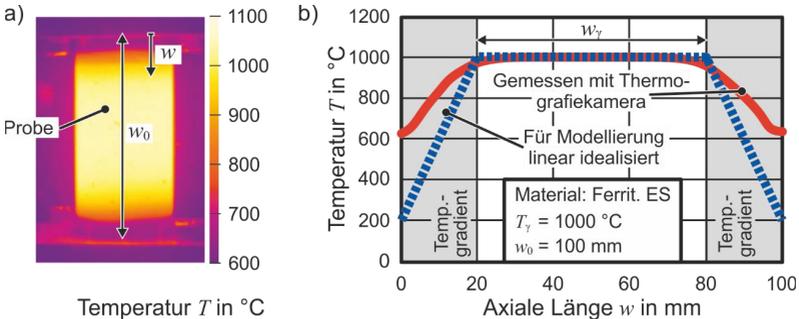


Bild 4.3: Messung der Temperaturverteilung – a) Aufnahme einer Thermografiekamera und b) experimentell ermittelte und idealisierte axiale Temperaturverteilung

Da 600°C die untere Grenze des messbaren Bereichs der Thermografiekamera darstellt, unterliegt die Temperaturmessung in den Übergangsbereichen einem wachsenden Messfehler bzw. niedrigere Temperaturen können nicht korrekt erfasst werden. Da während der Erwärmung am Rohr keine Glühfarben im Bereich der konduktiven Klemmen zu sehen sind und nach dem Abkühlen keine Anlassfarben vorliegen, wird für $w = 0$ und 100 mm eine Temperatur von $T = 200^\circ\text{C}$ angenommen. Für die numerischen Untersuchungen im Abschnitt 7.2 wird ein idealisierter, linearer Temperaturübergang definiert.

4.4 Zwischenfazit

Bei der Umsetzung des IHTP-Prozesses galt es die Teilprobleme der Erwärmung, des Druckaufbaus sowie der Abschreckung zu lösen. Unter Berücksichtigung der Synergien zwischen den Teillösungen, konnte ein Prozess entwickelt werden. Weiterhin wurden die folgenden Randbedingungen für die Werkstoffcharakterisierung definiert.

- Der Emissionskoeffizient ist abhängig vom Werkstoff und der Temperatur, während der Einfluss der Erwärmungszeit vernachlässigt werden kann.
- Die Temperaturverteilung über den Umfang ist (nahezu) konstant, axial sind Übergangsbereiche an den konduktiven Klemmen zu berücksichtigen.

Die fundamentalen thermischen und mechanischen Randbedingungen des Prozesses sind somit analytisch oder empirisch definiert. Darauf basierend werden Parameter für die Werkstoffcharakterisierung und numerische Modellierung abgeleitet.

5 Charakterisierung thermisch-mechanischer Eigenschaften

Zur numerischen und analytischen Auslegung der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHTP- Prozess), werden in diesem Kapitel die Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe (Abschnitt 4.2) charakterisiert. Im Stand der Technik werden mehrere thermische Faktoren beschrieben, welche das Fließverhalten beeinflussen. Um das Materialverhalten realitätsnah zu modellieren, wird demnach eine möglichst anwendungsorientierte Charakterisierung hinsichtlich der Temperaturprofile angestrebt. Dieses setzt sich aus der Aufheizzeit t_H , der Umform- T_U und Austenitisierungstemperatur T_γ sowie der Verweilzeit t_γ bei T_γ zusammen. Aus Abschnitt 4.3.2 ist die Temperaturverteilung der Rohre, wie sie im IHTP-Prozess vorliegen werden, bekannt. Es wird angenommen, dass sich zentral, in dem Bereich mit den höchsten Temperaturen, eine Hauptumformzone ausbildet, während die Übergangsbereiche eine geringere oder keine Ausformung erfahren. Bei der Werkstoffcharakterisierung wird für die zentrale Temperatur eine vollumfängliche Charakterisierung durchgeführt, während für die Übergangsbereiche lediglich das Spannungs-Dehnungsverhalten ermittelt wird.

Für die Untersuchungen in diesem Kapitel werden aus Blechhalbzeug (Blechdicke: 1 mm) entnommene Proben verwendet. Alternativen wie Rohrausschnitte bilden aufgrund der Krümmung bei den genutzten elektrischen Erwärmungsmethoden inhomogene Temperaturverteilungen im Prüfbereich aus. Um eine Vergleichbarkeit von Rohr- und Blechhalbzeugen abzuschätzen, werden Zugversuche bei Raumtemperatur durchgeführt. Die resultierenden Spannungs-Dehnungs-Verläufe weisen bei beiden Werkstoffen durchschnittliche Abweichungen von weniger als 4 % auf (**Bild 5.1**). Weiterhin ist zu erwarten, dass sich diese Differenzen bei den geplanten Umformtemperaturen durch Rekristallisations- und Erholungsprozesse weiter reduziert. Demnach wird angenommen, dass die Materialkennwerte, welche durch die Charakterisierung von Blechhalbzeugen ermittelt werden, auf IH-Warmumformprozesse von Rohren übertragbar sind.

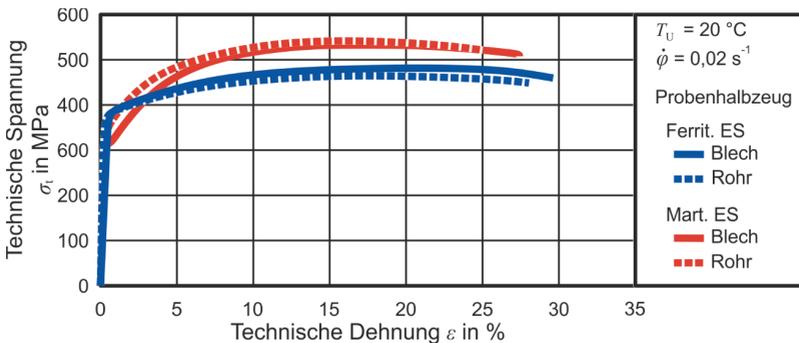


Bild 5.1: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe von Zugproben aus Blech- und Rohralbzeugen bei Raumtemperatur

5.1 Ermittlung des Fließverhaltens durch Warmzugversuche¹

Zur Charakterisierung der elastischen und plastischen Werkstoffkennwerte sowie der zeitlich abhängigen thermischen Entfestigung werden Warmzugversuche durchgeführt. Basierend auf dem Stand der Technik wird dabei ein isotropes Materialverhalten angenommen (Merklein et al., 2007).

5.1.1 Versuchsaufbau und -durchführung

Für die Zugversuche wird eine Zwick Universalprüfmaschine Z250 genutzt. Die Proben werden zwischen zwei konduktive Klemmen eingespannt. Die Längenänderung Δl wird mit dem Hochtemperatur-Extensometer PMA-12/V7-1 (Fa. Maytec) gemessen. Dieses erlaubt eine maximale Längenänderung von $\Delta l_{\max} = 10$ mm. Um dadurch keine Einschränkungen der erreichbaren Umformgrade ϕ zu erhalten, wird eine Anfangsmesslänge von $l_0 = 20$ mm genutzt. Die elektrische Leistung für die Erwärmung wird durch den DC- Generator LAB/HP 4020 bereitgestellt. Die Temperatur wird über ein Pyrometer gemessen und über einen PID Regler Regulus RD geregelt. Mittels der Thermografiekamera thermoIMAGER TIM M1 wird die Temperaturverteilung im Prüfbereich während der Experimente analysiert (Bild 5.2a). Dabei werden bis zum Einsetzen der Einschnürung keine Temperaturabweichungen von mehr als $\Delta T = 20$ °C ermittelt, was als hinreichend genau angesehen wird.

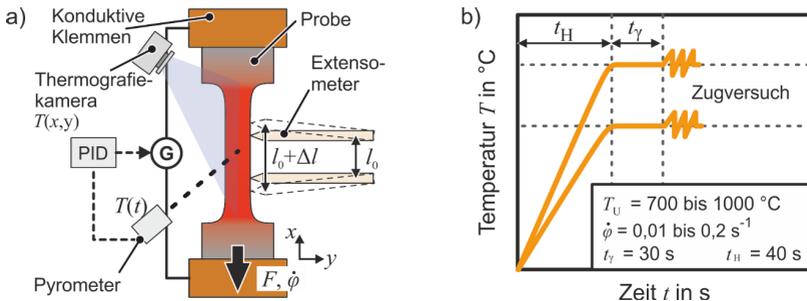


Bild 5.2: a) Schematischer Aufbau des Warmzugversuchs und b) Temperatur-Zeit-Diagramm zur Ermittlung der elastischen und plastischen Werkstoffeigenschaften

Analog zu den Untersuchungen aus Abschnitt 4.3.2 werden die Proben innerhalb der Erwärmungszeit $t_H = 40$ s auf die Umformtemperatur T_U erwärmt und dort für eine Verweilzeit von $t_\gamma = 30$ s gehalten, bevor das Experiment beginnt (Bild 5.2b). Wie in

¹Die Elastizitätsmoduln entstammen der Zusammenarbeit mit T. Adams und sind Bestandteil seiner Masterarbeit; die Bestimmung/Extrapolation von Fließkurven sowie die Charakterisierung der thermischen Entfestigung entstammen der Zusammenarbeit mit J. Fleisch und sind Bestandteil seiner Masterarbeiten (S. V)

Abschnitt 4.3 begründet, werden beim IHTP-Prozess Vergleichsdehnraten auf einem Niveau von ca. $\dot{\varphi}_V = 0,1 \text{ s}^{-1}$ erwartet. Aus diesem Grund werden beim Warmzugversuch Dehnraten von $\dot{\varphi} = 0,01$ bis $0,2 \text{ s}^{-1}$ untersucht. Unterhalb von $700 \text{ }^\circ\text{C}$ liegen Materialfestigkeiten vor, die beim maximal genutzten Druck keine Ausformung ermöglichen. Demnach werden Prüftemperaturen von $T_U = 700$ bis $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ charakterisiert.

5.1.2 Bestimmung temperaturabhängiger Elastizitätsmoduln

Tabelle 5.1 zeigt die im Warmzugversuch ermittelten Elastizitätsmoduln (E -Moduln) für den ferritischen und martensitischen Edelstahl. Die Auswertung erfolgte durch eine lineare Regression bei Spannungswerten, die 20 und 80 % der Dehngrenze $R_{p0,2}$ ausmachen. Bei beiden Werkstoffen wird mit steigender Umformtemperatur T_U ein abnehmender E -Modul ermittelt. Der Einfluss des Umformgrads ist vorwiegend für die Betrachtung von Rückfederungseffekten notwendig. Da diese nicht Bestandteil dieser Arbeit sind, werden sie vorerst vernachlässigt.

Tabelle 5.1: Ermittelte E -Moduln für den ferritischen- (E_F) und martensitischen (E_M) Edelstahl in Abhängigkeit der Umformtemperatur

T_U in $^\circ\text{C}$	20	600	700	800	900	1000
E_F in GPa	199,14	99,57	94,19	48,79	17,43	10,50
E_M in GPa	192,54	85,06	68,07	47,42	37,87	27,50

5.1.3 Bestimmung und Extrapolation von Fließkurven

Um den IHTP-Prozess numerisch zu modellieren, werden in diesem Abschnitt die erforderlichen Fließkurven durch Warmzugversuche ermittelt. Dabei werden die Umformtemperatur T_U sowie die Dehnrates $\dot{\varphi}$ berücksichtigt. Mit steigender Temperatur sowie sinkender Dehnrates liegen tendenziell geringere Anfangsfließspannungen k_{f0} vor. Diese werden über die Dehngrenze $R_{p0,2}$ aus den Ergebnissen der Warmzugversuche (Abschnitt 5.1.1) ermittelt. Qualitativ ist mit steigender Temperatur sowie sinkender Dehnrates ebenfalls eine geringere Verfestigung vorhanden (**Bild 5.3**). Eine Ausnahme ist die Unstetigkeit des martensitischen Edelstahls zwischen 800 und $1000 \text{ }^\circ\text{C}$. Bei Umformtemperaturen von $T_U = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ liegen bei vergleichbaren Dehnrates höhere Fließspannungen vor als bei $T_U = 800 \text{ }^\circ\text{C}$. Dies ist durch die fortschreitende Phasenumwandlung von Ferrit zu Austenit begründet und aus dem Stand der Technik bekannt (Manninen und Säynäjäkangas, 2012). Generell weist der martensitische Edelstahl eine höhere Dehnratesensitivität auf. Beim ferritischen Edelstahl fällt die Ausprägung der Verfestigung ab $900 \text{ }^\circ\text{C}$ ab, sodass ein nahezu idealplastisches Verhalten vorliegt. Bei der IH-Warmumformung werden jedoch höhere Vergleichsformänderungen $\bar{\varphi}$ erzielt (Kapitel 7), weshalb eine Extrapolation der Fließkurven erforderlich ist.

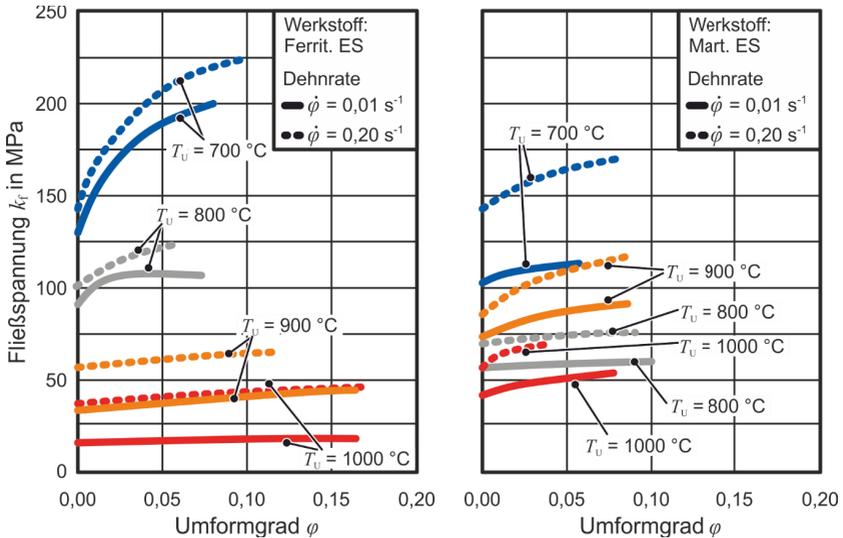


Bild 5.3: Fließkurven in Abhängigkeit von der Umformtemperatur T_U sowie der Dehnrates $\dot{\phi}$ – Fließkurven mit $\dot{\phi} = 0,04 \text{ s}^{-1}$ sind ausgeblendet: siehe Anhang A

Ein gängiger Extrapolationsansatz für Fließkurven, welcher eine Variation von Dehnrates und Temperatur mit abbildet, ist das Modell nach Johnson-Cook (Johnson und Cook, 1983). Dabei handelt es sich um einen multiplikativen Ansatz, welcher sich aus je einem Term für die Dehnung, die Dehnrates und die Temperatur zusammensetzt. In dieser Arbeit werden die Dehnrates- und Temperatursensitivität durch separate Experimente ermittelt und müssen daher nicht modelliert werden. Dadurch können die spezifischen Terme im Modell nach Johnson-Cook vernachlässigt werden, wodurch lediglich der Term für die Dehnung übrigbleibt. In dieser Form entspricht das Modell nach Johnson-Cook dem Modell nach Ludwik (Ludwik, 1909). Bei der Extrapolation nach Ludwik handelt es sich um einen Potenzansatz, wo die Fließspannung mit steigender Dehnung einer stetigen Verfestigung unterliegt. Um ein potentielles idealplastisches Materialverhalten modellieren zu können, wird als zweiter Extrapolationsansatz das Modell nach Hockett-Sherby untersucht, wo die Fließspannung gegen einen Grenzwert konvergiert (Hockett und Sherby, 1975). **Bild 5.4** zeigt beispielhafte experimentelle Fließkurven für eine Umformtemperatur von $T_U = 1000 \text{ °C}$ unter Variation der Dehnrates $\dot{\phi}$ sowie die extrapolierten Verläufe der Fließspannung. Der durch experimentelle Daten gestützte Bereich weist bei beiden Modellierungsansätzen eine gute Übereinstimmung auf. Mit steigendem Umformgrad ϕ ist eine zunehmende Diskrepanz zu erkennen. Beispielsweise wird beim ferritischen Edelstahl mit einer Dehnrates von $\dot{\phi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ und einem

Umformgrad von $\varphi = 1,0$ eine Abweichung von über 60 % zwischen den beiden Extrapolationsansätzen ermittelt. Um die hieraus resultierenden Unsicherheiten bei der Modellierung des Fließverhaltens zu reduzieren, wird in Abschnitt 6.2 ein alternativer experimenteller Ansatz zur Bestimmung der Fließspannung entwickelt.

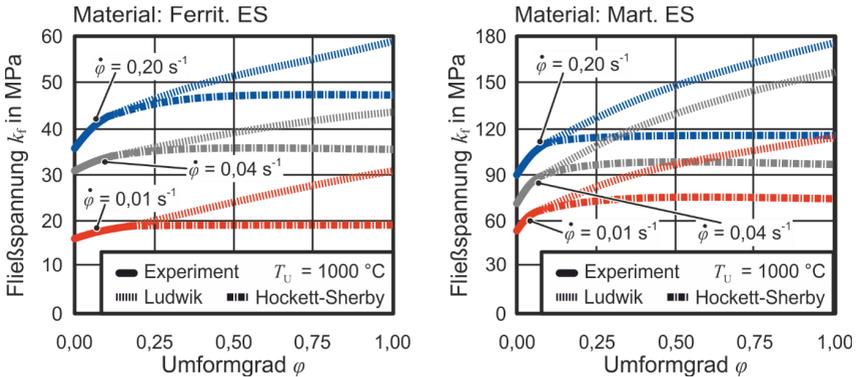


Bild 5.4: Beispielhafte Extrapolationen der Fließkurven nach Ludwik und Hockett-Sherby für den ferritischen und den martensitischen Edelstahl

5.1.4 Ableiten notwendiger Drücke für die Innenhochdruck-Umformung

Zur Abschätzung des Innendrucks beim IHTP-Prozess, wird als Richtwert der minimal erforderliche Druck p_0 ermittelt, der eine plastischen Formänderung einleitet. Für die analytische Bestimmung von p_0 ist demnach die Anfangsfließspannung k_{f0} die Bezugsgröße. Mit Ausnahmen beim martensitischen Edelstahl (Bild 5.3), werden mit zunehmender Umformtemperatur T_U sinkende Anfangsfließspannung k_{f0} ermittelt (Bild 5.5a).

Die plastische Expansion eines Rohres unter steigendem Innendruck p beginnt, sobald die Anfangsfließspannung k_{f0} erreicht wird. Initial stellt sich dabei eine theoretische Dehnrates von $\dot{\varphi} \approx 0$ ein. Zur Auslegung des minimal erforderlichen Innendrucks für eine plastische Expansion p_0 , werden die Einflüsse verfestigender Mechanismen ausgeschlossen. Um die Festigkeitssteigerung einer höheren Dehnrates weitestgehend zu minimieren, werden zur Auslegung von p_0 die Anfangsfließspannungen k_{f0} genutzt, welche mit $\dot{\varphi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ aufgenommen wurden. Für eine erste Näherung wird angenommen, dass der Innendruck einen resultierenden eindimensionalen, tangentialen Spannungszustand σ_θ im Rohr ausbildet. Meridiane Spannungen σ_ϕ sind anfangs nicht vorhanden, da noch kein Krümmungsradius ρ_ϕ ausgebildet ist. Die Druckspannungen auf die abgedichteten Stirnflächen des Rohres werden durch die Anlage absorbiert. Der radiale Druck σ_r wird vorerst vernachlässigt. Unter Anwendung der Membrantheorie (Marciniak et al., 2002) ergibt sich der Zusammenhang zwischen den Halbzeugradius $r_{\theta,0}$ sowie der –wanddicke s_0 , dem Innendruck p , der Anfangsfließspannung k_{f0} und der Spannung σ_θ zu

$$\sigma_0 = k_{I0} = \frac{p_0 (r_{0,0} - s_0)}{s_0} \rightarrow p_0 = \frac{k_{I0} \cdot s_0}{(r_{0,0} - s_0)} \quad (5.1)$$

Es ist zu beachten, dass dieser Zusammenhang nur für eine anfängliche Expansion ohne Krümmungsradius ρ_ϕ gültig ist. Bei gleichbleibenden Halbzeugmaßen ist der erforderliche Innendruck für die Expansion von Rohren p_0 demnach linear von der Anfangsfließspannung k_{I0} abhängig. Bild 5.5b zeigt p_0 in Abhängigkeit zur Umformtemperatur T_U für den ferritischen- sowie den martensitischen Edelstahl. Mit steigender Temperatur ist ein geringerer Innendruck für die Expansion erforderlich. Für den IHTP-Prozess bei $T_U = 1000 \text{ °C}$ sind somit Drücke von $p_{0,M} \geq 1,77 \text{ MPa}$ für eine erste Plastifizierung von Rohren aus martensitischem und $p_{0,F} \geq 0,71 \text{ MPa}$ aus ferritischem Edelstahl erforderlich. Ver- und Entfestigungseffekte werden bei dieser Betrachtung vernachlässigt.

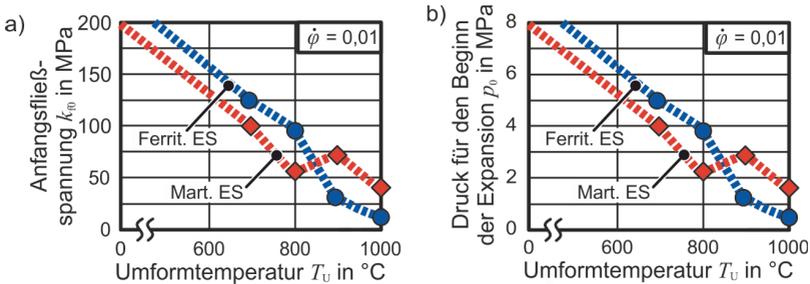


Bild 5.5: a) Werkstoff- und temperaturspezifische Anfangsfließspannung k_{I0} und b) analytisch bestimmter Innendruck p_0 , der zu einer initialen Expansion führt

Ein höherer Innendruck für Umformoperationen ist mit steigenden Anforderungen an die pneumatischen Anlagen (z. B. zulässiger Druck von Leitungen und Ventilen), die Abdichtung (z. B. zulässiger Druck von Dichtringen) sowie die Werkzeugkomponenten (z. B. zulässige Belastung) verbunden. Prozessbedingt gibt es keine Notwendigkeit um IH-Umformtemperaturen mit $T_U < 1000 \text{ °C}$ anzustreben und so die höheren Anforderungen erfüllen zu müssen. Daher wird eine konstante Umformtemperatur von $T_U = 1000 \text{ °C}$ für den IHTP-Prozess definiert. Unter Berücksichtigung von p_0 (Bild 5.5b) sowie dem Verfestigungsverhalten (Bild 5.3), wird ein maximal erforderlicher Druck von $p_{\max} = 4 \text{ MPa}$ als ausreichend angenommen. Entsprechend wird die Anlagen-technik für die experimentelle Umsetzung in Kapitel 7 ausgelegt.

5.1.5 Charakterisierung der thermischen Entfestigung

Um das Entfestigungsverhalten für den IHTP-Prozess zu charakterisieren, werden Zeitstandversuche mit einer konstanten Belastung durchgeführt. Es wird angenommen, dass die thermisch bedingten Entfestigungsmechanismen vorrangig eine Reduktion der sta-

tischen Fließspannung k_s (Fließspannung mit einer Dehnrates von $\dot{\phi} = 0$) bewirken. Bezogen auf den IHTP-Prozess wird dabei der Fokus auf die Hauptumformzone mit einer Temperatur von $T = 1000\text{ °C}$ gelegt. Als obere Grenze für die genutzten Spannungen σ in den Zeitstandversuchen werden die Anfangsfließspannungen mit der niedrigsten getesteten Dehnrates $\sigma = k_{f0}(\dot{\phi} = 0,01\text{ s}^{-1})$ genutzt. Um einen verfestigenden Einfluss der Dehnrates weitestgehend zu vermeiden, werden die Spannungen linear innerhalb von $t_s = 30\text{ s}$ aufgebracht (**Bild 5.6a**). Die Messung der Belastungszeit t_σ beginnt mit dem Erreichen des konstanten Spannungsniveaus. Die obere Grenze der Belastungszeit wird auf $t_{\sigma,max} = 120\text{ s}$ gesetzt. Die Spannung σ wird während dieser Zeit konstant gehalten bis Fließen einsetzt oder $t_{\sigma,max}$ erreicht ist. Das Fließkriterium unter statischen Bedingungen $k_{s,0}$ wird analog zu k_{f0} über die Dehngrenze $R_{p0,2}$ definiert. Wenn das Material innerhalb von $t_{\sigma,max} = 120\text{ s}$ zu Fließen beginnt, wird die statische Fließspannung $k_{s,0}$ der spezifischen Belastungszeit t_σ zugeordnet – $k_{s,0}(t_\sigma)$ (Bild 5.6b). Weiterhin werden Versuche mit einer um 10 % reduzierten Spannung σ durchgeführt um zu prüfen, ob mit geringeren Belastungen bei sonst gleichen Bedingungen ebenfalls statisches Fließen einsetzt. Dieses Vorgehen wird fortgeführt bis die Spannungen σ soweit herabgesetzt sind, dass das Fließkriterium innerhalb von $t_{\sigma,max} = 120\text{ s}$ nicht erfüllt wird. Mit beiden Werkstoffen wird ein Fließbeginn bis zu einer spezifischen Spannung von $\sigma/k_{f0}(\dot{\phi} = 0,01\text{ s}^{-1}) = 0,6$ innerhalb von 120 s detektiert (siehe beispielhaft am martensitischen Edelstahl im Bild 5.6a).

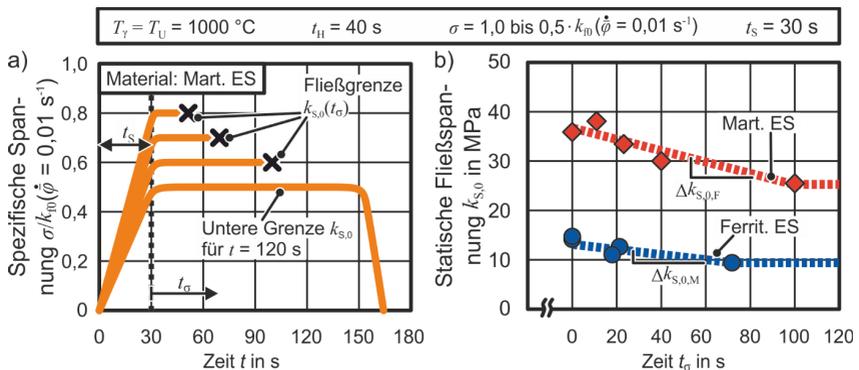


Bild 5.6: Versuche zur thermischen Entfestigung – a) mechanische Belastung über die Zeit t (teilweise ausgeblendet) und b) Entwicklung der statischen Fließspannung $k_{s,0}$ über die Belastungszeit t_σ

Verglichen mit $k_{f0}(\dot{\phi} = 0,01\text{ s}^{-1})$, liegt absolut betrachtet beim martensitischen Edelstahl mit einer Differenz von 16,8 MPa (42,5 auf 25,7 MPa) im Vergleich zum ferritischen Edelstahl mit 7,4 MPa (17,0 auf 9,6 MPa) eine höhere Reduktion der statischen Fließ-

spannung vor. Ab einer spezifischen Spannung von $\sigma/k_{f0} = 0,5$ wird für beide Werkstoffe kein Fließen mehr innerhalb von $t_{\sigma,\max} = 120$ s detektiert. Für die numerische Modellierung wird ein linearer Zusammenhang zwischen der statischen Fließspannung sowie der Belastungszeit t_{σ} angenommen und auf Basis der Messungen nach

$$\text{Ferrit. ES} \quad k_{s,0,F}(t_{\sigma}) = -0,05 \text{ MPa/s} \cdot t_{\sigma} + 12,9 \text{ MPa} \quad \text{für } t_{\sigma} \leq 72 \text{ s} \quad (5.2)$$

$$\text{Mart. ES} \quad k_{s,0,M}(t_{\sigma}) = -0,12 \text{ MPa/s} \cdot t_{\sigma} + 36,7 \text{ MPa} \quad \text{für } t_{\sigma} \leq 99 \text{ s} \quad (5.3)$$

gefittet. Die hier verwendete Methode zur Charakterisierung der Entfestigung beider Werkstoffe berücksichtigt aufgrund von Restriktionen des Versuchsstandes nicht den aktuellen Umformgrad. Auch werden Entfestigungsmechanismen bei Temperaturen unterhalb von $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ vernachlässigt.

5.2 Temperaturabhängige Gefügeentwicklung²

Ein Ziel während des IHTP-Prozesses umfasst die Härtung von Komponenten aus martensitischem Edelstahl. Um die dafür erforderlichen thermischen Randbedingungen zu ermitteln, werden in diesem Abschnitt die resultierende Härte in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur T_{γ} sowie der Abschreckrate \dot{T} untersucht. Dazu werden Proben in eine Halterung eingespannt und elektrisch innerhalb von $t_{\gamma} = 40$ s auf Austenitisierungstemperaturen von $T_{\gamma} = 700$ bis $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ erwärmt. Nach einer Haltezeit von $t_{\gamma} = 30$ s schaltet ein Pneumatikantrieb und taucht das untere Ende der Probe in Wasser ein (**Bild 5.7a**). Entlang der Probenhauptachse stellt sich, mit zunehmendem Abstand zur Wasseroberfläche, eine sinkende Abschreckrate \dot{T} ein. An der Probe werden Messpunkte definiert, an denen die Abschreckraten zwischen T_{γ} und $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ausgewertet werden. Dafür wird eine Thermografiekamera VarioCam®HD head (Fa. InfatTec) verwendet, welche eine Messung im relevanten Temperaturbereich ermöglicht. Die $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ entsprechen in etwa der M_s -Temperatur (s. u.). Mit dem Versuchsstand werden Gradienten von ca. $\dot{T} = 6$ bis 450 K/s erreicht, wobei die höchsten Abschreckraten nahe der Wasseroberfläche ermittelt werden. Geringere Abschreckraten werden ohne Wasserbecken und, sofern notwendig, durch simultanes Heizen eingestellt. Nach der Versuchsdurchführung werden die Proben entnommen, metallografisch präpariert und an den Messpunkten wird die Härte in HV10 gemessen. Mit steigender Austenitisierungstemperatur T_{γ} und Abkühlrate \dot{T} werden tendenziell höhere Härtewerte erreicht, wobei der Einfluss von T_{γ} dominiert. Mit $T_{\gamma} = 700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ist keine Veränderung der Härte gegenüber dem Ausgangszustand festzustellen, welche bei ca. 150 HV10 liegt.

²Die resultierenden Härtewerte sowie Phasenumwandlungspunkte in Abhängigkeit der thermischen Historie entstammen der Zusammenarbeit mit T. Adams und sind Bestandteil seiner Masterarbeit (vgl. S. V)

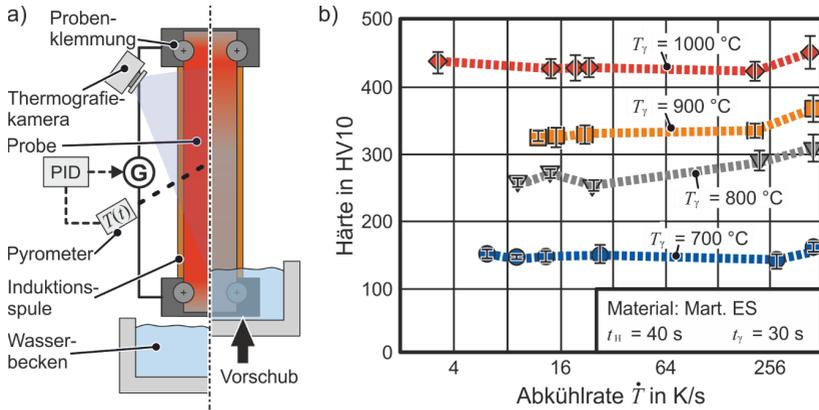


Bild 5.7: a) schematischer Aufbau der Abschreckversuche und b) resultierende Härte in Abhängigkeit der Temperatur und der Abkühlrate

Bis 900 °C ist die Härtesteigerung mit einer zunehmenden Austenitisierung zu erklären, welche zu einem steigenden Martensitanteil nach dem Abschrecken führt. Wie die nachfolgenden Dilatometerversuche zeigen, liegt bei 900 und 1000 °C eine vollständige Austenitisierung vor. Die höheren Härtewerte bei 1000 °C lassen sich durch eine Auflösung von Chromkarbiden erklären, wodurch dem Werkstoff mehr Kohlenstoff bei der Martensitbildung zur Verfügung steht (Abschnitt 2.1.2). Ebenfalls ist zu erkennen, dass bei 1000 °C bereits Abkühlraten von weniger als 3 K/s ausreichen, um das Material vollständig zu härten (Bild 5.7b). Bei einer Austenitisierungstemperatur von $T_\gamma = 1000^\circ\text{C}$ werden zusätzlich weitere Haltezeiten von $t_\gamma = 60$ und 120 s untersucht. Ein Einfluss auf die Härte konnte dabei nicht festgestellt werden. Übertragen auf den IHTP-Prozess bedeutet dies, dass für eine vollständige Härtung der Werkstücke eine Austenitisierungstemperatur von $T_\gamma = 1000^\circ\text{C}$ erforderlich ist, während die Erwärmungsdauer t_γ und die Abschreckrate \dot{T} nur einen sekundären Einfluss aufweisen. Durch die Ergebnisse der Abschreckversuche wird ein weiterer Grund identifiziert, den IHTP-Prozess bei 1000 °C durchzuführen.

Zur Messung der Phasenumwandlungspunkte A_{C1} , A_{C3} , M_s - und M_f , werden Dilatometerversuche durchgeführt. Dazu werden Zugproben elektrisch innerhalb von $t_\gamma = 40$ s auf $T_\gamma = 1000^\circ\text{C}$ erwärmt, für $t_\gamma = 5$ s gehalten und anschließend mit verschiedenen Abkühlraten abgeschreckt. Mit dem Hochtemperatur-Extensometer PMA-12/V7-1 wird dabei die Längenänderung Δl gemessen. Eine Unstetigkeit während der thermischen Wärmedehnung weist dabei auf einen Phasenumwandlungspunkt hin. **Bild 5.8a** zeigt eine Dilatometerkurve mit den prägnanten Verläufen während der Phasenumwandlung. Die Austenitbildung startet bei $A_{C1} \approx 800^\circ\text{C}$ und ist bei $A_{C3} \approx 890^\circ\text{C}$ abgeschlossen. Für die martensitische Umwandlung sind die Ergebnisse in Abhängigkeit der Abkühlrate im

Bild 5.8b zeigt. Die Umwandlung startet bei $M_s \approx 350 \text{ °C}$ und endet bei $M_f \approx 255 \text{ °C}$, wobei erkennbar ist, dass der Einfluss der Abkühlrate vernachlässigt werden kann. Die Ergebnisse zeigen, dass die Martensitumwandlung unter den genutzten thermischen Bedingungen abgeschlossen wird und kein Restaustenit zu erwarten ist.

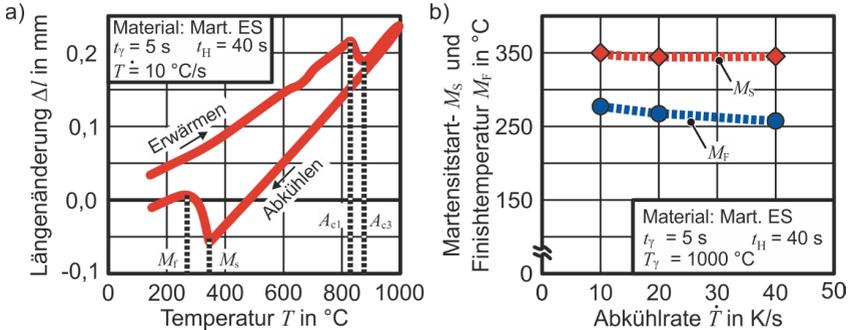


Bild 5.8: Ermittlung der Martensit-Start- M_s und Martensit-Finistemperatur M_f – a) exemplarische Dilatometerkurve sowie b) M_s und M_f in Abhängigkeit der Abkühlrate \dot{T}

Für den ferritischen Edelstahl kann weder eine Steigerung der Härte durch eine thermische Behandlung noch eine Unstetigkeit bei den Dilatometerversuchen festgestellt werden. So wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben, ermöglicht die Legierungszusammensetzung bei thermischen Behandlungen mit $T \leq 1000 \text{ °C}$ keine Phasenumwandlung zu Austenit beim Erwärmen oder Martensit beim Abschrecken.

5.3 Untersuchung tribologischer Bedingungen

Neben der Ermittlung der elastischen und plastischen Werkstoffeigenschaften ist die Untersuchung des tribologischen Zusammenhangs zwischen dem Werkstück- und Werkzeugwerkstoff (Abschnitt 4.2) für die numerische Modellierung erforderlich. Um weitestgehend vergleichbare Bedingungen zum IHTP-Prozess zu generieren, werden Streifenzugversuche bei erhöhten Temperaturen durchgeführt. Dafür werden Proben einseitig eingespannt und mit einer Normalkraft F_N belastet, sodass sich bei gegebener Kontaktfläche ein Anpressdruck von $p_R = 2 \text{ MPa}$ ergibt. Das freie Ende wird induktiv erwärmt (**Bild 5.9a**). Die notwendige Leistung wird von einem Hochfrequenzgenerator Axio 10/450 (Fa.Trumpf SE + Co. KG) geliefert. Die Temperaturregelung erfolgt analog zu den Warmzugversuchen über ein Pyrometer und einen PID-Regler. Die Proben werden ebenfalls innerhalb von $t_H = 40 \text{ s}$ auf $T_T = 1000 \text{ °C}$ erwärmt und dort vor dem Start des Reibversuchs für $t_T = 30 \text{ s}$ gehalten. Anschließend werden die Probenstreifen mit einer Zuggeschwindigkeit von $v_{T,R} = 3 \text{ mm/s}$ durch die Reibbacken gezogen, während zeitgleich die Zug- und die Reibkraft F_R gemessen werden. Der Ziehweg x wird dabei über ein Linearpotentiometer gemessen. Unter Kenntnis der wirkenden Kräfte

wird über das Coulomb'sche Reibgesetz der Reibkoeffizient μ berechnet. Bild 5.9b zeigt die Entwicklung von μ für verschiedene Matrizenwerkstoffe mit zunehmenden Ziehweg x ohne Schmierstoff.

Unabhängig von der Werkstoffpaarung, ist mit zunehmendem Ziehweg ein Anstieg des Reibkoeffizienten μ zu verzeichnen, bevor sich nach $x = 3$ mm ein nahezu konstanter Wert einstellt. Dieses Ergebnis lässt sich auf die Temperaturverteilung der Probe zurückführen. Zu Beginn der Prüfung wird ein Bereich geprüft, welcher nicht auf 1000 °C aufgewärmt wird und deswegen geringere Reibkoeffizienten aufweist. Für die Modellierung des IHTP-Prozesses ist vorwiegend die Hauptumformzone von tribologischen Mechanismen betroffen. Daher wird der Reibkoeffizient als Mittelwert zwischen $x = 5$ und 15 mm ausgewertet. Bei diesen Messpunkten liegt die Temperatur der Probe bei $T_\gamma = 1000\text{ °C}$, wobei der Temperaturgradient über die Reibbacke vernachlässigt wird.

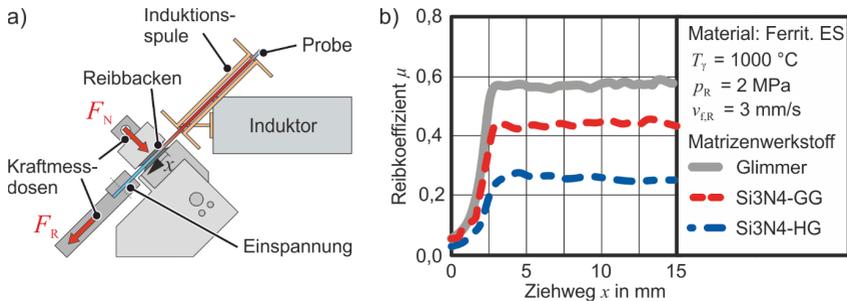


Bild 5.9: Ermittlung von Reibkoeffizienten μ bei erhöhter Temperatur – a) schematischer experimenteller Aufbau und b) beispielhafte Verläufe von μ über den Ziehweg x für Versuche mit ferritischem Edelstahl ohne Schmierung

Der Reibkoeffizient μ weist eine Abhängigkeit vom Matrizenwerkstoff sowie den Schmierbedingungen auf. Die höchsten Reibkoeffizienten werden stets im ungeschmierten Zustand gemessen. Aufgrund der thermischen Stabilität werden als Schmiermittel gelöste Feststoffe (Bornitrid und Grafit) genutzt. Unter geschmierten Bedingungen können die Reibkoeffizienten auf bis zu $\mu_F = 0,13$ mit Proben aus ferritischen und $\mu_M = 0,12$ mit Proben aus martensitischen Edelstahl reduziert werden. Eine Übersicht aller ermittelten Reibkoeffizienten μ zeigt **Bild 5.10**.

Bei Versuchen mit Schmierstoffen wird zu Beginn der Erwärmung eine Rauchentwicklung festgestellt, welche auf das Verdampfen des Lösungsmittels zurückzuführen ist. Während der Streifenzugversuche wird hierdurch keine Einschränkung des experimentellen Ablaufs festgestellt. Beim IHTP-Prozess kann es durch die geschlossene Matrize zu einem Rauchstau kommen, wodurch die optische Temperaturmessung eingeschränkt werden kann. Welchen Effekt eine Reduktion der Reibung auf den Umformprozess aufweist und ob die Rauchbildung hinderlich ist, wird in Kapitel 7 geprüft.

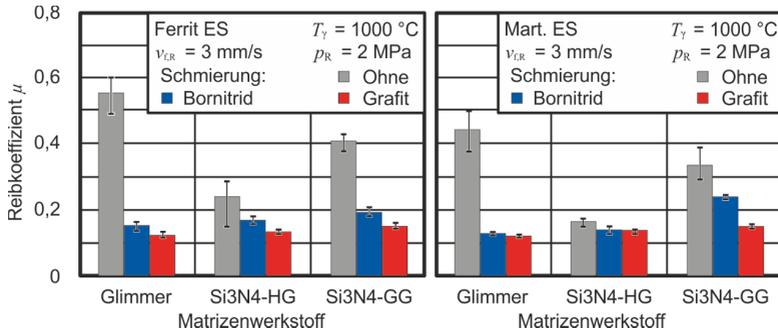


Bild 5.10: Reibkoeffizienten μ in Abhängigkeit der Werkstoffpaarung sowie den Schmierbedingungen

5.4 Zwischenfazit

Die Charakterisierung der thermisch-mechanischen Werkstoffeigenschaften dient der späteren numerischen Prozessauslegung und -modellierung. Anhand der Ergebnisse aus Warmzug-, Abkühl- und Streifenzugversuchen können die folgenden Aussagen über den ferritischen- und martensitischen Edelstahl getroffen werden:

- Anhand der Anfangsfließspannungen kann der erforderliche Mediendruck für die IH-Ausformung abgeschätzt werden. Die ermittelten Werte dienen als Auslegungskriterium für die spätere Anlagentechnik.
- Der erreichbare Umformgrad ist aufgrund der im Zugversuch auftretenden Instabilitäten eingeschränkt. Ausgewählte Extrapolationsansätze weisen daher hohe Abweichungen zueinander auf, welche für den IHTP-Prozess als zu groß angesehen werden. Alternative experimentelle Methoden werden daher benötigt, um das Materialverhalten akkurater modellieren zu können (Abschnitt 6.2).
- Der martensitische Edelstahl lässt sich durch eine thermische Behandlung härten. Die Austenitisierungstemperatur hat im Vergleich zur Erwärmungsdauer sowie der Abschreckrate einen dominanten Einfluss.
- Die Phasenumwandlungspunkte können anhand von Dilatometerversuchen ermittelt werden. Beim martensitischen Edelstahl wird ein vernachlässigbarer Einfluss der Abschreckrate beobachtet. Beim ferritischen Edelstahl findet keine Phasenumwandlung bei den untersuchten Temperaturen statt.
- Die thermische Entfestigung der Werkstoffe kann experimentell durch Zeitstandversuche bestimmt werden. Mit zunehmender thermischer Behandlungsdauer werden geringere Spannungen benötigt, um ein plastisches Fließen zu erzeugen.
- Durch Hochtemperatur-Streifenzugversuche kann das tribologische Verhalten zwischen den Werkstück- und Werkzeugwerkstoffen untersucht werden. Die ermittelten Reibkoeffizienten konnten durch Festschmierstoffe signifikant reduziert werden.

6 Hochtemperatur-Werkstoffcharakterisierung von Rohren

Der aktuelle Stand der Technik weist nur eingeschränkte Möglichkeiten bei der isothermen Hochtemperatur-Charakterisierung von rohrförmigen Halbzeugen auf. Gleichzeitig existieren keine Methoden, um Grenzformänderungskurven (FLCs) mit verschiedenen Dehnpfaden, isotherm und reibungsfrei zu ermitteln. In diesem Kapitel werden solche Charakterisierungsmethoden entwickelt und angewendet. Zum einen sollen damit FLCs bestimmt werden, welche bei der numerischen Modellierung der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHTP-Prozess) als Versagenskriterien dienen. Zum anderen werden Fließkurven auf Basis von *Tube-Bulge*-Tests durchgeführt, um geeignete Extrapolationsansätze für die Fließkurven aus Abschnitt 5.1.3 zu definieren.

6.1 Bestimmung von Versagenskriterien³

Ziel dieses Abschnitts ist die Bestimmung von isothermen FLCs rohrförmiger Halbzeuge. Um dabei alle potentiellen Formänderungszustände abzubilden, ist eine möglichst große Varianz linearer Dehnpfade $\beta = \varphi_2/\varphi_1$ erstrebenswert. Bekannte Untersuchungen des *Tube-Bulge*-Test ohne Erwärmung (Abschnitt 2.4) zeigen in Ansätzen, in welchem Ausmaß sich der Dehnpfad beeinflussen lässt. Neben dem Verhältnis von Anfangsdurchmesser $D_{0,0}$ zu freier Ausformlänge w_0 , ist ein signifikanter Einfluss der axialen Vorschubgeschwindigkeit v_f bekannt. In der Regel wird eine zusätzliche Druckbelastung längs zu Rohrachse ergänzt, um beispielsweise einer Wandausdünnung entgegenzuwirken. Unabhängig von den gewählten Parametern, ist der Dehnpfad β stets eingeschränkt. Dehnpfade von $\beta = 1$ werden bei einer freien Expansion nicht erreicht. Dehnungszustände mit einer negativen 2. Hauptformänderung sind hingegen nur eingeschränkt möglich. Ab einer ausreichenden Expansion der Probe, führt der Innendruck zu einer Zugbelastung im Pol, wodurch die 2. Hauptformänderung zunehmend in positive Richtung tendiert (Bild 2.19b). Es ist dementsprechend zu erwarten, dass bekannte Versuchsmethoden nicht ausreichen, um eine ganzheitliche FLC abzubilden.

Um bei der Ermittlung der FLC möglichst diverse Dehnungsverhältnisse β einzustellen, werden in dieser Arbeit drei Versuchsmethoden verwendet (Bild 6.1). Mit dem temperaturgestützten Expansionsversuch (HTB-Test – *Hot-Tube-Bulge*-Test – Bild 6.1a) werden vorwiegend Bereiche mit einer positiven Nebenformänderung angestrebt. Um dabei ebenfalls Dehnungsverhältnisse von $\beta \approx 1$ zu erreichen, wird während der Expansion vorwiegend ein axialer Vorschub in Zugrichtung überlagert. Beim druckgestützten Rohrzugversuch (PTT-Test – *Pressurized-Tube-Tensile*-Test – Bild 6.1b), wird die

³Die Entwicklung, Durchführung sowie Auswertung von HTB-Tests entstammen der Zusammenarbeit mit G. Bosse und sind Bestandteil seiner Masterarbeit; die Entwicklung, Durchführung sowie Auswertung von PTT-Tests entstammen der Zusammenarbeit mit J. Schütze und sind Bestandteil seiner Bachelorarbeit (vgl. S. V)

Probe mit einem konstanten Innendruck belastet, welcher während einer Zugbelastung eine tangentielle Einschnürung vermeidet. Auf diese Weise werden ebene Formänderungszustände mit einem Dehnungsverhältnis von $\beta \approx 0$ angestrebt. Mit dem Rohrzugversuch (Bild 6.1c) werden Dehnungsverhältnisse $\beta < 0$ angestrebt.

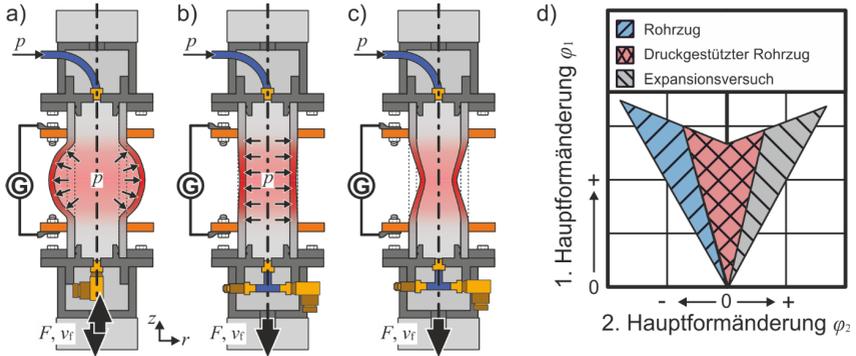


Bild 6.1: Versuchsmethoden zur Bestimmung von Grenzformänderungskurven – a) *Hot-Tube-Bulge-Test*, b) druckgestützter Rohrzugversuch, c) Rohrzugversuch und d) angestrebte Dehnpfade der einzelnen Experimente

Durch die meridiane Zugbelastung wird eine tangentielle Einschnürung erwartet, wodurch sich eine negative 2. Hauptformänderung ausbildet. Mit den Experimenten wird die Charakterisierung von Versagenskriterien unter verschiedenen Dehnpfaden β angestrebt (Bild 6.1d). Beim HTB-Test befindet sich die 1. Hauptformänderung in tangentialer Richtung. Bei den Rohrzugversuchen, bildet sich hingegen die 1. Hauptformänderung aufgrund der vorwiegenden Zugbelastung in meridiane Richtung aus. An dieser Stelle wird angenommen, dass sich das Grenzformänderungsverhalten der Halbzuge bei Temperaturen von $T = 1000 \text{ °C}$ isotrop verhält.

6.1.1 Expansionsversuch (HTB-Test) – Versuchsstand und Prozessparameter

Der Aufbau des HTB-Test ist hinsichtlich der Abdichtung und Erwärmung vergleichbar mit dem IHTP-Prozess (Abschnitt 4.1). Als Proben werden beidseitig abgedichtete Rohrabschnitte mit einer Länge von 240 mm verwendet. Um eine meridiane Zugbelastung zu ermöglichen und einer Leckage vorzubeugen, wird eine formschlüssige Dichtung genutzt. Einseitig wird eine Kupplung als Zuleitung für das Druckmedium angebracht, wobei als Quelle eine 200 bar Hochdruckflasche mit komprimierter Luft darstellt. An der anderen Seite der Probe wird ein Drucktransmitter befestigt, um den Innendruck p während der Versuchsdurchführung zu messen. Für die konduktive Erwärmung werden Klemmen mit einem Abstand von 100 mm angebracht. Dieses Maß kann als die freie Ausformlänge w_0 definiert werden, wobei aufgrund des axialen Tempera-

turgradienten (Abschnitt 4.3.2) eine undefinierte Ausformung in den thermischen Übergangsbereichen zu erwarten ist. Die Bereitstellung der Leistung für die Erwärmung erfolgt durch einen DC-Generator LAB/HP 4020. Mithilfe von Pyrometern wird die Temperatur T überwacht und über den PID-Regler Regulus RD geregelt. Die Messung der Temperaturverteilung $T(z, r)$ während der Expansion erfolgt über die Thermografiekamera thermoIMAGER TIM M1. Der gesamte Aufbau wird in eine Universalprüfmaschine Zwick Z250 eingebaut (**Bild 6.2a**), welche einen axialen Vorschub f in Zug- und Druckrichtung ermöglicht. Die erforderliche Messung der Dehnungen zur Aufstellung von FLCs erfolgt über ein Aramis M5 DIC-System (Fa. GOM GmbH). Um die DIC-Aufnahmen durch das Glühen der Probe nicht zu überbelichten, werden Rotlichtfilter genutzt. Das erforderliche Muster auf der Probe für die DIC-Messungen wird mittels Hochtemperaturlack (Fa. ULFALUX Lackfabrikation GmbH) aufgebracht. Vor der Prüfung werden die Proben mattschwarz grundiert, mit einem mattweißen Muster versehen und für 15 min bei 130 °C im Ofen behandelt, um den Lack einzubrennen.

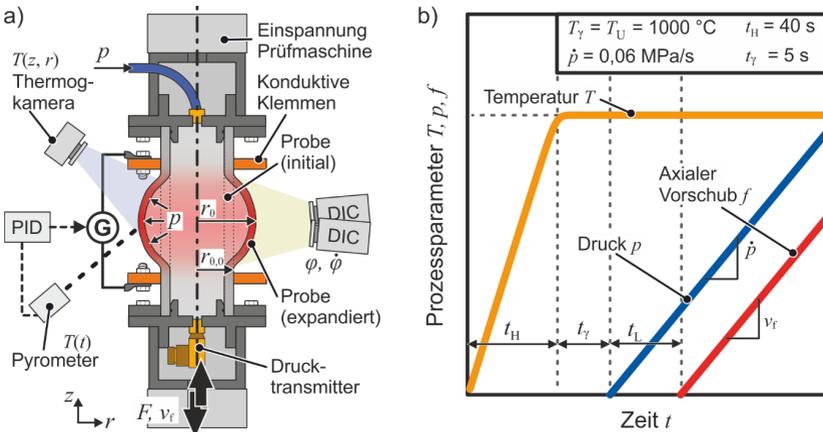


Bild 6.2: a) Schematischer Aufbau des *Hot-Tube-Bulge*-Tests und b) Entwicklung der Prozessparameter Temperatur T , Druck p sowie Vorschub f über die Zeit t

Für die Versuchsdurchführung wird die Probe zunächst innerhalb von $t_H = 40$ s auf die Umformtemperatur $T_U = 1000$ °C erwärmt. Nach einer Verweilzeit von $t_f = 5$ s wird der Innendruck p mit einer Druckrampe von $\dot{p} = 0,06$ MPa/s aufgebaut. Für höhere Druckrampen sind größere Volumenströme \dot{V} erforderlich, deren kühlende Wirkung nicht von der Erwärmungseinrichtung ausgeglichen werden kann (Abschnitt 2.3.1). Sobald der Innendruck p nach der werkstoffspezifischen Zeit t_L zur Expansion der Probe führt, wird optional ein lage geregelter Vorschub f mit einer Geschwindigkeit von v_f überlagert, um einen Einfluss auf den Dehnpfad β auszuüben (Bild 6.2b). Der quantitative Effekt ist

dabei von der Verfestigung des Materials abhängig, weshalb die Vorschubgeschwindigkeiten v_f werkstoffspezifisch angepasst werden müssen. Die absoluten Werte werden empirisch ermittelt und im Abschnitt 6.1.3 vorgestellt. Die Belastung wird in jedem Versuch bis zum Versagen der Probe fortgeführt. Zeitgleich werden die Formänderungen vom DIC-System aufgenommen.

Die Entwicklung der Temperatur T , des Drucks p sowie der spezifischen Radienzunahme ist im **Bild 6.3a** dargestellt. In diesem Beispiel wird ein Rohr aus ferritischem Edelstahl ohne axiale Vorschubgeschwindigkeit v_f untersucht. Der Druck p ist anfangs wie angestrebt mit einer Rampe von $\dot{p} = 0,06 \text{ MPa/s}$ linear steigend. Ab ca. $p = 0,7 \text{ MPa}$ (Abschnitt 5.1.4) setzt die Expansion des Rohres ein. Der spezifische Radius $r_{\text{spez}} = r_\theta/r_{\theta,0}$ steigt progressiv an. Ein vergleichbares Verhalten wird auch im Stand der Technik dargestellt (Hu et al., 2013) und lässt sich auf die abnehmende Wandstärke sowie die geringe Verfestigung des Materials bei den hohen Temperaturen zurückführen. Bei der Expansion werden über den Umfang abweichende Radienzunahmen festgestellt. Im Bild 6.3a sind der maximale und minimale Verlauf von r_{spez} dargestellt. Dadurch ergibt sich eine Diskrepanz zwischen dem maximalen $r_{\theta,V,\text{max}}$ und dem minimalen $r_{\theta,V,\text{min}}$ Radius nach dem Versagen. Die Analyse dieses Phänomens erfolgt in Abschnitt 6.1.3 und wird bei der Auswertung von Grenzformänderungen berücksichtigt. Kurz vor dem Versagen der Probe stagniert der Innendruck p . Ursache dafür ist der steile Anstieg des spezifischen Probenradius r_{spez} . Die damit einhergehende rapide Zunahme des Probevolumens kann durch die Medienzufuhr nicht ausgeglichen werden. Die Temperatur weist gleichzeitig überwiegend einen konstanten Wert von $T = 1000 \text{ °C}$ auf. Vor dem Versagen der Probe wird ein Temperaturabfall von maximal $\Delta T_{\text{max}} = 10 \text{ °C}$ (1,0 %) bei Proben aus ferritischen- und $\Delta T_{\text{max}} = 28 \text{ °C}$ (2,8 %) bei Proben aus martensitischen Edelstahl ermittelt. Diese Abweichungen werden als tolerierbar betrachtet.

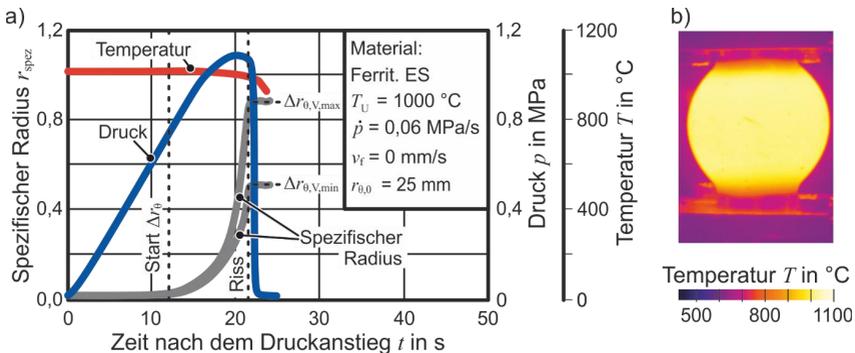


Bild 6.3: a) Entwicklung der Temperatur T am Pol, des Drucks p sowie des spezifischen Radius $r_{\text{spez}} = r_\theta/r_{\theta,0}$ im Hot-Tube-Bulge-Test und b) Temperaturverteilung $T(r, z)$ einer Probe aus ferritischem Edelstahl kurz vor dem Versagen

Die Temperaturverteilung $T(r, z)$ kurz vor dem Versagen wird am Beispiel einer Probe aus ferritischem Edelstahl im Bild 6.3b gezeigt. Im Bereich des Pols (± 30 mm) werden Abweichungen von maximal $\Delta T_{\max} = 15$ °C (1,5 %) festgestellt. Diese Differenz lässt sich über die gesamte Versuchsdauer beobachten. Ein Einfluss der Schweißnaht auf die Temperatur kann nicht festgestellt werden. Die im Abschnitt 4.3.2 ermittelte axiale Temperaturverteilung ist ebenfalls im expandierten Zustand der Probe zu erkennen. Eine qualitative Änderung des Temperaturverlaufs (Bild 4.3) wird nicht festgestellt.

Beim HTB-Test bildet sich die erste Hauptformänderung φ_1 in tangentielle Richtung aus, wodurch $\varphi_1 = \varphi_\theta$ gilt. Der tangentielle Umformgrad φ_θ weist einen degressiven Verlauf mit zunehmendem spezifischen Radius r_{spez} auf. Die 2. Hauptformänderung entsteht in meridianer Richtung, es gilt $\varphi_2 = \varphi_\phi$. Der meridiane Umformgrad ist vorerst $\varphi_\phi \approx 0$ und entwickelt erst im fortgeschrittenem Stadium des Experimentes einen positiven progressiven Verlauf. Die dritte Hauptformänderung ist demnach radial $\varphi_3 = \varphi_r$ und gemäß der Volumenkonstanz $\varphi_r < 0$, sobald die Probe expandiert. Im **Bild 6.4a** sind die drei Hauptformänderungen mit steigendem spezifischen Radius r_{spez} abgebildet.

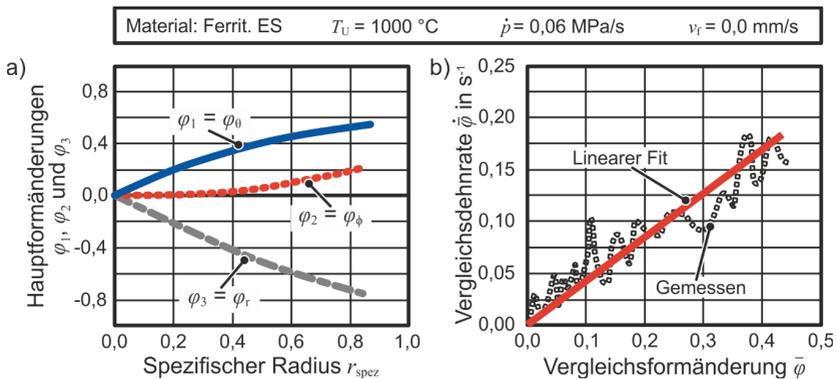


Bild 6.4: a) Entwicklung der Formänderungen mit zunehmendem spezifischen Radius und b) ermittelte Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ über die Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$

Für die weitere Auswertung werden der Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ sowie die Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ nach v. Mises gebildet:

$$\bar{\varphi} = \sqrt{\frac{2}{3} \cdot (\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2)} \quad (6.1)$$

$$\dot{\bar{\varphi}} = \sqrt{\frac{2}{3} \cdot (\dot{\varphi}_1^2 + \dot{\varphi}_2^2 + \dot{\varphi}_3^2)} \quad (6.2)$$

Beim HTB-Test wird mit steigender Vergleichsformänderung $\bar{\phi}$ nährungsweise ein linearer Anstieg der Vergleichsdehnrates $\dot{\bar{\phi}}$ ermittelt (Bild 6.4b). Dies lässt sich mit den Mechanismen der Innenhochdruck-Warmumformung erklären (Abschnitt 2.3.3 und Bild 2.15). Numerische Analysen der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHTP-Prozess) in Abschnitt 7.2.2 zeigen, dass die vorliegenden Vergleichsdehnrates $\dot{\bar{\phi}}$ in werkzeuggebundenen Prozessen keinem konstanten oder linearen Verlauf folgen. Bis zum Kontakt mit der Matrice ist analog zu HTB-Tests ebenfalls ein linearer Anstieg von $\dot{\bar{\phi}}$ vorhanden, bevor diese anschließend abfallen. Folglich können bei gleicher Druckrampe \dot{p} keine höheren Vergleichsdehnrates $\dot{\bar{\phi}}$ beim IHTP-Prozess im Vergleich zum HTB-Test vorliegen. Aus dem Stand der Technik ist bekannt, dass mit geringeren Vergleichsdehnrates $\dot{\bar{\phi}}$ höhere maximale Vergleichsformänderung $\bar{\phi}$ bei der IH-Warmumformung möglich sind (Liu et al., 2014b). Wird eine Übertragbarkeit auf die vorliegenden Prozessbedingungen und Werkstoffe angenommen, können die aufgenommenen FLCs als untere Schranke der Grenzformänderung betrachtet werden. Die Gültigkeit dieser Annahme, wird in Abschnitt 7.4 validiert.

6.1.2 Rohrzugversuch (PTT-Test) – Versuchsstand und Prozessparameter

Der PTT-Test ist in der Ausgangskonfiguration nahezu identisch zum HTB-Test (Abschnitt 6.1.1). Einziger Unterschied ist, dass am Auslass, parallel zum Drucktransmitter, ein mechanisch einstellbares Sicherheitsventil angebracht wird (Bild 6.5a). Dieses wird genutzt, um den Druck im Rohr möglichst konstant zu halten.

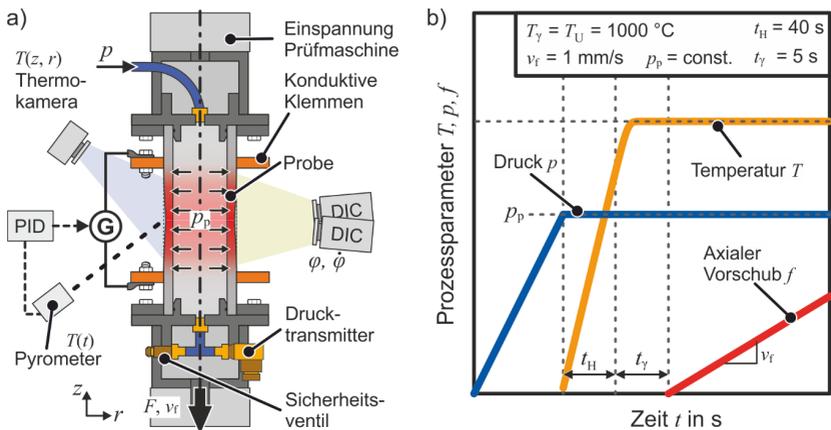


Bild 6.5: a) Schematischer Aufbau des (druckgestützten) Rohrzugversuchs bei erhöhten Temperaturen sowie b) Entwicklung der Prozessparameter Temperatur T , Druck p sowie Vorschub f über die Zeit t

Anders als beim HTB-Test, wird vor der Erwärmung ein konstanter Druck p_p im Rohr aufgebaut. Im Anschluss werden die Proben innerhalb von $t_H = 40$ s auf die Umformtemperatur $T_U = 1000$ °C erwärmt. Nach einer Verweilzeit von $t_V = 5$ s wird das Rohr axial mit einer Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 1$ mm/s gezogen bis die Probe versagt (Bild 6.5b). Sofern es während der Versuchsdurchführung (z. B. durch die Erwärmung) zu einem exzessiven Anstieg von p_p kommt, öffnet das Sicherheitsventil und lässt einen Teil des Mediums ab. Die Formänderungen werden dabei vom DIC-System aufgenommen. Bei Rohrzugversuchen ohne Innendruck, entfällt der Schritt des Druckaufbaus.

Während des PTT-Tests an Röhren aus martensitischem Edelstahl kommt es zu einer Lokalisierung der Formänderungen im Bereich des Wärmeübergangs (Bild 6.6a). Demnach ist in diesem Bereich eine geringere Festigkeit vorhanden als im Zentrum, wo eine homogene Temperatur von 1000 °C vorliegt. Im Warmzugversuch konnte bereits eine geringere Fließspannung k_f bei einer Umformtemperatur von $T_U = 800$ °C gegenüber 900 °C festgestellt werden (Bild 5.3). Dies erlaubt die Annahme, dass abseits der untersuchten Temperaturen, z. B. knapp unter oder über 800 °C, die Festigkeit des Werkstoffs bei 1000 °C unterschritten wird. Dadurch wird beim PTT-Test das Fließkriterium zuerst im Bereich des Wärmeübergangs erfüllt, woraus sich schließlich die Lokalisierung ausbildet. Um die Probe im zentralen Bereich bei $T = 1000$ °C zu prüfen, muss im Übergangsbereich eine geometrische oder werkstofftechnische Festigkeitssteigerung erfolgen. Denkbar wäre zum einen eine spanende Bearbeitung der zentralen Umformzone, um die Querschnittsfläche zu reduzieren und so die Spannungen lokal zu erhöhen. Bei einer Anfangswandstärke von $s_0 = 1$ mm ist eine toleranzarme Bearbeitung schwer umsetzbar. Auch ist der resultierende Einfluss auf das Temperaturprofil unbekannt. Daher wird auf eine werkstofftechnische Alternative zurückgegriffen.

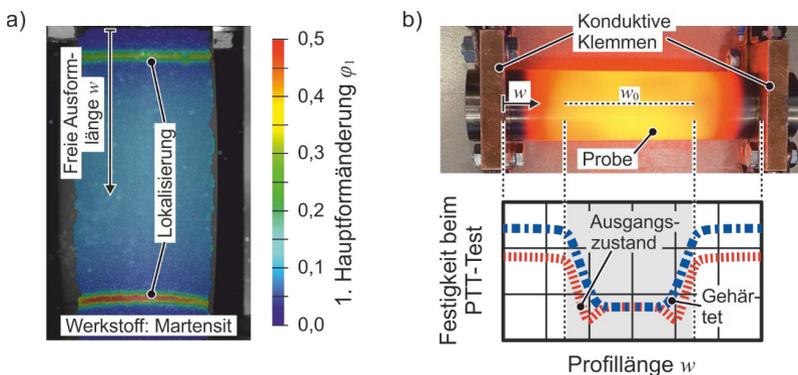


Bild 6.6: a) Lokalisierung der Formänderung während des Rohrzugversuchs an einem martensitischen Edelstahl und b) Härten der Proben zur Festigkeitssteigerung im Prüfbereich w_0 mit qualitativem Festigkeitsverlauf

Die Rohrproben werden vor dem PTT-Test thermisch behandelt, um eine werkstofftechnische Festigkeitssteigerung durch Härtung in den thermischen Übergangsbereichen zu erzielen. Eine Härtung unter Verwendung der Ofenerwärmung ist für diesen Zweck keine Option, da die Anbringung der formschlüssigen Dichtungen an den Rohrenden bei einem gehärteten Gefüge nicht möglich ist. Alternativ werden die konduktiven Klemmen in einem Abstand von ca. $w = 160$ mm an einem Rohr angebracht und dieses wird auf $T = 1000$ °C erwärmt. Nach den Erkenntnissen aus Abschnitt 4.3.2 ergibt sich so über einen zentralen Bereich von $w = 120$ mm ein homogener Temperaturbereich mit $T = 1000$ °C. Aus den Abschreckversuchen (Abschnitt 5.2) ist bekannt, dass der martensitische Edelstahl bei einer anschließenden Luftabkühlung mit Abschreckgradienten von $\dot{T} > 3$ K/s durch eine Martensitbildung gehärtet wird. So wird über den kompletten Prüfbereich w_0 ein martensitisches Gefüge erzeugt. Bei der anschließenden Erwärmung für den PTT-Test erfolgt im Übergangsbereich keine (vollständige) erneute Austenitierung. Dadurch bleibt das Gefüge gehärtet, kein lokales Festigkeitsminimum entsteht (Bild 6.6b) und die Lokalisierung im thermischen Übergangsbereich wird verhindert. Um den Einfluss der vorangehenden thermischen Behandlung auf die Werkstoffeigenschaften abzuschätzen, werden Warmzugversuche bei einer Umformtemperatur von $T_U = 1000$ °C mit Proben im Anlieferungs- und gehärteten Zustand verglichen. Die Ergebnisse zeigen, dass die Fließspannungen keine relevanten Abweichungen zueinander aufweisen. Daher wird ebenfalls angenommen, dass kein Einfluss auf das Grenzformänderungsverhalten durch die vorherige Härtung der Rohre vorliegt.

Bild 6.7a zeigt die Entwicklung der Temperatur T , des Drucks p sowie die Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ während eines PTT-Tests an einem Rohr aus martensitischem Edelstahl. Die Temperatur und Vergleichsformänderung werden dabei zentral, im Bereich der bevorstehenden Versagensstelle, ausgewertet. Der Innendruck p_p sowie dessen Einfluss auf den Dehnpfad β , werden für beide Werkstoffe empirisch ermittelt. Im aufgeführten Beispiel wird ein konstanter Innendruck von $p_p = 1,0$ MPa angestrebt. Während der Erwärmung kommt es zu einem Anstieg des Innendrucks p_p , welcher aufgrund des Sicherheitsventils mit ca. 5 % moderat ausfällt. Da während des Versuchs kaum Medium nachfließt, kann die Temperatur während der kompletten Versuchsdauer konstant auf $T = 1000$ °C gehalten werden. Bei einer axialen Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 1,0$ mm/s nimmt die Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ progressiv zu. Dies führt zu einer nahezu linear steigenden Vergleichsdehnrates $\dot{\bar{\varphi}}$, welche vergleichbar zum HTB-Test (Bild 6.4b) ist. Grund dafür ist eine zunehmende zentrale Lokalisierung der Formänderung. Die maximal ermittelten Temperaturabweichungen während des PTT-Tests über den Umfang sind mit $\Delta T_{\max} = 10$ °C (1,0 %) vernachlässigbar. Im Bereich der bevorstehenden Versagensstelle sind über die gesamte Versuchsdauer ebenfalls keine relevanten Abweichungen festzustellen (Bild 6.7b). Die axiale Temperaturverteilung ist vergleichbar zu den Voruntersuchungen (Abschnitt 4.3.2).

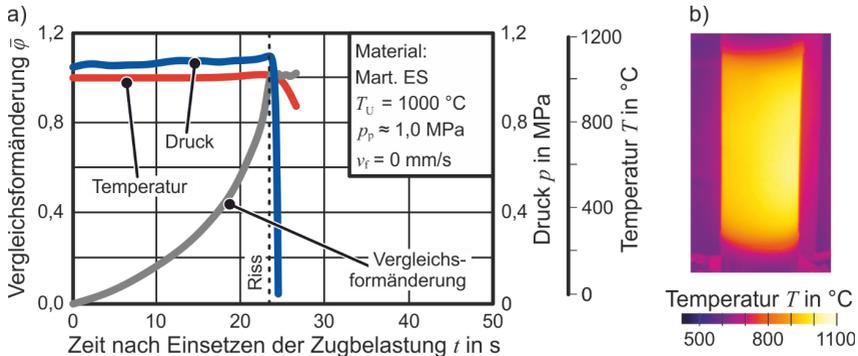


Bild 6.7: a) Entwicklung der Temperatur T , des Drucks p sowie der Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ beim (druckgestützten) Rohrzugversuch sowie b) Temperaturverteilung $T(r, z)$ einer Probe aus martensitischem Edelstahl kurz vor dem Versagen

6.1.3 Auswertmethodik der Grenzformänderung

Die gängigste Methode zur Auswertung einer FLC ist das Schnittlinienverfahren nach Norm (DIN EN ISO 12004-2, 2021). Eine Übertragbarkeit auf die hier verwendeten Experimente und Formänderungszustände muss jedoch geprüft werden. Gleichzeitig wird die Definition von eigenen Kriterien zur Auswertung von FLCs verfolgt. Dazu werden die Formänderungszustände während der Versuchsdurchführung auf Instabilitäten untersucht und spezifische Auswertkriterien werden abgeleitet. Ebenfalls wird bei den einzelnen Punkten der FLC ein möglichst linearer Dehnpfad $\beta = \varphi_2/\varphi_1 = \text{konst.}$ angestrebt. Die Messungen aus dem HTB- und PTT-Tests werden in diesem Abschnitt separat betrachtet und im Anschluss zu einer FLC zusammengetragen.

Expansionsversuch (HTB-Test)

Bei Proben aus ferritischem Edelstahl tritt die Versagensstelle stochastisch bzw. unabhängig von der Lage der Schweißnaht auf. Diese Beobachtung ist unabhängig von der Verwendung eines axialen Vorschubs v_f . Bei Proben aus martensitischem Edelstahl hingegen, tritt das Versagen stets im Bereich der Schweißnaht auf. Es ist anzunehmen, dass die Fügestelle bei den beiden verwendeten Werkstoffen einen abweichenden Einfluss auf den Formänderungszustand ausübt. Zur Überprüfung werden die Verteilungen der 1. und 2. Hauptformänderung durch DIC-Messungen an der Schweißnaht kurz vor dem Versagen geprüft. Die Auswertung dafür erfolgt über die spezifischen Umfangspfadlängen u/u_{tot} , wobei u als Laufvariable dient und u_{tot} für das Maß des jeweiligen maximal auswertbaren Bereichs steht (**Bild 6.8a** und b). Bei Proben aus ferritischem Edelstahl wird im Bereich der Schweißnaht ein lokales Minimum der 1. Hauptformänderung ermittelt, während die 2. Hauptformänderung keine oder eine vernachlässigbare Inhomogenität aufweist. In naheliegenden Bereichen werden keine Auffälligkeiten des Grundwerkstoffs gemessen. Beim martensitischem Edelstahl wird ebenfalls im Bereich der

Schweißnaht ein lokales Minimum der 1. Hauptformänderung und kein Einfluss auf die 2. Hauptformänderung festgestellt. Anders als bei Proben aus ferritischem Edelstahl, weist der benachbarte Grundwerkstoff lokale Maxima mit bis zu 40 % höheren Werten der 1. Hauptformänderung auf (Bild 6.8c). Offensichtlich sind diese Bereiche durch den Fügeprozess beeinflusst und bilden somit bei der Expansion während des HTB-Tests eine Schwachstelle.

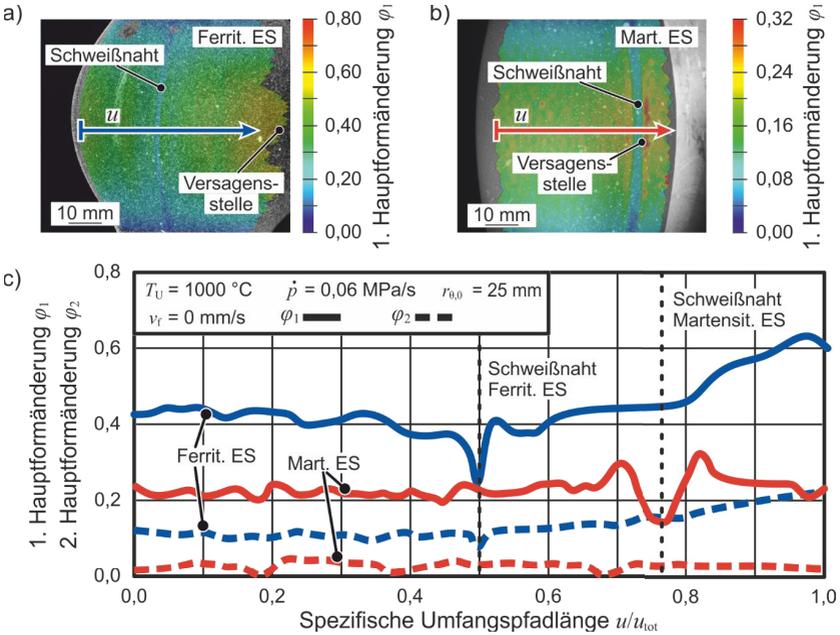


Bild 6.8: Einfluss der Schweißnaht auf den Formänderungszustand – DIC-Aufnahme kurz vor dem Versagen einer Probe aus a) ferritischem sowie b) martensitischem Edelstahl und c) Verteilung der Hauptformänderungen über den Pfad u

Für den martensitischen Edelstahl wird eine abweichende Grenzformänderung zwischen dem Grundwerkstoff und der Schweißnaht angenommen. Diese sind zum Beispiel beim Vergleich zwischen der freien Expansion (ohne Matrize) und der restringierten Ausformung (mit einer Matrize) zu berücksichtigen. Je nach angestrebter Geometrie, ist bei der Prozessauslegung folglich auf eine günstige Lage der Schweißnaht zu achten. Die Grenzformänderung für die freie Expansion wird durch die 1. und 2. Hauptformänderung abseits der Lokalisierung definiert. Dieser Wert darf nicht überschritten werden, da ansonsten ein Versagen der Schweißnaht droht. Je nach geforderter Sicherheitsreserve können die FLC-Werte skaliert werden, wovon vorerst abgesehen wird.

Im Bereich der bevorstehenden Versagensstelle wird beim ferritischen Edelstahl eine Lokalisierung der 1. und 2. Hauptformänderung ausgemacht, welche die vorab gemessenen beiden variierenden spezifischen Radienzunahmen r_{spez} erklärt (Bild 6.3a). Das Auftreten der Lokalisierung kann mehrere potentielle Ursachen aufweisen. Dazu gehören geringe Abweichungen der Temperaturverteilung, Schwankungen der Wandstärke oder eine ungleichmäßige Belastung aufgrund von Toleranzen bei der Probeneinspannung. Temperaturschwankungen von $\Delta T_{\text{max}} > 15 \text{ °C}$ können durch die Messungen mittels Thermografiekamera ausgeschlossen werden (Bild 6.3b). Der Einfluss der Wandstärke wird an 10 zufälligen Proben aus dem HTB-Test geprüft. Dafür wird die Wandstärke an acht Messpunkten über den Umfang ermittelt. Dabei werden Schwankungen von $\Delta t \approx \pm 0,05 \text{ mm}$ (5 %) festgestellt, wobei keine eindeutige Korrelation zwischen der Versagensstelle und der geringsten Wandstärke festgestellt wird. Der Einfluss geringer Abweichungen der Temperatur ΔT und Wandstärken Δt sowie die Anforderungen an die Probeneinspannung sollten Bestandteile zukünftiger Arbeiten sein.

Um die Ausprägung der Lokalisierung während des HTB-Tests abzuschätzen, werden die Formänderungen einer Probe kurz nach Versagen mittels DIC-Messdaten untersucht. Dazu werden zunächst die Formänderungen über den axialen Pfad (z) ausgewertet. Es zeigt sich eine nahezu kugelförmige Verteilung der 1. und 2. Hauptformänderung (Bild 6.9a). Bei der maximalen 1. Hauptformänderung wird der Umfangspfad (u) rechtwinklig platziert (Bild 6.9b). Über den Großteil des Auswertungsbereichs wird eine nahezu konstante Verteilung der 1. und 2. Hauptformänderung gemessen. Im Bereich des Risses hat sich die Lokalisierung ausgeformt, welche ca. $u/u_{\text{tot}} \approx \pm 0,2$ des betrachteten Bereichs einnimmt. Demzufolge wird, unabhängig von der Lage des Risses, stets eine Messung außerhalb der Lokalisierung mit aufgenommen.

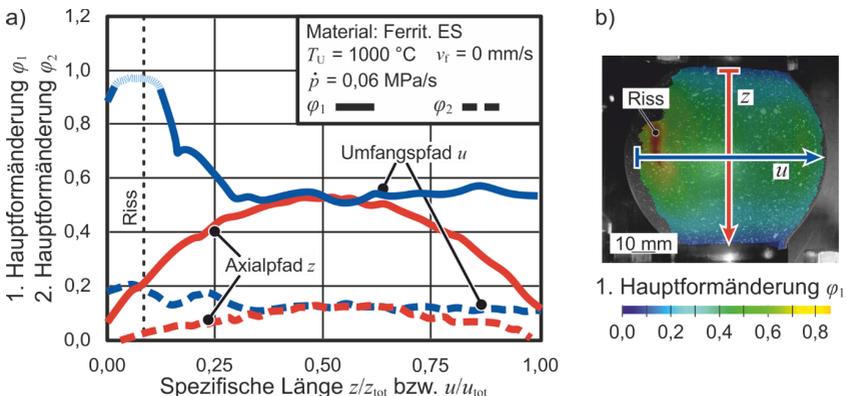


Bild 6.9: a) Verteilung der 1. und 2. Hauptformänderung kurz nach dem Versagen der Probe über den Axial- (z) und Umfangspfad (u) sowie b) zugehörige DIC-Aufnahme (Werte über dem Riss sind interpoliert - im Diagramm optisch markiert)

Die Ausprägung der Lokalisierung während des fortschreitenden Experiments soll bei der Definition von FLC-Kriterien berücksichtigt werden. Dazu werden am Pol die zeitlichen Formänderungen in drei Messpunkten (MP) untersucht (**Bild 6.10b**). MP1 liegt im Bereich der Lokalisierung, während MP2 und MP3 außerhalb liegen. Alle MP weisen einen Anstieg der 1. Hauptformänderung über die spezifische Radienzunahme $r_{\text{spez}} = r_{\theta}/r_{\theta,0}$ auf. Bis zu einem spezifischen Radius von ca. $r_{\text{spez}} = 0,4$ zeigen die Zunahmen der 1. Hauptformänderungen einen vergleichbaren Verlauf für alle Messpunkte. Mit fortschreitendem Experiment ist eine zunehmende Differenz erkennbar. Während MP2 und MP3 bis zum Versagen nahezu identische Verläufe zeigen, weist MP1 zunehmende höhere 1. Hauptformänderungen auf (**Bild 6.10a**). Es wird angenommen, dass eine solche Lokalisierung bei der Innenhochdruck-Warmumformung (IH-) von Komponenten zu einer lokal geringere Wandstärke führt und so potentielle Schwachstellen entstehen. Folglich werden diese wie Instabilitäten betrachtet und als Kriterium für die FLC-Auswertung von freien Expansionsprozessen herangezogen.

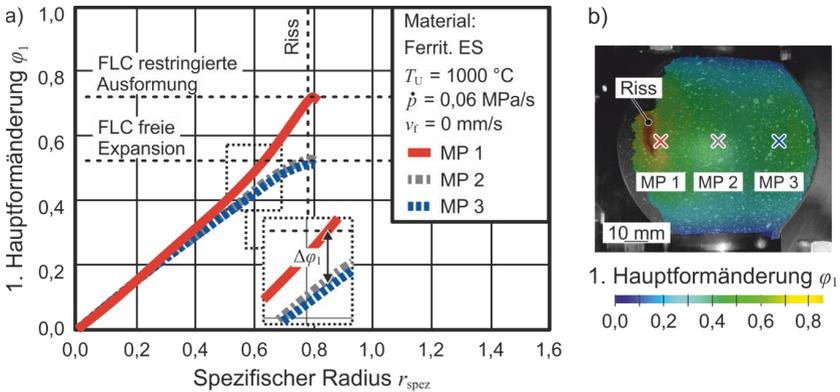


Bild 6.10: a) Anstieg der 1. Hauptformänderung über den spezifischen Radius r_{spez} (gemessen in MP1) in drei Messpunkten (MP) sowie b) zugehörige DIC-Aufnahme

Es bleibt zu definieren, welche Differenz der 1. Hauptformänderung $\Delta\varphi_1$ als Instabilität bewertet wird. Um ein übertragbares Kriterium zu schaffen, wird die 1. Hauptformänderung beim Versagen außerhalb der Lokalisierung (MP2 und MP3) als Grenzwert definiert. Die Instabilität weist zu diesem Zeitpunkt eine Abweichung von $\Delta\varphi_1 < 0,1$ (**Bild 6.10a**) auf. Übertragen auf einen IH-Prozess wird auf diese Weise eine exzessive Lokalisierung unterbunden, bevor der Kontakt mit der Matrize entsteht. In der anschließenden restringierten Ausformung wird die maximal ermittelte 1. Hauptformänderung vor dem Versagen als FLC-Wert definiert. Von Interpolationsverfahren, wie sie von Auswertmethoden bei Nakajima-Versuchen bekannt sind (DIN EN ISO 12004-2, 2021), und Sicherheitsreserven wird vorerst abgesehen.

Die Einstellung des Dehnungsverhältnisse $\beta = \varphi_2/\varphi_1$ wird beim HTB-Test durch Variation des axialen Vorschub v_f realisiert. Beim ferritischen Edelstahl werden empirisch die axialen Vorschubgeschwindigkeiten von $v_f = -0,5; 0,0; 0,5; 1,0$ und $2,5$ mm/s als zielführend identifiziert, wobei negative Werte für eine axiale Stauchung stehen. Bei größeren Vorschubgeschwindigkeiten dominiert die axiale Formänderung. Mit höheren Vorschubgeschwindigkeiten in Druckrichtung kommt es zum Falten der Rohre, wodurch ein diffuser Dehnpfad entsteht. Mit $v_f = -0,5$ und 0 mm/s wird mit steigender 1. Hauptformänderung ein positiver Trend der 2. Hauptformänderung gemessen (**Bild 6.11**). Dies führt zu nichtlinearen Dehnpfaden, wie sie für die Bestimmung von Grenzformänderungen vorausgesetzt werden. Aus diesem Grund werden diese beiden FLC-Paare nicht weiter berücksichtigt. Die Ursache für dieses Phänomen wird in Abschnitt 2.4.2 beschrieben. Die maximal erreichten 1. Hauptformänderungen während der freien Expansion liegen im Bereich von $\varphi_1 = 0,49$ bis $0,59$. Mit dem HTB-Test können auf diese Weise nahezu lineare Dehnungsverhältnisse von $\beta \approx 0,4$ bis $0,8$ erreicht werden.

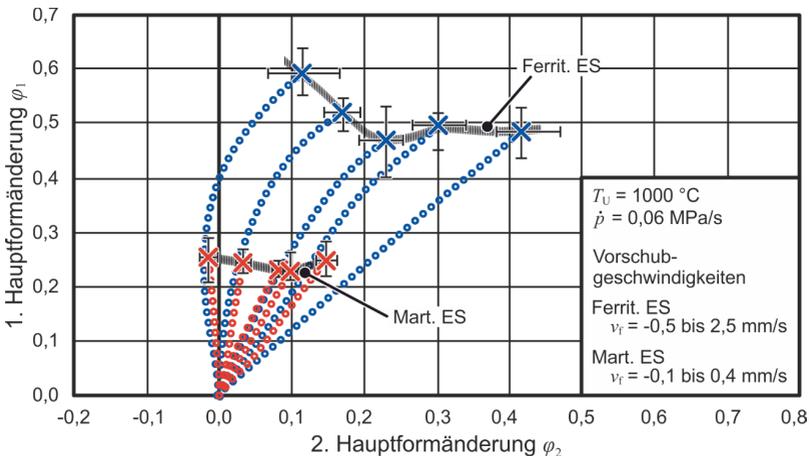


Bild 6.11: Grenzformänderungen aus Untersuchungen mit den *Hot-Tub-Bulge*-Test für die freie Expansion von Rohren aus a) ferritischem und b) martensitischem Edelstahl

Bei Rohren aus martensitischem Edelstahl haben sich axiale Vorschubgeschwindigkeiten von $v_f = -0,1; 0,0; 0,1; 0,2$ und $0,4$ mm/s als zielführend erwiesen. Damit konnten nahezu lineare Dehnungsverhältnisse von $\beta \approx -0,1$ bis $0,6$ erzielt werden. Ein positiver Trend der 2. Hauptformänderung kann nicht festgestellt werden. Ursache dafür sind die geringeren erreichbaren Expansionsradien, wodurch der Innendruck weniger Zugbelastungen auf den Pol ausübt. Mit maximalen 1. Hauptformänderungen während der freien Expansion von $\varphi_1 = 0,22$ bis $0,25$ liegen die Grenzformänderungen im Vergleich zum ferritischen Edelstahl tiefer (**Bild 6.11**).

Die Ursache für die abweichenden Vorschubgeschwindigkeiten v_f zwischen den Versuchen mit ferritischem und martensitischem Edelstahl ist auf die Verfestigung des Materials zurückzuführen (Abschnitt 5.1.3). Durch die gleiche Geometrie der Halbzeuge sowie einer identischen Druckrampe \dot{p} , werden zeitlich identische Belastungsprofile auf die Rohre ausgeübt. Durch die höhere Anfangsfließspannung und Verfestigung des martensitischen Edelstahls ergeben sich längere Versuchszeiten. Aufgrund des lagegeregelten axialen Vorschub sind daher spezifische Vorschubgeschwindigkeiten erforderlich.

Rohrzugversuch mit und ohne Innendruck (PTT-Test)

Beim PTT-Test ist sowohl ohne als auch mit Innendruck kein Einfluss der Schweißnaht auf die Lokalisierung der Versagensstelle festzustellen. Die Auswertung der DIC-Messungen über einen axialen Pfad z zeigt, dass sich in beiden Fällen ein zentrales Maximum der 1. Hauptformänderung ausgebildet (Bild 6.12a).

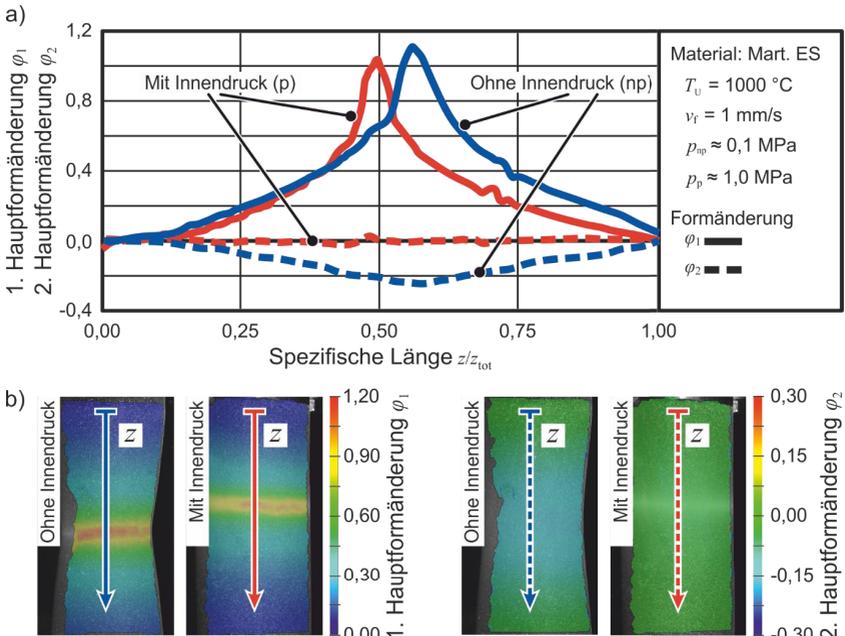


Bild 6.12: a) Verteilung der 1. Und 2. Hauptformänderung über den axialen Pfad z beim (druckgestützten) Rohrzugversuch sowie b) DIC-Aufnahmen mit und ohne Innendruck kurz vor dem Versagen einer Probe aus martensitischem Edelstahl

Die Ursache für die Lokalisierung wird in der axialen Temperaturverteilung der Proben (Abschnitt 4.3.2) gesehen. Mit fortschreitender Umformung, ist eine adäquate örtliche Regelung der Temperatur erforderlich. Sofern der Messpunkt der Ist-Temperatur außer-

halb der Lokalisierung liegt, kommt es zu einem Überhitzen der bevorstehenden Versagensstelle. Solche Experimente werden folglich bei der Auswertung von Grenzformänderungen ausgeschlossen.

Ohne Innendruck p_{np} wird, wie im Vorfeld angestrebt, eine zentrale Verjüngung des Durchmessers festgestellt. Dies äußert sich durch die Ausbildung einer negativen 2. Hauptformänderung. Mit empirisch ermittelten und werkstoffspezifischen Innendrücken p_p kann hingegen ein ebener Formänderungszustand eingestellt werden. Die 2. Hauptformänderung ist in diesem Fall nahezu konstant $\varphi_2 = 0$. Über den Umfang lassen sich keine Änderungen der axialen Formänderungsverteilung feststellen, welche als relevant eingestuft werden (Bild 6.12b). Daher wird die Lage des Aufwertungspfades nicht weiter berücksichtigt. Die Formänderungszustände während des PTT-Tests sind nicht vergleichbar mit denen des HTB-Tests, weshalb nicht die gleiche Auswertmethode verwendet werden kann. Die Ausprägung der 1. und 2. Hauptformänderung beim PTT-Test ist durch die zentrale Lokalisierung vergleichbar mit denen bei standardisierten Methoden wie z. B. dem Nakajima-Versuch. Darauf basierend wird angenommen, dass zur Auswertung der Grenzformänderungen die gleiche Methode angewendet werden kann. Dazu wird ein Vorgehen angelehnt an die DIN EN ISO 12004-2 (2021) verwendet. Für die Auswertung wird ein axialer Längsschnitt z im letzten DIC-Bild vor dem Riss über die bevorstehende Versagensstelle gelegt. Die 1. Hauptformänderung φ_1 sowie die zweite Ableitung φ_1'' werden in einem Diagramm aufgetragen (Bild 6.13). Die Maxima von φ_1'' definieren die inneren Grenzen eines Fitting-Bereichs. Die äußeren Grenzen werden durch die Breite b definiert. Diese werden nach DIN EN ISO 12004-2 (2021) berechnet und umfassen mindestens fünf Facetten aus der DIC-Messung.

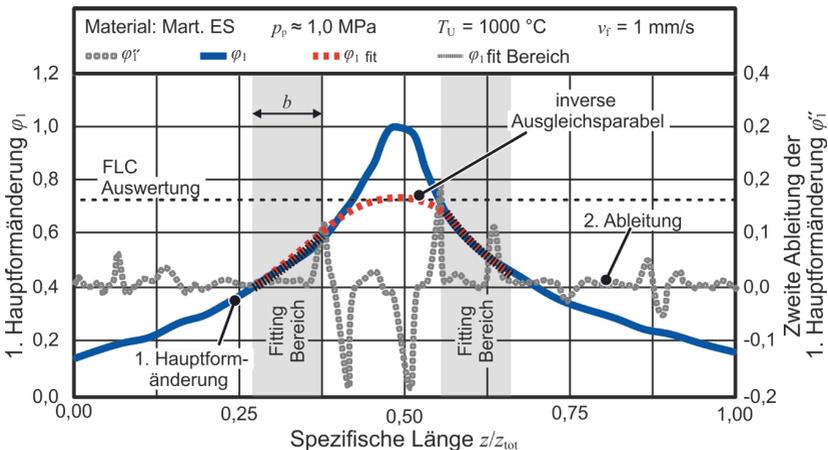


Bild 6.13: 1. Hauptformänderung über den axialen Pfad z (Bild 6.12b) sowie das Vorgehen zur Auswertung der Grenzformänderung beim (druckgestützten) Rohrzugversuch

Innerhalb des aufgespannten Fitting-Bereichs mit der Breite b werden die Messwerte der 1. und 2. Hauptformänderung genutzt um eine Gleichung 2. Ordnung zu Fitten. Die Extremwerte der so gebildeten inversen Parabeln bilden abschließend pro Experiment ein Wertepaar für die Aufstellung einer FLC. Dieses Vorgehen wird bei allen Rohrzugversuchen mit und ohne Innendruck durchgeführt. Aufgrund der Beobachtung, dass die Schweißnaht keinen Einfluss auf die Lage der Versagensstelle hat, gelten die auf diese Weise ermittelten Grenzformänderungen für den Grundwerkstoff.

Beim ferritischen Edelstahl wird ohne zusätzlichen Innendruck p_{np} ein Dehnungsverhältnis von $\beta \approx -0,4$ erreicht. Ein ebener Formänderungszustand mit $\beta \approx 0,0$ ergibt sich bei einem konstanten Innendruck von $p_p = 0,4$ MPa. Höhere Drücke führen mit fortschreitender Versuchsdauer zu einer Expansion. Beim martensitischen Edelstahl stellt sich ohne zusätzlichen Innendruck p_{np} ein Dehnungsverhältnis von $\beta \approx -0,3$ ein. Die ebene Formänderung mit $\beta \approx 0,0$ wird bei einem konstanten Innendruck von $p_p = 1,0$ MPa erreicht (**Bild 6.14**).

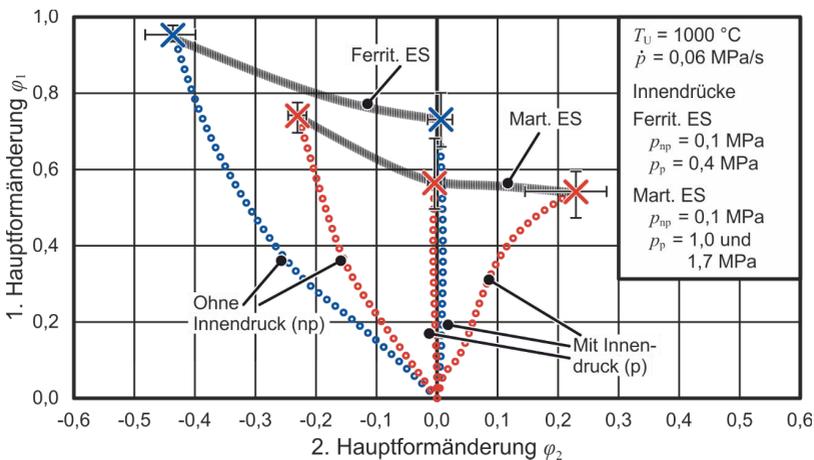


Bild 6.14: Grenzformänderung aus den Untersuchungen mittels (druckgestütztem) Rohrzugversuch für den ferritischen und martensitischen Edelstahl

Da es beim HTB-Test aufgrund des vorzeitigen Versagens der Schweißnaht keine Möglichkeit gab FLC-Werte des Grundwerkstoffs mit positiver 2. Hauptformänderung zu ermitteln, werden bei Rohren aus martensitischem Edelstahl zusätzlich PTT-Tests mit einem konstanten Innendruck von $p_p = 1,7$ MPa (knapp unter p_0 , siehe Bild 5.5b) durchgeführt. Mit zunehmender 1. Hauptformänderung wird ebenfalls eine positive 2. Hauptformänderung erzielt, wobei sich ein nicht-linearer Dehnpfad einstellt (Bild 6.14). Dies lässt sich durch die abnehmende Wandstärke s erklären, wodurch der Innendruck eine größere tangentielle Spannung erzeugt und die Expansion zunehmend begünstigt wird.

Höhere Innendrucke führen zu einem Versagen der Schweißnaht und sind daher unbrauchbar für die Bestimmung der Grenzformänderung des Grundwerkstoffs. Für die Abbildung positiver Dehnpfade beim martensitischen Edelstahl existieren zum aktuellen Zeitpunkt keine Alternativen neben dem PTT-Test. Dieser Ansatz ermöglicht zumindest die Abbildung eines Teilbereiches positiver Dehnungszustände, welche nicht durch ein vorzeitiges Versagen der Schweißnaht beeinflusst sind.

Die Verwendung des PTT-Tests erlaubt die Aufnahme linearer Grenzformänderungen mit negativer oder keiner 2. Hauptformänderung. Für den positiven Bereich sind Restriktionen hinsichtlich der Linearität der Dehnpfade gegeben. Diese können in zukünftigen Arbeiten gegebenenfalls durch eine Regelung des Innendrucks oder der axialen Vorschubgeschwindigkeit vermieden werden.

6.1.4 Grenzformänderungsschaubilder bei erhöhten Temperaturen

Die verwendeten Experimente und zugehörigen Auswertmethoden erlauben die Aufnahme von spezifischen Grenzformänderungen. Es sei nochmals erwähnt, dass für diese Kombination ein isotropes Versagensverhalten angenommen wird. Grund dafür ist die divergierende Orientierung der 1. Hauptformänderung beim Vergleich zwischen HTB- und PTT-Test. Nur durch diese Annahme ist eine Kombination der Versuchsergebnisse zu einer FLC zulässig.

Beim ferritischen Edelstahl werden für Dehnungsverhältnisse von $\beta \approx -0,4$ bis $0,8$ Grenzformänderungen des Grundwerkstoffs ermittelt. Diese erreichen eine 1. Hauptformänderung zwischen $\varphi_1 = 0,68$ und $0,95$. Bei der freien Expansion wird das Eintreten einer tangentialen Lokalisierung als Instabilität und somit als Grenzformänderung definiert. Bei linearen Dehnpfaden treten diese bei 1. Hauptformänderung zwischen $\varphi_1 = 0,49$ und $0,51$ auf (**Bild 6.15a**).

Beim martensitischen Edelstahl wird die freie Expansion durch die Schweißnaht, welche sich als Schwachstelle bei tangentialen Formänderungen erwiesen hat, limitiert. Hier sind lediglich 1. Hauptformänderungen von $\varphi_1 = 0,22$ bis $0,25$ möglich bevor die Probe versagt. Mit dem PTT-Test kann hingegen die Grenzformänderung des Grundwerkstoffs bei Dehnungsverhältnissen von $\beta \approx -0,3$ bis $0,45$ ermittelt werden ($\beta \approx -0,3$ bis $0,0$, sofern lineare Dehnpfade gefordert sind). Dabei können 1. Hauptformänderungen zwischen $\varphi_1 = 0,51$ und $0,71$ erreicht werden (**Bild 6.15b**).

Im direkten Vergleich der beiden Werkstoffe zeigt sich eine höhere Grenzformänderung des Grundwerkstoffs beim ferritischen Edelstahl. Auch sind die erreichbaren Formänderungen während der freien Expansion höher. Die ermittelten FLCs dienen als Versagenskriterien bei der numerischen Analyse des IHTP-Prozesses (Kapitel 7), wobei die spezifischen Grenzformänderungen zwischen freier und restringierter Ausformung berücksichtigt werden.

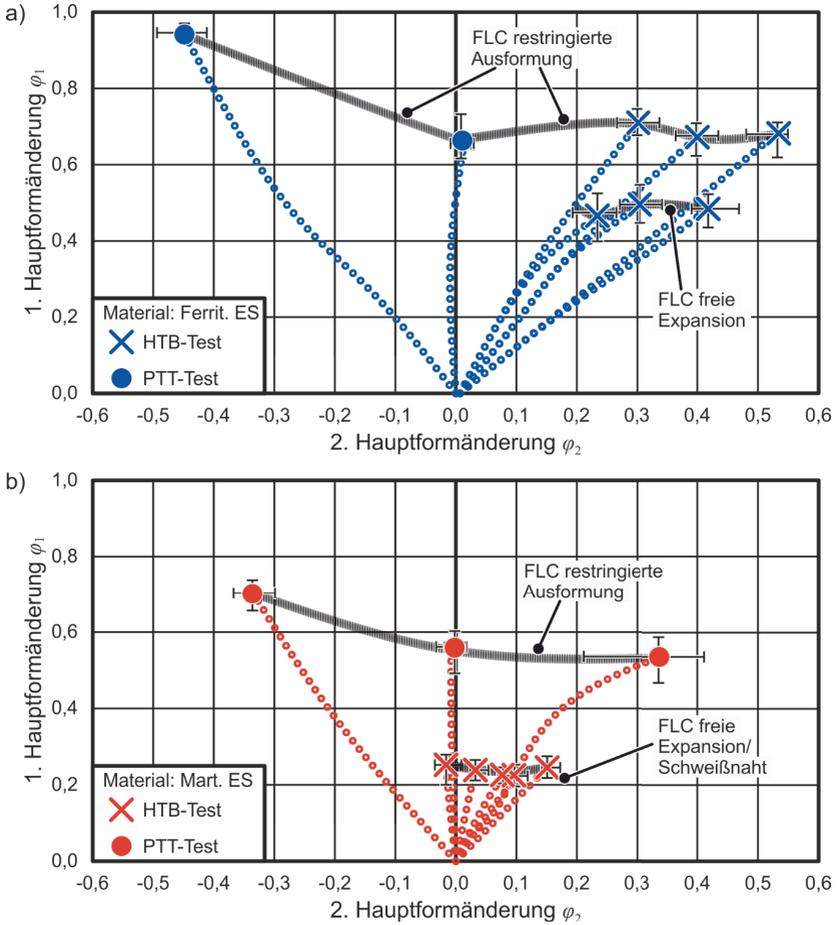


Bild 6.15: Grenzformänderungskurven, kombiniert aus dem *Hot-Tube-Bulge-Test* (Bild 6.11) und (druckgestützten) Rohrzugversuchen (Bild 6.14) für Rohre aus a) ferritischem Edelstahl und b) martensitischem Edelstahl

6.2 Fließkurvenermittlung mittels Expansionsversuch⁴

Aus dem Stand der Technik ist bekannt, dass der Expansionsversuch genutzt werden kann, um das Spannungs-Dehnungsverhalten von rohrförmigen Halbzeugen zu ermitteln (Abschnitt 2.4.1). Eine experimentelle Variante, welche dies isotherm bei einer Umformtemperatur von $T_U = 1000 \text{ °C}$ ermöglicht, ist bisher nicht bekannt. Die Untersuchungen aus dem Warmzugversuch (Abschnitt 5.1) ermöglichen, neben der Bestimmung von temperaturabhängigen Elastizitätsmoduln E , die Berechnung von Fließkurven $k_f(\varphi)$. Dabei sind die erreichbaren Umformgrade φ begrenzt, wodurch sich bei der Extrapolation große Unsicherheiten ergeben. Um Fließkurven bis zu höheren Umformgraden experimentell zu bestimmen oder zumindest eine Grundlage für die Auswahl eines geeigneten Extrapolationsansatzes zu definieren, wird das Spannungs-Dehnungsverhalten im *Hot-Tube-Bulge-Test* (HTB-Test) untersucht.

6.2.1 Analytische Beschreibung und Auswertung der Fließkurven

Für die analytische Beschreibung der Spannungscomponenten, wird eine rotationssymmetrische Expansion angenommen. Um dabei Abweichungen durch die bekannte Lokalisierung zu minimieren, werden die Fließkurven nur bis zur Grenzformänderung bei freier Expansion ausgewertet (Bild 6.10a). Weiterhin werden Biege- und Schubspannungen über die Wandstärke vernachlässigt. Für die Untersuchungen werden die axialen Vorschubgeschwindigkeiten v_f auf null gesetzt.

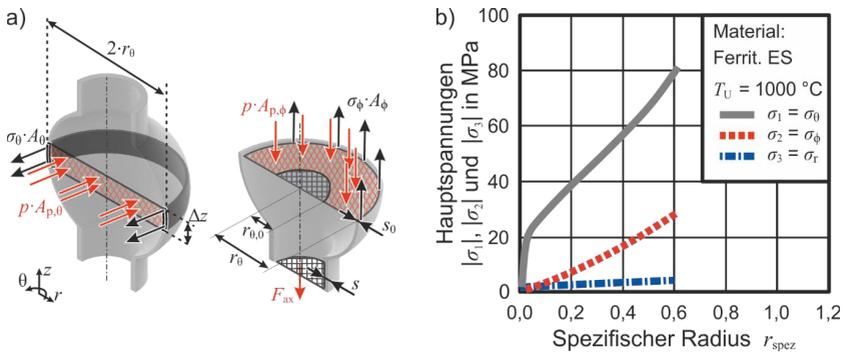


Bild 6.16: a) Axialer- und meridianer Freischnitt einer Probe während des *Hot-Tube-Bulge-Tests* sowie b) Hauptspannungen über den spezifischen Expansionsradius r_{spez} am Beispiel einer Probe aus ferritischem Edelstahl

⁴Die Programmierung der Dehnratenregelung, die Implementierung der Sensorik sowie die Versuchsauswertung entstammen der Zusammenarbeit mit W. Yu und sind Bestandteil ihrer Masterarbeit (vgl. S. V)

Zur Bestimmung der v. Mises Vergleichsspannung σ_{vM} wird ein dreidimensionaler Spannungszustand betrachtet. Weiterhin werden isotrope Werkstoffeigenschaften angenommen. Um die Spannungskomponenten im Pol in Abhängigkeit messbarer Größen zu bestimmen, wird ein Freischnitt in axiale- und meridiane Richtung vorgenommen (**Bild 6.16a**). Die radiale Spannungskomponente σ_r entspricht dem Innendruck p , sodass

$$\sigma_r = p \quad (6.3)$$

gilt. Zur Bestimmung der anderen beiden Spannungskomponenten werden Kräftegleichgewichte unter Berücksichtigung der Projektionsflächen, auf die der Innendruck p wirkt, aufgestellt. In tangentielle Richtung wird ein infinitesimales Inkrement betrachtet, sodass die Krümmung über die Höhe Δz vernachlässigt werden kann. Im Freischnitt wirkt der Innendruck p auf die Wirkfläche

$$A_{p,\theta} = 2 \cdot \Delta z \cdot (r_\theta - s), \quad (6.4)$$

wobei s die aktuelle Wandstärke im Pol und r_θ den aktuellen Expansionsradius darstellen. Als Reaktion bildet sich die tangentielle Spannung σ_θ , welche über die Fläche

$$A_\theta = 2 \cdot \Delta z \cdot s \quad (6.5)$$

wirkt, in der Probe aus. Aus dem Kräftegleichgewicht in Umfangsrichtung kann die tangentielle Spannung durch

$$\sigma_\theta = \frac{p \cdot A_{p,\theta}}{A_\theta} = \frac{p \cdot (r_\theta - s)}{s} \quad (6.6)$$

beschrieben werden. In axialer Richtung wirkt der Innendruck p auf die Wirkfläche

$$A_{p,\phi} = \pi \cdot (r_\theta - s)^2 - \pi \cdot (r_{\theta,0} - s_0)^2, \quad (6.7)$$

wobei s_0 die Ausgangswandstärke und $r_{\theta,0}$ der anfängliche Radius des Halbezugs sind. Die entgegen gerichteten meridianen Spannungen σ_ϕ wirken hingegen auf der Fläche

$$A_\phi = \pi \cdot r_\theta^2 - \pi \cdot (r_\theta - s)^2. \quad (6.8)$$

Durch die Expansion strebt die Probe, aufgrund der Volumenkonstanz sowie dem isotropen Materialverhalten, eine axiale Kontraktion an. Aufgrund der fixierten Klemmungen wird diese vermieden und es entsteht eine axiale Kraft F_{ax} . Diese wird von der Universalprüfmaschine aufgenommen und bei der Berechnung additiv berücksichtigt. Zusammenfassend kann die meridiane Spannung als

$$\sigma_\phi = \frac{p \cdot A_{p,\phi} + F_{ax}}{A_\phi} = \frac{p \cdot \left(\pi \cdot (r_\theta - s)^2 - \pi \cdot (r_{\theta,0} - s_0)^2 \right) + F_{ax}}{\pi \cdot r_\theta^2 - \pi \cdot (r_\theta - s)^2} \quad (6.9)$$

ausgedrückt werden. Alle drei Spannungskomponenten sind auf diese Weise in Abhängigkeit von messbaren Größen definiert. Die Auswertung der Gl. (6.3), (6.6) und (6.9) unter Verwendung der DIC-Messgrößen zeigt, dass die betragsmäßigen Spannungen mit zunehmendem spezifischen Radius $r_{\text{spez}} = r_{\theta}/r_{\theta,0}$ steigen. Die tangentielle Spannung σ_{θ} steigt im elastischen Bereich zunächst linear steil an und weist anschließend einer moderaten Steigung bis zum Versagen der Probe auf. Die meridianale Spannung σ_{ϕ} steigt hingegen mit Zunahme des Expansionsradius r_{θ} gleichmäßig an. Ebendiese Spannungskomponente ist die Ursache für den positiven Trend der 2. Hauptformänderung mit zunehmender 1. Hauptformänderung (Bild 6.11). Die radiale Spannung σ_r verbleibt durchgehend auf einem niedrigen Niveau (Bild 6.16b). Es ist zu erkennen, dass die Zuordnung $\sigma_{\theta} = \sigma_1$, $\sigma_{\phi} = \sigma_2$ und $\sigma_3 = \sigma_r$ ab einsetzen der Expansion über die gesamte Versuchsdauer gültig ist. Dabei gilt $\sigma_{\theta} > 0$, $\sigma_{\phi} > 0$ und $\sigma_r < 0$. Zur Bestimmung von Fließkurven wird weiterhin die v. Mises Vergleichsspannung ermittelt:

$$\sigma_{\text{vM}} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (6.10)$$

Die Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ wird nach Gl. (6.1) auf Basis experimenteller Daten bestimmt. Zur Aufstellung von Fließkurven ist im Vorfeld die Subtraktion der elastischen Dehnungskomponente ε_{el} erforderlich. Dies erfolgt unter Anwendung des Hookeschen Gesetz für die einzelnen Dehnungskomponenten $\varepsilon_{i,\text{el}}$ nach

$$\varepsilon_{j,\text{el}} = \frac{1}{E} \cdot [\sigma_j - \nu \cdot (\sigma_k + \sigma_l)], \quad (6.11)$$

wobei ν die Querkontraktionszahl ist und hier mit 0,3 angesetzt wird. Das E-Modul E ist aus den Warmzugversuchen bekannt (Abschnitt 5.1.2). Eine beliebige der drei Dehnungskomponenten wird durch σ_j symbolisiert, während die verbleibenden durch σ_k und σ_l dargestellt sind. Durch Subtraktion der elastischen Anteile, kann der Vergleichsformgrad $\bar{\varphi}_{\text{pl}}$ durch Gl. (6.1) und (6.11) bestimmt werden. Zusammen mit der v. Mises Vergleichsspannung σ_{vM} , welche sich aus den Gl. (6.3), (6.6), (6.9) und (6.10) ergibt, können Fließkurven aus dem HTB-Test abgeleitet werden.

Aus vorherigen Messungen ist ein näherungsweise linearer Anstieg der Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ mit zunehmender Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ bekannt (Bild 6.4b). Ebenso wurde durch die Warmzugversuche eine ausgeprägte Dehnratensensitivität beider Werkstoffe festgestellt (Abschnitt 5.1.3). Der Einfluss der Druckrampe \dot{p} und der davon abhängigen Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ wird aus dem Vergleich von Fließkurven aus Versuchen mit $\dot{\bar{\varphi}}(\dot{p} = 0,06) = 0,44 \text{ s}^{-1} \cdot \bar{\varphi}$ und $\dot{\bar{\varphi}}(\dot{p} = 0,015 \text{ MPa/s} = 0,12 \text{ s}^{-1} \cdot \bar{\varphi})$ ersichtlich (**Bild 6.17**). Auch mit einer geringeren Druckrampe stellt sich eine linear steigende Vergleichsdehnrate mit geringerer Steigung ein. Im Vergleich weisen die beiden Fließkurven die glei-

che Anfangsfließspannung auf, wobei höhere Druckrampen zu einer höheren Verfestigung führen. Im Vergleich mit Ergebnissen aus dem Warmzugversuch (Abschnitt 5.1.3), weisen die Fließkurven aus dem HTB-Test einen mehr als doppelt so hohen erreichbaren Umformgrad auf bevor eine Instabilität (Lokalisierung – Abschnitt 6.1.3) einsetzt. Ebenfalls ist eine ausgeprägte Verfestigung zu beobachten, welche unter anderem auf die stetig steigende Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\phi}}$ zurückzuführen ist. Die Anfangsfließspannung liegt zwischen denen aus dem Warmzugversuch mit den Dehnraten von $\dot{\phi} = 0,01$ und $0,20 \text{ s}^{-1}$. Durch die im HTB-Test anfänglich geringe Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\phi}}$ wäre ein vergleichbares oder kleineres Niveau als im Warmzugversuch mit $\dot{\phi} = 0,01$ zu erwarten gewesen. Hier scheint beim HTB-Test ein allgemein höheres Niveau der Fließspannung vorzuliegen. Generell sind die Verfestigungsmechanismen der Fließkurven aus dem HTB-Test nicht eindeutig zuzuordnen, da sowohl die Vergleichsformänderung $\bar{\phi}$ als auch die Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\phi}}$ nachweislich einen Einfluss auf die Fließspannung haben. Durch die stetige Zunahme beider Parameter ist eine Separierung der verfestigenden Effekte nicht möglich. Um nutzbare Ergebnisse ableiten zu können, wird im Folgenden eine Dehnratenregelung realisiert.

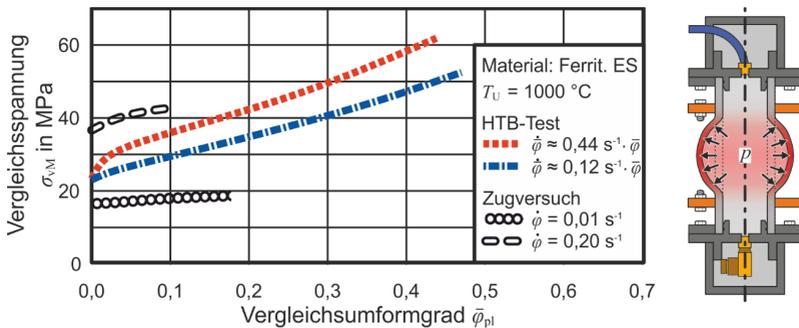


Bild 6.17: Fließkurven aus dem *Hot-Tube-Bulge-Test* mit steigenden Dehnraten und dem Warmzugversuch mit konstanten Dehnraten für den ferritischen Edelstahl

6.2.2 Experimentelle Regelung der Dehnrate

Der aktuelle Versuchsaufbau ermöglicht die Einstellung einer initialen konstanten Druckrampe \dot{p} beim HTB-Test. In den bisherigen Experimenten wurde dadurch ein nahezu linearer Anstieg der Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\phi}}$ mit zunehmender Vergleichsformänderung $\bar{\phi}$ ermittelt (Bild 6.4b). Für eine konstante Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\phi}}$ beim HTB-Test mit einer isothermen Umformtemperatur von $T_U = 1000 \text{ °C}$ ist folglich eine Regelung erforderlich, wie sie in ähnlicher Form auch aus dem Stand der Technik bekannt ist (Elsenheimer und Groche, 2009).

Ein allgemeiner Regelkreis besteht aus einem Regler, einem Stellglied, einer Regelstrecke sowie einer Messeinrichtung. Als Regler dient hier ein softwareseitiges PID-Glied

innerhalb vom grafischen Programmiersystem LabView. Dieser vergleicht prozessbegleitend die Führungs- und die Regelgröße. Als Führungsgröße (Soll-Wert) wird eine konstante Soll-Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}_{\text{soll}}$ und als aktuelle Regelgröße (Ist-Wert) die Ist-Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}_{\text{ist}}$ definiert. Bei einer vorliegenden Differenz der beiden Größen, werden Anpassungen am Stellglied getroffen. Generell ist die Dehnrate ein Produkt der mechanischen Belastung durch den Innendruck p , der aktuellen Geometrie sowie der Temperatur(-historie) der Probe. Da die Werkstückgeometrie und -temperatur prozessbegleitend für eine Regelung ungeeignet sind, wird der Innendruck p bzw. ein regelbares Proportionaldruckregelventil VPPL- 3L-3 -G14-0L40H-VI-V-SI-7 (Fa. Festo) als Stellglied genutzt. Für die Auslegung des Reglers wäre ein physikalisch basiertes Modell erstrebenswert, welches die Beziehung zwischen dem Innendruck p und der Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ beschreibt. Durch die fehlende Kenntnis des Fließverhaltens ist eine exakte Lösung jedoch nicht möglich. Alternativ wird auf die einfache Beziehung ausgewichen, dass mit höherem Druck p ein Anstieg der Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ zu erwarten ist oder mit geringerem Druck ein Abfall. Als Messeinrichtung im Regelkreis kommt ein DIC-System nicht in Frage, da die Verarbeitung der Dehnungskomponenten nicht prozessbegleitend erfolgen kann. Aus diesem Grund wird ein Laser-Profil-Scanner LLT3012-100/BL (Fa. Micro-Epsilon Messtechnik) genutzt, welcher den Expansionsradius r_{θ} und die Radienzunahme $\Delta r_{\theta} = r_{\theta} - r_{\theta,0}$ versuchsbegleitend messen kann. Um daraus die Ist-Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}_{\text{ist}}$ abzuleiten, ist ein analytischer Zusammenhang zwischen der Radienzunahme Δr_{θ} und den der Vergleichsformänderung $\bar{\phi}$ erforderlich. Zur Verarbeitung sowie Aufnahme der analogen und digitalen Signale, wird eine USB-6003 Multifunktions-I/O-Karte (Fa. National Instruments) genutzt. Dies ermöglicht über LabView die Aufnahme aller Mess- und Regelgrößen. Neben der Soll- und Ist-Vergleichsdehnrate, gehören dazu die Radienzunahme Δr_{θ} , der Druck p und das Kraftsignal der Universalprüfmaschine F_{ax} . Im **Bild 6.18** wird der angepasste Versuchsstand zur Durchführung von HTB-Tests mit konstanter Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ gezeigt.

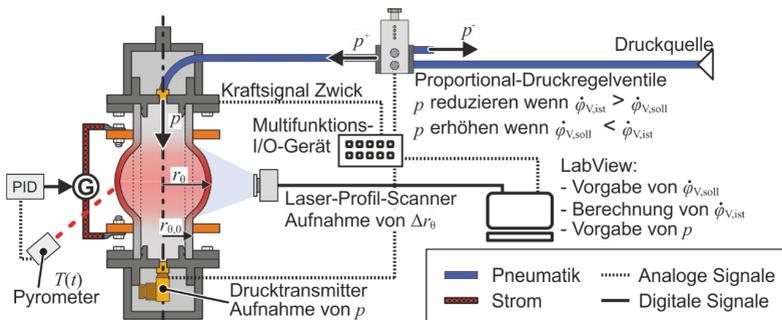


Bild 6.18: Schematischer Aufbau für den dehnratengeregelten *Hot-Tube-Bulge*-Test inklusive der zugehörigen Sensorik und Regeltechnik

Für das analytische Modell, welches aus der Radienzunahme Δr_θ die Ist-Vergleichsdehnrate $\dot{\varphi}_{\text{ist}}$ ableitet, wird wie in Abschnitt 6.2.1 eine rotationssymmetrische Expansion angenommen. Unter Berücksichtigung der Wandstärke s , ergibt sich die 1. Hauptformänderung aus

$$\varphi_1 = \varphi_\theta = \ln \left(\frac{r_\theta - \frac{s}{2}}{r_{\theta,0} - \frac{s_0}{2}} \right). \quad (6.12)$$

Die 3. oder radiale Hauptformänderung wird über die Abnahme der Wandstärke durch

$$\varphi_3 = \varphi_r = \ln \left(\frac{s}{s_0} \right) \quad (6.13)$$

definiert. Abschließend kann die 2. oder meridiane Hauptformänderung aus der Volumenkonstanz nach

$$\varphi_2 = \varphi_\phi = \varphi_\theta - \varphi_r \quad (6.14)$$

bestimmt werden. Es ist zu erkennen, dass alle Formänderungen durch die Kenntnis des Expansionsradius r_θ sowie der aktuellen Wandstärke s bestimmt werden können. Aktuell stellt s noch eine Unbekannte dar. Aus dem Stand der Technik ist der näherungsweise lineare Zusammenhang zwischen dem Expansionsradius r_θ sowie der aktuellen Wandstärke s bekannt (Abschnitt 2.4.1 oder He et al., 2014). Aus den DIC-Messungen sind die Wandstärken s mit steigendem Expansionsradius r_θ gegeben. Die Nutzung einer linearen Regression führt zu den werkstoffspezifischen Zusammenhängen:

Ferritischer Edelstahl:	$s_F(\Delta r_\theta) = -0,33 \cdot \Delta r_\theta + s_0$	für $\Delta r_\theta < 12$ mm	(6.15)
----------------------------	--	-------------------------------	--------

Martensitischer Edelstahl:	$s_M(\Delta r_\theta) = -0,31 \cdot \Delta r_\theta + s_0$	für $\Delta r_\theta < 8$ mm	(6.16)
-------------------------------	--	------------------------------	--------

Der Laser-Profil-Scanner misst zentral auf der Probe ein zweidimensionales geometrisches Profil über einen Linienschnitt (**Bild 6.20a**). Eine reproduzierbar zentrale Ausrichtung ist für eine Messung des unverfälschten Expansionsradius relevant. Dies wird im Versuchsstand durch Anschläge realisiert. Innerhalb dieses Messvolumens misst der Laser kontinuierlich den minimalen Abstand zum Laser-Profil-Scanner, woraus die Radienzunahme Δr_θ berechnet wird. Beim ferritischen Edelstahl kommt es zu einer stochastischen tangentialen Lokalisierung (Abschnitt 6.1.3). Dadurch ist im Vorfeld nicht voraussehbar, ob die Messung der Radienzunahme Δr_θ von der Lokalisierung be-

einflusst wird. Um die Ergebnisse der angestrebten Fließkurven nicht durch eine Messung der Lokalisierung zu verfälschen, werden Proben, bei denen die Versagensstelle laserseitig auftritt, von der Auswertung ausgeschlossen.

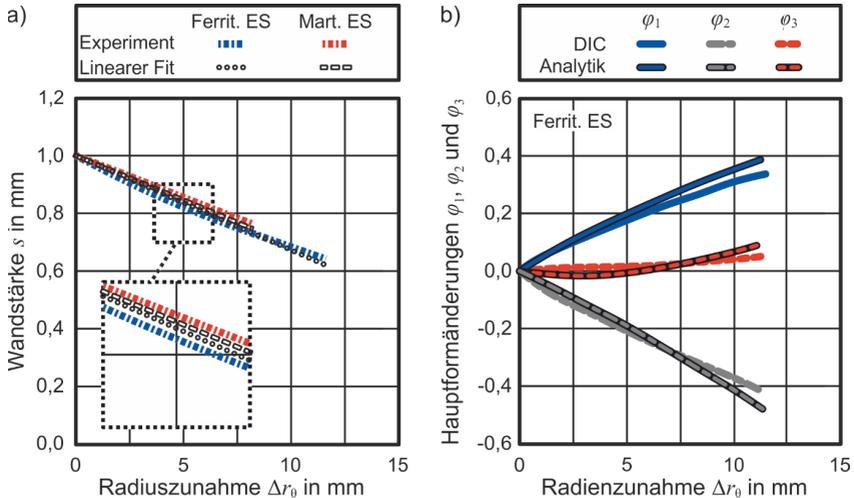
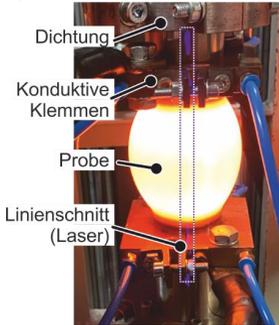


Bild 6.19: a) Anhand von DIC-Messungen ermittelte Wandstärke über die Radienzunahme Δr_0 sowie b) Vergleich analytischer und gemessener Hauptformänderungen

Die Regelung des Innendrucks erfolgt über den Abgleich der Soll- $\dot{\varphi}_{\text{soll}}$ und Ist-Vergleichsdehnrate $\dot{\varphi}_{\text{ist}}$. Solange $\dot{\varphi}_{\text{ist}} > \dot{\varphi}_{\text{soll}}$ gilt, wird der Druck p inkrementell reduziert. Wenn hingegen $\dot{\varphi}_{\text{ist}} < \dot{\varphi}_{\text{soll}}$ vorliegt, wird der Innendruck p erhöht. Durch die genutzte Hardware ergibt sich durch die Berechnungsschritte eine Schleifendurchlaufzeit von 40 ms. Demnach erfolgt die Regelung der Vergleichsdehnrate $\dot{\varphi}$ durch die inkrementelle Anpassung des Innendrucks p mit einer Frequenz von $f = 25 \text{ s}^{-1}$. Pro Schleife wird eine Druckdifferenz von $\Delta p = 0,0024 \text{ MPa}$ als obere Grenze definiert, was eine maximale Druckrampe von $\dot{p}_{\text{max}} = \Delta p \cdot f = 0,06 \text{ MPa/s}$ ermöglicht. Auf diese Weise wird eine signifikante Abkühlung der Probe durch das Druckmedium vermieden (Abschnitt 6.1.1). Bild 6.20b zeigt den Verlauf von Innendruck p und dem spezifischen Radius $r_{\text{spez}} = r_0/r_{0,0}$ bei einem unregelmäßigen und einem mit $\dot{\varphi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ geregelten HTB-Test. Zu Beginn findet in beiden Fällen ein linearer Anstieg des Innendrucks statt. Die Expansion der Probe beginnt in beiden Fällen ungefähr zur gleichen Zeit. Im unregelmäßigen Fall steigt der Druck nahezu stetig an. Dadurch kommt es zu einem progressiven Verlauf der Radienzunahme Δr_0 bis die Probe versagt. Im geregelten Fall hingegen erreicht der Druck ein Maximum und fällt im Anschluss kontinuierlich wieder ab. Die Radienzunahme Δr_0 erfolgt nach einem anfänglich progressiven Verlauf über den Rest des Versuchs linear, bis die Probe letztlich versagt.

Material:	$T_U = 1000\text{ °C}$	$v_f = 0\text{ mm/s}$	■■■■ unregelt
Ferrit. ES	$r_{b,0} = 25\text{ mm}$	$s_0 = 1\text{ mm}$	— geregelt $\dot{\bar{\varphi}} = 0,01\text{ s}^{-1}$

a)



b)

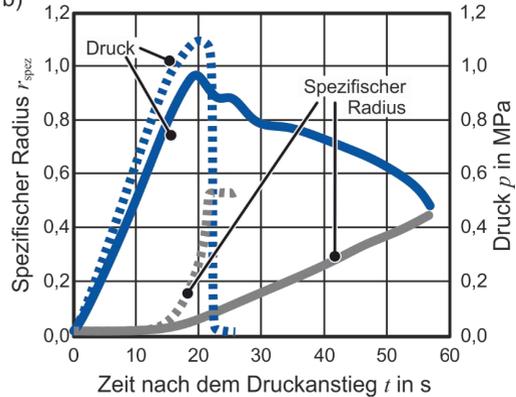


Bild 6.20: a) Probenansicht während des Versuchs mit der Lage des Laser-Profil-Scanners und b) Vergleich der Druck- und Radienzunahme (abseits der Lokalisierung) zwischen einem geregelten und einem unregelmäßigen *Hot-Tube-Bulge-Test*

6.2.3 Auswertung und Extrapolation der Fließkurven

Die Auswertung der Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ erfolgt über die zeitliche Ableitung der analytisch ermittelten Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$. Bei der Kalkulation über das Zeitinkrement einer Regelschleife von 40 ms, kommt es zu signifikanten Schwankungen von $\dot{\bar{\varphi}}$. Die Ursache dafür sind die kurzen zeitlichen Referenzintervalle, wodurch bereits kleinste Schwankungen oder Messrauschen zu erheblichen Abweichungen führen. Ebenfalls sind die Signale der aktuellen Regelschleife durch den andauernden Verarbeitungsprozess nicht nutzbar. Zur Bestimmung und Glättung der aktuellen Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ werden die Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ von der 5. und 15. Regelschleife verwendet. Bei einem zeitlichen Inkrement von 40 ms, ergibt sich so ein zeitlicher Versatz der aktuellen zur gemessenen Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ von 600 ms. Aufgrund der niedrigen Dehnraten wird dadurch kein signifikanter Einfluss auf die Fließspannung erwartet.

Während sich im unregelmäßigen HTB-Test ein näherungsweise linearer Anstieg der Vergleichsdehnrate $\dot{\bar{\varphi}}$ über die Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ einstellt, wird im geregelten Fall nach einer Anstiegsphase im gleitenden Schnitt eine nahezu konstante Vergleichsdehnrate von $\dot{\bar{\varphi}} = 0,01\text{ s}^{-1}$ festgestellt. Dieser konstante Wert wird bei beiden Werkstoffen nach einer Vergleichsformänderung von ca. $\bar{\varphi} = 0,1$ erreicht (**Bild 6.21a**). Der anfängliche Anstieg ist der experimentellen Begrenzung der Druckrampe \dot{p} geschuldet. Bei höheren Soll-Werten wird entweder eine höhere Druckrampe benötigt, wodurch die Pro-

bentemperatur abnehmen würde, oder die Ist-Vergleichsdehnrade $\dot{\bar{\varphi}}_{\text{ist}}$ wird erst bei fortgeschrittener Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ erreicht. Zum Beispiel wird bei Experimenten mit ferritischem Edelstahl und einer Soll-Vergleichsdehnrade von $\dot{\bar{\varphi}}_{\text{soll}} = 0,04 \text{ s}^{-1}$ dieser Wert erst nach einer Vergleichsformänderung von $\bar{\varphi} = 0,25$ erreicht. Dies macht in etwa die Hälfte der maximal erreichbaren Vergleichsformänderung aus und wird daher als ungeeignet für die Werkstoffcharakterisierung betrachtet. Höhere Vergleichsdehnraten würden Druckrampen $\dot{p} > 0,06 \text{ MPa/s}$ erfordern, wodurch wiederum die Proben einer unzulässigen Abkühlung während der Umformung unterliegen würden. Folglich wäre eine Anpassung des Versuchsstands erforderlich. Denkbar wäre die Verwendung von Generatoren mit einer höheren Leistung, um den kühlenden Effekt größerer Volumenströme ausgleichen zu können. Alternativ ist eine vorherige Erwärmung des Druckmediums denkbar, wodurch die kühlende Wirkung reduziert wird. Aktuell sind solche Methoden nicht umsetzbar, weshalb die Vergleichsdehnrade von $\dot{\bar{\varphi}} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ als obere Grenze definiert wird.

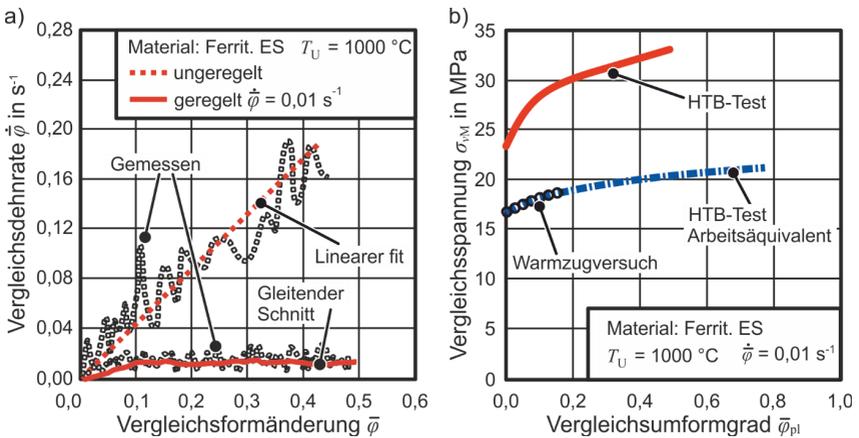


Bild 6.21: a) Dehnrade beim geregelten und unregulierten *Hot-Tube-Bulge-Test* sowie b) Fließkurve aus dem Warmzugversuch, dem *Hot-Tube-Bulge-Test* sowie arbeitsäquivalent skaliert nach DIN EN ISO 16808

Beim Vergleich der resultierenden Fließkurven werden bei nahezu identischen Vergleichsdehnraten $\dot{\bar{\varphi}}$ und Umformtemperaturen T_U , höhere Fließspannungen σ_{VM} im HTB-Test gegenüber dem Warmzugversuch ermittelt. Absolut gesehen liegen Abweichungen von ca. $\Delta\sigma_{\text{VM}} = 10 \text{ MPa}$ vor, was durch die geringen Festigkeiten einen Unterschied von teilweise mehr als 50 % ausmacht. Eine potentielle Ursache wäre, dass unzulässige Annahmen bei der Berechnung der Vergleichsspannung getroffen wurden (z. B. die Vernachlässigung der Biege- und Schubspannungen). Die Überprüfung der Annahmen sowie deren Gültigkeit, muss in zukünftigen Arbeiten geprüft werden. An dieser Stelle

wird die Assoziation zur Blechumformung gezogen. Ähnliche Abweichungen der Fließspannungen sind aus dem Vergleich zwischen Zug- und hydraulischen Tiefungsversuch aus dem Stand der Technik bekannt (z. B. Mutrux et al., 2008). Um die mehrdimensionalen Spannungs- und Dehnungswerte aus dem HTB-Test auf einen äquivalenten einachsigen Wert zu transformieren, wird das Prinzip der Arbeitsäquivalenz genutzt. Diese Methode ist nach DIN EN ISO 16808 (2022) für eine Skalierung eines hydraulischen Tiefungsversuchs auf einen Zugversuch genormt. Angewendet auf den HTB-Test ergibt sich der Verlauf nach Bild 6.21b. Für die Auswertung der arbeitsäquivalenten Fließkurven sind mehrere Berechnungsschritte und Annahmen erforderlich, welche im Detail der Norm zu entnehmen sind. Es gibt keine Möglichkeit, die resultierende analytische arbeitsäquivalente Vergleichsspannung zu validieren. Hier wird die Annahme getroffen, dass die Genauigkeit ausreichend ist, um zumindest einen geeigneten Extrapolationsansatz für die Fließkurven aus dem Warmzugversuch zu wählen. Einen Vergleich der experimentellen und extrapolierten Fließkurven nach Ludwig sowie Hockett-Sherby (Abschnitt 5.1.3) zeigt **Bild 6.22**. Basierend auf den durchschnittlichen Abweichungen zwischen den Fließspannungen, wird für den ferritischen Edelstahl der Ansatz nach Hockett-Sherby und für den martensitischen Edelstahl der Ansatz nach Ludwig für die Kennwertermittlung gewählt.

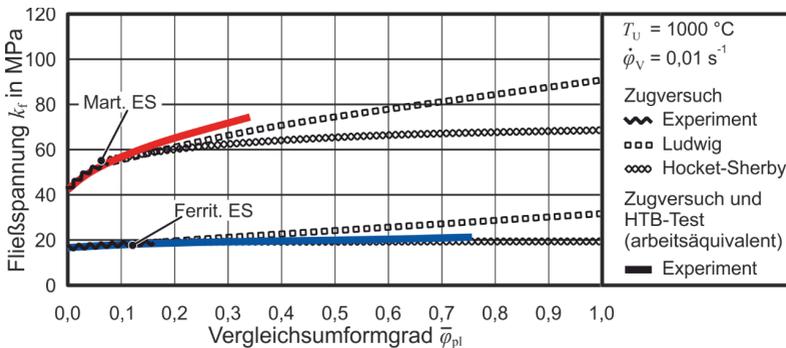


Bild 6.22: Vergleich zwischen arbeitsäquivalenten Fließkurven aus dem Warmzugversuch und HTB-Test sowie Extrapolationsansätze auf Basis des Zugversuchs

Aufgrund der Limitierungen des Versuchsstandes, ist die Ermittlung von Fließkurven aus dem HTB-Test nur bei Umformtemperaturen von $T_U = 1000 \text{ °C}$ und Vergleichsdehnraten von $\dot{\varphi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ möglich. Es wird angenommen, dass sich das Verfestigungsverhalten auf andere Parameter übertragen lässt und so die gewählten Extrapolationsansätze werkstoffspezifisch gültig sind. Die genutzten detaillierten werkstoff- und modell-spezifischen Extrapolationskoeffizienten sind Anhang A zu entnehmen.

6.3 Zwischenfazit

Erweiterte Charakterisierungsmethoden an Rohrwerkstoffen wurden isotherm bei Temperaturen von 1000 °C durchgeführt. Im Vergleich zu den Ergebnissen aus Kapitel 5, konnten dadurch die folgenden werkstofftechnischen Erkenntnisse gewonnen werden:

- Durch den *Hot-Tube-Bulge*-Test und den Rohrzugversuch (mit und ohne Innendruck) können FLCs rohrförmiger Halbzeuge isotherm und reibungsfrei für die Innenhochdruck-Warmumformung ermittelt werden. Die Bestimmung der Grenzformänderungen erfordern versuchsspezifische Auswertmethoden und sind dabei je nach Prozessgestaltung für die freie Expansion (ohne Matrize) oder die restringierte Ausformung (mit Matrize) gültig.
- Mit dem *Hot-Tube-Bulge*-Test können durch einen geregelten Innendruck die notwendigen Messdaten aufgenommen werden, um Fließkurven mit einer nahezu konstanten Dehnrate zu ermitteln. Für die Bestimmung der Spannungs- und Dehnungskomponenten sind analytische Methoden erforderlich. Im Vergleich zum Warmzugversuch sind die erreichbaren Umformgrade bei den verwendeten Werkstoffen mindestens doppelt so hoch.
- Im Vergleich mit Warmzugversuchen liegen die Fließspannungen auf einem höheren Niveau. Mit dem Prinzip der Arbeitsäquivalenz können die Fließkurven skaliert werden. Das Vorgehen wird als hinreichend genau angenommen, um aus den Ergebnissen des Warmzugversuches einen geeigneten Extrapolationsansatz auszuwählen.

Durch die Ergebnisse aus diesem Kapitel stehen Versagenskriterien für die numerische Modellierung der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung zur Verfügung. Ebenfalls konnten die Unsicherheiten bei der Fließkurvenextrapolation aus dem Warmzugversuch minimiert werden.

7 Isotherme Innenhochdruck-Pneumoumformung

In diesem Kapitel erfolgt die Realisierung und Analyse der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHTP-Prozess). Die Umsetzung der Teilprobleme, wie z. B. die Erwärmungsmethode, richtet sich nach den Randbedingungen aus Kapitel 4. Zunächst wird der geplante Prozess inklusive der angestrebten Parameter vorgestellt. Im Anschluss erfolgt der Aufbau eines numerischen Modells, um relevante Prozessparameter für die experimentelle Umsetzung zu identifizieren. Die erforderlichen Werkstoffkennwerte für die Simulationen stammen aus Kapitel 5 und 6.

7.1 Prozessablauf und -parameter⁵

Der Aufbau des IHTP-Prozesses wird im Detail in Abschnitt 4.1 beschrieben. Als Proben dienen Rohre mit der Länge von 340 mm, wobei die freie Ausformlänge durch die konduktiven Klemmen auf $w_0 = 190$ mm beschränkt wird. Als Kavität wird eine quadratische Matrize mit einer modularen Kantenlänge a genutzt (**Bild 7.1a**). Bei der Versuchsdurchführung wird zunächst die Probe innerhalb der Zeit $t_H = 40$ s auf eine Umformtemperatur von $T_U = 1000$ °C erwärmt. Nach einer Verweilzeit von $t_\gamma = 5$ s wird der Innendruck mit einer Rampe von $\dot{p} = 0,06$ MPa/s erhöht.

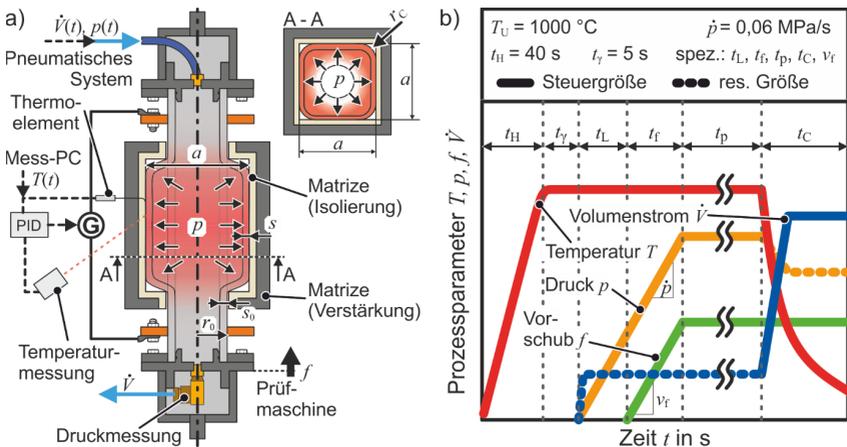


Bild 7.1: a) Versuchsaufbau zur Durchführung der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung und b) geplante Entwicklung der Prozessparameter über die Zeit t

⁵Die Entwicklung und Konstruktion des IHTP-Versuchsstandes entstammen der Zusammenarbeit mit J. Flesch und sind Bestandteil seiner Masterarbeit (vgl. S. V)

Nach einer werkstoffspezifischen Zeit t_L beginnt die Expansion des Rohres, wobei zeitgleich ein optionaler axialer Vorschub f ergänzt werden kann. Durch die zeitliche Abfolge der Belastung wird eine axiale Faltenbildung des Halbzeugs vermieden. Sobald der prozessspezifische maximale Innendruck p_{\max} erreicht ist, wird der Vorschub f gestoppt. Optional kann der Maximaldruck für eine Haltezeit t_p konstant gehalten werden, wodurch eine weitere Ausformung durch eine Materialentfestigung (Abschnitt 5.1.4) erfolgt. Abschließend wird die Probe durch das Medium mit einem Volumenstrom \dot{V} von innen für eine Dauer von t_C abgekühlt. Der Innendruck p sowie der Volumenstrom \dot{V} können aufgrund der Gasgesetze (z. B. ideale Gasgleichung) nicht getrennt voneinander betrachtet und gesteuert werden. Während der Ausformung sowie der Haltezeit wird der Innendruck und während der Abkühlung der Volumenstrom als Steuergröße definiert (Bild 7.1b). Für die Untersuchungen wird pro Werkstoff ein Parameterset als Referenz definiert. Davon ausgehend wird jeweils ein Parameter verändert, um den isolierten Effekt auf die Umformung zu erfassen (**Tabelle 7.1**).

Tabelle 7.1: Zu analysierende Parametervariationen für die experimentellen und numerischen Untersuchungen der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung

		Maximaler Druck p_{\max} in MPa	Werkzeugkantenlänge a in mm	Vorschubgeschw. v_f in mm/s	Zeit t_p bei p_{\max} in s
Referenzprozess	Ferrit. ES	2,0	55	0	0
	Mart. ES	3,5	55	0	0
Parametervarianz	Ferrit. ES	1,5 / 2,5 / 4,0	63 / 67	0,3 / 0,6	20 / 40
	Mart. ES	3,0 / 4,0	63 / 67	0,1 / 0,2	20 / 40
		Umformtemperatur T_U in °C	Druckrampe \dot{p} in MPa/s	Freie Ausformlänge w_0 in mm	Reibkoeffizient μ (Glimmer)
Konstante Parameter	Ferrit. ES	1000	0,06	190	0,55
	Mart. ES	1000	0,06	190	0,44

Die Unterschiede bei den maximalen Drücken ergeben sich aus den Fließspannungen der beiden Materialien (Abschnitt 5.1.3) sowie dem anlagenbedingten maximal zulässigen Innendruck von 4 MPa (Abschnitt 5.1.4). Eine Matrizenkantenlänge von $a = 55$ mm wird bei beiden Werkstoffen als Referenz gewählt. Durch den Austausch von Matrizensegmenten, können ebenfalls Matrizenlängen von $a = 63$ und 67 mm untersucht werden. Aufgrund der konstanten Druckrampe \dot{p} und den unterschiedlichen Festigkeiten der beiden Werkstoffe, werden empirisch angepasste Vorschubgeschwindigkeiten v_f verwendet. Die angestrebten Haltezeiten bei Maximaldruck t_p begründen sich durch numerische Untersuchungen und werden in Abschnitt 7.2.2 beschrieben. Erste Untersuchungen werden mit Glimmer (K-Therm® AS 800 M) als Isolationswerk-

stoff durchgeführt. Die erforderlichen Reibkoeffizienten wurden in Abschnitt 5.3 ermittelt. Ob alternative Matrizenwerkstoffe zu einer Verbesserung der Formgebung führen, wird in Abschnitt 7.2.2 vorerst numerisch untersucht.

Vor der numerischen Modellierung werden die Referenzprozesse der jeweiligen Werkstoffe experimentell umgesetzt. Dadurch wird überprüft, ob die angestrebten Druck- und Temperaturverläufe erreicht werden. **Bild 7.2a** zeigt den Verlauf der Temperatur T , des Drucks p und des Volumenstroms \dot{V} über die Versuchsdauer für einen Referenzprozess mit einer Probe aus martensitischem Edelstahl. Die Umformtemperatur wird wie angestrebt innerhalb von $t_\gamma = 40$ s erreicht und bleibt während der Ausformung konstant. Für die Temperaturregelung wird das Pyrometer M308 verwendet (Abschnitt 4.3.1), weshalb während der Erwärmung erst ab 600 °C eine Messung der Temperatur erfolgt.

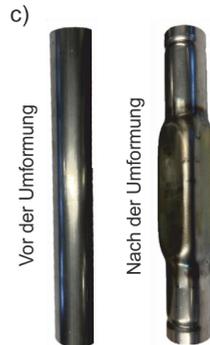
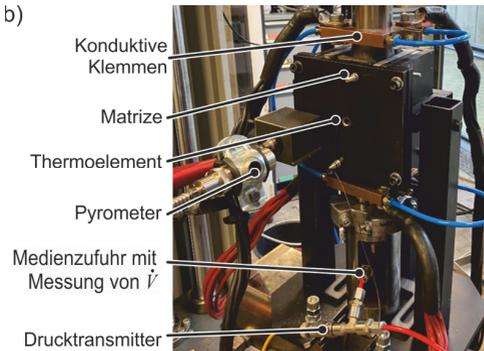
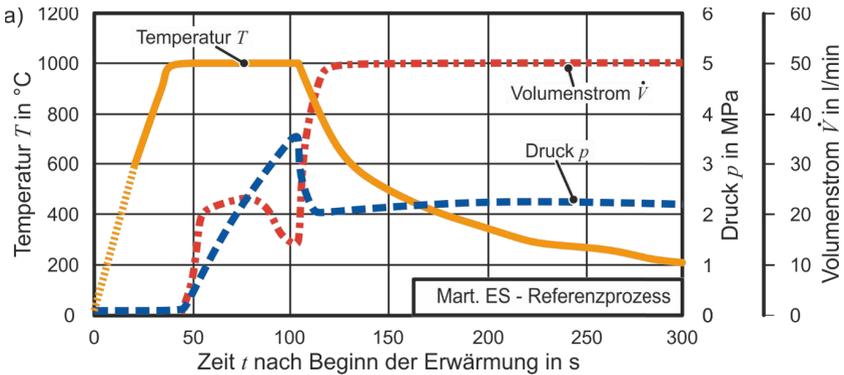


Bild 7.2: a) Gemessene Parameterverläufe bei einem Referenzprozess mit einer Probe aus martensitischem Edelstahl, b) Versuchsstand für die Innenhochdruck-Hochtemperatur-Pneumoumformung sowie c) Probe vor und nach der Umformung

Während der Expansion kommt das Bauteil mit einem Thermoelement (Bild 7.1a) in Kontakt, wodurch nach der Umformung der Abschreckgradient \dot{T} bis zu tieferen Temperaturen messbar ist. Neben der angestrebten Erwärmungskurve stellt sich, wie im Vorfeld geplant, eine Druckrampe von $\dot{p} = 0,06$ MPa/s ein. Nach dem Erreichen des maximalen Drucks von $p_{\max} = 3,5$ MPa, wird in diesem Beispiel ein Volumenstrom von $\dot{V} = 50$ l/min zum Abkühlen eingestellt. In dieser Konstellation stellt sich ein mittlerer Abschreckgradient von $\dot{T} = 5,87$ K/s ein, gemessen zwischen der Umformtemperatur $T_U = 1000$ °C und der Martensit-Starttemperatur $M_s \approx 350$ °C (Abschnitt 5.2). Eine Variation des Volumenstroms, der Einfluss auf die Abschreckgradienten sowie die resultierende Härte der Komponenten, wird im Abschnitt 7.5 untersucht. Durch den IHTP-Prozess (Bild 7.2b) werden quadratische Rohrquerschnitte ausgeformt, wobei sich abgerundete Ecken mit dem Radius r_C ergeben (Bild 7.2c). Diese Form wird nicht vom Werkzeug vorgegeben, sondern ist ein Resultat der Werkstoffeigenschaften und Prozessparameter.

7.2 Numerische Prozessanalyse⁶

Nachdem die generelle Realisierbarkeit des IHTP-Prozesses in Abschnitt 7.1 bewiesen wurde, wird nachfolgend ein numerisches Modell aufgebaut, um den Umformprozess zu analysieren und ggf. Verbesserungen hinsichtlich der Randbedingungen (z. B. Matrizenwerkstoffe oder Schmiermittel) abzuleiten. Ebenfalls wird die Relevanz der einzelnen Prozessparameter auf die Ausformung untersucht.

7.2.1 Aufbau des numerischen Modells

Das Simulationsmodell wird in Abaqus/Standard 2019 implementiert und verwendet einen impliziten Lösungsalgorithmus. Im *Pre-Process* wird die Probe zentral in der Matrize platziert (Bild 7.3a). Die Matrize wird als analytisch starr definiert. Das Rohr wird als Schalenelement mit einer Elementkantenlänge von 1 mm modelliert. Da es sich um eine thermisch-mechanisch gekoppelte Simulation handelt, werden Elemente des Typs S4RT mit fünf Integrationspunkten über die Dicke genutzt. Der Temperaturverlauf ergibt sich aus den Messungen aus Abschnitt 4.3.2. Demnach wird am Rand ein linearer Temperaturgradient von 200 auf 1000 °C innerhalb von 20 mm genutzt, während der Rest des Rohres eine konstante Temperatur von 1000 °C aufweist (Bild 7.3b). Da die Temperatur während der Umformung konstant gehalten wird und eine Änderung der Temperaturverteilung nicht zu erwarten ist, werden Effekte wie Wärmeleitung, Konvektion und Wärmestrahlung nicht berücksichtigt. Um die Berechnungszeiten zu senken, wird die Symmetrie des Prozesses in allen drei Raumrichtungen ausgenutzt, sodass

⁶Das numerische Modell sowie die numerischen Ergebnisse entstammen der Zusammenarbeit mit J. Fleisch und sind Bestandteil seiner Masterarbeit (vgl. S. V)

nur ein Achtel des Körpers simuliert werden muss (Bild 7.3c). Ausnahmen sind die Untersuchungen mit axialem Vorschub sowie solche mit unterschiedlichen Versagenskriterien des Grundwerkstoffs und der Schweißnaht. Der dargestellte ausgeformte Eckenradius r_c dient im späteren Verlauf als Vergleichs- und Validierungskriterium und wird stets in der zentralen Umformzone ausgewertet. Die Vermessung wird anhand eines MATLAB-Skripts, basierend auf der Arbeit von Pratt (1987) und grundsätzlich implementiert von Chernov (2023), vorgenommen. Das zugehörige Skript ist detailliert in Anhang B dargestellt.

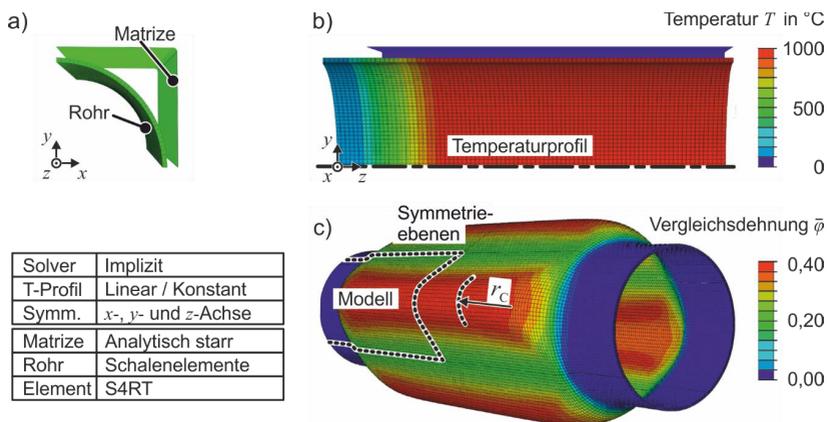


Bild 7.3: Aufbau des numerischen Modells - a) Ausrichtung von Rohr und Matrize sowie numerische Randbedingungen, b) Temperaturprofil der Probe und c) Symmetrieebenen des Modells

Die Materialeigenschaften des Rohres, die in der Simulation implementiert werden, stammen aus den Kapiteln 5 und 6. Temperaturabhängige E-Moduln werden basierend auf den Erkenntnissen aus Abschnitt 5.1.2 angewendet, während temperatur- und dehnratenabhängige Fließkurven auf den Untersuchungsergebnissen aus Abschnitt 5.1.3 beruhen und nach den Erkenntnissen aus Abschnitt 6.2.3 extrapoliert werden. Die statischen Fließspannungen $k_{s,0}$ werden je nach Haltezeit bei maximalen Druck t_p nach den Erkenntnissen aus Abschnitt 5.1.5 implementiert. Dabei wird die Haltezeit bei maximalem Druck gleich der Belastungszeit aus den Versuchen zur thermischen Entfestigung gesetzt, sodass $t_p = t_\sigma$ als gültig angenommen wird. Abhängig vom betrachteten Matrizenwerkstoff bzw. den Schmierbedingungen, werden Reibkoeffizienten nach den Messungen aus Abschnitt 5.3 genutzt. Der Kontakt zwischen Rohr und Matrize wird über einen surface-to-surface Algorithmus realisiert und die Reibung über das Coulomb'sche Modell implementiert. Versagenskriterien werden in Form von Grenzformänderungskurven (FLC) nach Abschnitt 6.1.4 umgesetzt. Beim ferritischen Edelstahl werden die

freie Expansion sowie die restringierte Ausformung isoliert betrachtet, um beide Versagensformen zu berücksichtigen. Beim martensitischen Edelstahl werden dem Grundwerkstoff sowie der Schweißnaht separate FLC hinterlegt (Bild 6.15b).

7.2.2 Analyse des Umformprozesses

Wie zuvor beschrieben, soll während der Haltezeit bei Maximaldruck t_p die Entfestigung des Materials während der Ausformung berücksichtigt werden. Dabei ist eine Reduktion der Fließspannung durch zwei Mechanismen zu erwarten. Zum einen durch die thermisch bedingte Abnahme der statischen Fließspannung $k_{s,0}$ (Abschnitt 5.1.5) und zum anderen durch die sinkende Vergleichsdehnrates $\dot{\phi}$ (Abschnitt 5.1.3). Um festzustellen, ab welcher Haltezeit t_p keine signifikante Änderung der Dehnrates mehr zu erwarten ist, erfolgt eine numerische Analyse über die Versuchsdauer. **Bild 7.4** zeigt die Ausprägung der Vergleichsdehnrates $\dot{\phi}$ ausgewählter Bereiche am Beispiel eines Referenzprozesses mit einem Rohr aus ferritischem Edelstahl. Die Zeitskala beginnt mit dem Anstieg des Innendrucks und reicht bis zu einer Haltezeit bei Maximaldruck von ca. 120 s. In dieser Analyse wird noch keine Entfestigung durch Abnahme der statischen Fließspannung berücksichtigt. Zunächst findet keine Formänderung statt, da der Innendruck noch nicht zu einem Überschreiten der Anfangsfließspannung k_{f0} im Werkstück führt. Sobald der erforderliche Druck für den Beginn der Expansion p_0 erreicht ist, steigen die Vergleichsdehnrates $\dot{\phi}$ in den betrachteten Bereichen D, E und F linear an. Das Maximum ist erreicht, sobald die freie Expansion abgeschlossen ist. Bereich D kommt zuerst mit der Matrize in Kontakt und die Vergleichsdehnrates sinkt auf $\dot{\phi} \approx 0 \text{ s}^{-1}$. Bereich E und F erfahren einen linearen Abfall der Vergleichsdehnrates bis Bereich E in Kontakt mit der Matrize kommt und die Dehnrates ebenfalls auf ca. 0 fällt.

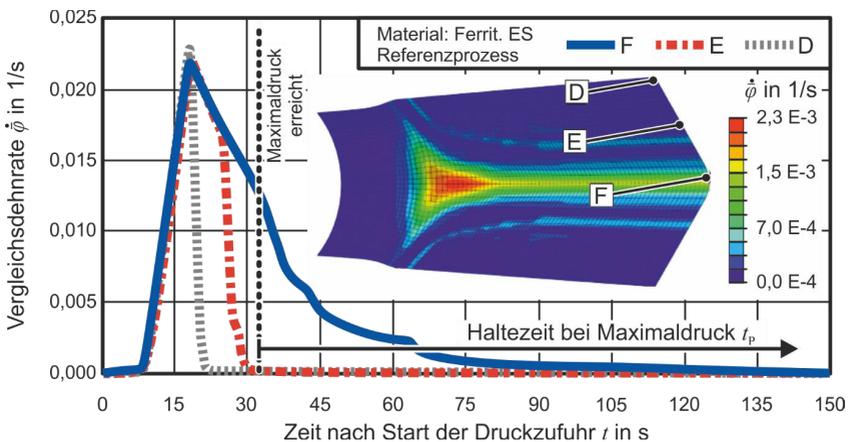


Bild 7.4: Vergleichsdehnrates $\dot{\phi}$ während eines Referenzprozesses mit ferritischem Edelstahl (ohne Abnahme der statischen Fließspannung – $k_{s,0} = \text{konst.} = 12,9 \text{ MPa}$)

Im Bereich F findet weiterhin eine Ausformung statt, auch nachdem der maximale Druck p_{\max} erreicht wurde. Die Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ sinkt während der Haltezeit t_p degressiv. Dadurch sinkt die Fließspannung ab (Abschnitt 5.1.3), was eine weitere Ausformung begünstigt. Dieser Mechanismus schreitet fort bis die statische Fließspannung $k_{s,0}$ erreicht ist und die Dehnrate gegen $\dot{\phi} = 0$ konvergiert. Der maximale Druck ist nach $t = 33,3$ s erreicht. Nach einer Haltezeit von ca. $t_p = 40$ s ist keine signifikante Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ mehr festzustellen, weshalb dieser Wert als obere Grenze für numerische als auch experimentelle Untersuchungen genutzt wird. Als weitere Stützstelle in der Auswertung dient eine Haltezeit von $t_p = 20$ s (Tabelle 7.1). Unter Berücksichtigung einer reduzierten statischen Fließspannung $k_{s,0}$ wird ein vergleichbarer zeitlicher Verlauf der Vergleichsdehnrate $\dot{\phi}$ festgestellt. Die Werte der statische Fließspannung $k_{s,0}$ für die numerischen Simulationen ergeben sich nach Gl. (5.2) oder (5.3) wobei $t_p = t_a$ angenommen wird.

In gesonderten numerischen Untersuchungen wird der Einfluss axialer Vorschubgeschwindigkeiten v_f sowie verschiedener Reibkoeffizienten μ auf die Ausformung untersucht. Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit v_f werden Änderungen des ausgeformten Radius r_c von weniger als einem mm erzielt (**Bild 7.5a**). Eine mögliche Erklärung für den fehlenden Effekt ist, dass die Reibung zwischen dem Rohr und der Matrice zu hoch ist, um eine axiale Stauchung der zentralen Umformzone zu ermöglichen. Um dies zu überprüfen, wird zusätzlich der Einfluss des Reibkoeffizienten auf den ausgeformten Radius r_c untersucht (**Bild 7.5b**).

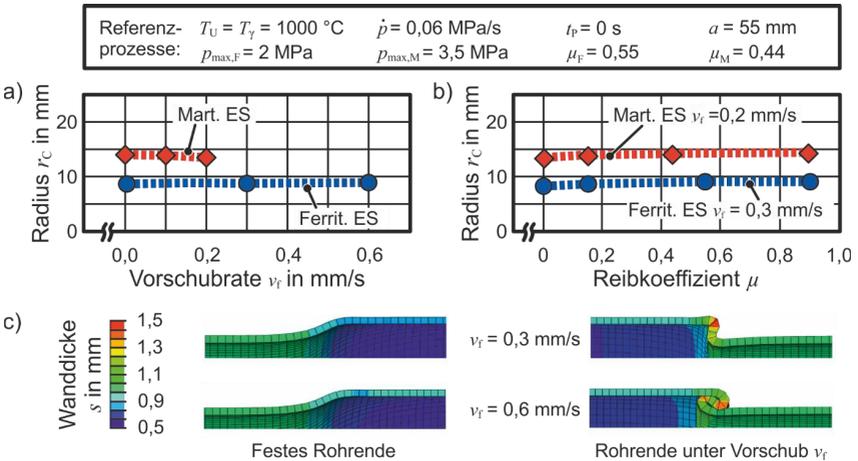


Bild 7.5: a) Numerisch ermittelter Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit v_f und b) des Reibkoeffizienten μ auf den ausgeformten Eckenradius r_c sowie c) Geometrie beider Rohrenden bei Untersuchungen mit ferritischem Edelstahl ($\mu_F = 0, p_{\max} = 2,0$ MPa)

Es ist zu erkennen, dass sowohl mit geringeren als auch mit höheren Reibkoeffizienten μ keine Änderung des ausgeformten Radius r_c erzielt wird, auch mit einem Reibkoeffizienten von $\mu = 0$. Der Vergleich beider Rohrenden (Bild 7.5c) zeigt, dass das Ende unter Vorschub einseitig aufstaut und es zur Faltenbildung kommt. Dies tritt durch zu hohe axiale Vorschübe bei gleichzeitig zu geringen Innendrücken auf (Kong et al., 2019). Beim IHTP-Prozess wird diese Versagensart zusätzlich durch den Temperaturgradienten nahe den konduktiven Klemmen (Abschnitt 4.3.2) begünstigt. Bereiche mit einer Temperatur von weniger als 1000 °C erfahren kein oder nur eine eingeschränkte Expansion durch den Innendruck. Dadurch bildet sich axial ein sigmoidaler Verlauf über die Rotationsachse aus. Dies begünstigt eine Faltenbildung anstatt die Spannungen durch den Vorschub in die zentrale Umformzone zu leiten und so einen Einfluss auf die tangentialen Ausformung zu bewirken.

Neben dem Einfluss der tribologischen Bedingungen auf den ausgeformten Eckenradius r_c wird numerisch geprüft, in welchem Umfang die Reibkoeffizienten μ die Wandstärkenverteilung beeinflussen. Dazu wird die Wandstärke s entlang eines Auswertpfades über den meridianen Winkel ϕ ermittelt (Bild 7.6a). Eine Änderung von μ weist einen vernachlässigbaren Einfluss auf die die Wandstärkenverteilung $s(\phi)$ auf (Bild 7.6b). Das tangential Nachfließen des Materials wird demnach kaum durch die tribologischen Bedingungen definiert. Die Wandstärkenverteilung $s(\phi)$ zeigt auf, dass Bereiche, die in Matrizenkontakt kommen nahezu keine weitere Ausformung erfahren. Demnach ist in Richtung des Eckenradius ein abnehmender Verlauf der Wandstärke s zu erkennen. Der Bereich, der bis zum Prozessende nicht in Kontakt mit der Matrize kommt, weist eine konstante minimale Wandstärke $s_{\text{min,Num}}$ auf.

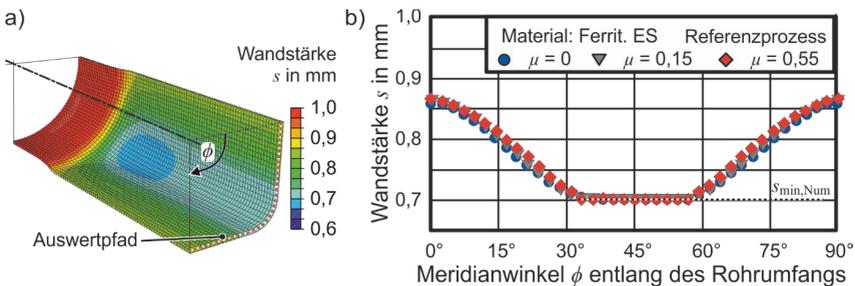


Bild 7.6: Ermittelte Wandstärkenverläufe – a) Modell mit Auswertpfad und b) Wandstärke s in Abhängigkeit des Meridianwinkels ϕ für verschiedene Reibkoeffizienten μ

Diese numerische Beobachtung steht im Widerspruch zu den analytischen Modellen basierend auf der Membrantheorie von Marciniak et al. (2002), wonach eine reibungsfreie Ausformung zu einer homogenen Wandstärkenverteilung führt. Um die Ursache für den fehlenden Einfluss der Reibung zu ergründen, wird eine detaillierte Analyse der Radiaausformung durchgeführt. Dabei werden die Shell-Elemente des Werkstücks durch

Kontinuumelemente ersetzt, um die Spannungskomponenten über die Wandstärke berücksichtigen zu können. Um Randeffekte durch das Temperaturprofil und die Einspannung auszuschließen, wird lediglich der zentrale homogene Umformbereich untersucht. Wie noch im Abschnitt 7.2.3 numerisch gezeigt wird, liegt bei der Ausformung der Radien ein nahezu ebener Formänderungszustand vor, wobei die 1. Hauptformänderung tangential $\varphi_1 = \varphi_\theta$, die 2. Hauptformänderung meridian $\varphi_2 = \varphi_\phi \approx 0$ und die 3. Hauptformänderung radial $\varphi_3 = \varphi_r \approx -\varphi_1$ ausgerichtet sind. Demnach wird eine zweidimensionale Betrachtung des Querschnitts als repräsentativ für den IHTP-Prozess angenommen.

Numerisch wird eine zunehmende 1. Hauptformänderung im Bereich mit Werkzeugkontakt ($K \rightarrow U$) ersichtlich, während im Bereich ohne Werkzeugkontakt ($U \rightarrow R$) ein nahezu konstanter Wert vorliegt (Bild 7.7a). Diese Feststellung deckt sich mit den numerisch ermittelten Wandstärkenverläufen (Bild 7.6), wonach der Bereich ohne Matrizenkontakt eine tangential und radial nahezu homogene Formänderung aufweist. Die tangentialen Spannungen σ_θ , welche durch den Innendruck p induziert werden, sind unter reibungsfreien Bedingungen über den Umfang der Probe konstant, solange eine homogene Wandstärke vorliegt. Folglich können diese keine inhomogene tangentiale oder radiale Ausformung einleiten. Aus Bild 7.5 ist bekannt, dass Bereiche im Werkzeugkontakt (K) eine Vergleichsdehnrate von $\dot{\varphi} \approx 0$ aufweisen. Unter Berücksichtigung der Werkstoffcharakterisierung, liegen dadurch geringere Fließspannung k_f vor (Bild 5.3). Obwohl dies förderlich für ein tangenciales Nachfließen des Materials ist, wird nach der Kontaktentstehung mit der Matrize nahezu keine weitere Formänderung ermittelt. Eine inhomogene Temperaturverteilung kann durch den isothermen Aufbau der Simulation ausgeschlossen werden.

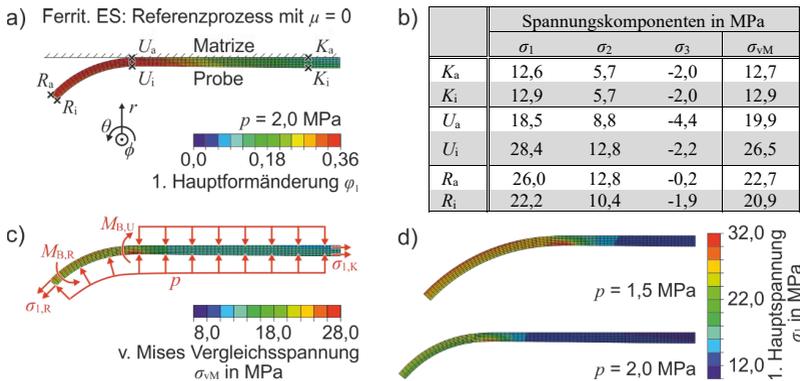


Bild 7.7: a) Verteilung der 1. Hauptformänderung, b) Spannungskomponenten, c) wirkende Kräfte, Momente sowie die resultierende v. Mises Vergleichsspannung σ_{vM} bei $p = 2,0$ MPa und d) Entwicklung der 1. Hauptspannung σ_1 bei der Radienausformung

Zusammenfassend können die Vergleichsdehnrate, die druckinduzierten Spannungen sowie die Temperaturverteilung keinen Aufschluss darüber geben, warum sich Proben unabhängig vom Reibkoeffizienten μ identisch ausformen. Potentiell liegt die Ursache in der Verteilung der herrschenden Spannungen. Die geringsten v. Mises Vergleichsspannungen σ_{vM} werden in der Kontaktzone (K) identifiziert, während im Übergangsbereich (U - vorwiegend innen) sowie im Radius (R - vorwiegend außen) die höchsten Werte vorliegen (Bild 7.7b). Die Verteilung der Vergleichsspannungen σ_{vM} (Bild 7.7c) zeigt in den Bereichen U und R weiterhin einen Spannungsgradienten über die Wandstärke. Diese sind auf die Biegungen zurückzuführen, welche die Probe während der Formgebung erfährt. Während im Bereich U der Radius der Probe fortschreitend steigt, erfährt der Bereich R eine zunehmende Abnahme des ausgeformten Radius r_C . Dadurch sind die Spannungsgradienten über die Wandstärke auf die spezifischen Biegemomente $M_{B,U}$ und $M_{B,R}$ zurückzuführen, welche sich durch den Innendruck sowie die geometrischen Bedingungen bilden. Dies resultiert in größeren v. Mises Vergleichsspannungen σ_{vM} in den Bereichen U und R . Die Spannungsverteilung kann qualitativ über die komplette Prozessdauer beobachtet werden, wie exemplarisch anhand der 1. (tangentialen) Hauptspannungen im Bild 7.7d gezeigt wird. Aufgrund der Überlagerung durch tangentialen Spannungen $\sigma_1 = \sigma_\theta$, welche durch den Innendruck p induziert werden, stellen sich dabei keine charakteristischen Druckspannungen in den Biegezonen ein. Die Zunahme der tangentialen Zugspannungen von $K \rightarrow U \rightarrow R$ wird zusätzlich durch die Abnahme der Wandstärke s begünstigt. Zusammenfassend lassen die numerischen Erkenntnisse den Schluss zu, dass die Spannungsüberlagerung durch Biegemomente einen größeren Einfluss auf die Radienausformung hat als die Reibkoeffizienten. Dieser Effekt überwiegt trotz der geringeren Fließspannungen, die in Bereichen mit Werkzeugkontakt (K) aufgrund sinkender Vergleichsdehnraten $\dot{\phi}$ vorliegen. In der Membrantheorie werden Biegemomente und der damit verbundene Dominante Effekt auf die Ausformung vernachlässigt. Die darauf basierenden aufgestellten analytischen Modelle sind demnach nicht auf die Radienausformung beim IHTP-Prozess anwendbar.

Die Erkenntnisse aus diesem Abschnitt können auf Untersuchungen mit dem martensitischen Edelstahl übertragen werden. Es wird deutlich, dass ein axialer Vorschub oder eine Reduzierung des Reibkoeffizienten keine relevante Auswirkung auf das Umformergebnis aufweisen. Daher wird in folgenden Untersuchungen die Vorschubgeschwindigkeit nicht weiter berücksichtigt. Ebenfalls wird von der Verwendung alternativer Matrizenwerkstoffe oder Schmierstoffe (Abschnitt 5.3) abgesehen.

7.2.3 Einfluss relevanter Prozessparameter auf die Ausformung

Nachfolgend wird die Formänderung der Bauteile sowie die Ausprägung der Eckenradien r_C numerisch untersucht. Zu den betrachteten Prozessparametern gehören der maximale Druck p_{max} , die Matrizenkantenlänge a sowie die Haltezeit bei Maximaldruck t_p .

Formänderungen und Versagenkriterien

Durch die numerische Prognose der finalen Formänderungszustände können kritische Bereiche bei der Umformung identifiziert werden. Zunächst wird die Verteilung der 2. Hauptformänderung bei den Referenzprozessen ermittelt (**Bild 7.8a**). Unter Berücksichtigung der 1. Hauptformänderung werden die markanten Bereiche A bis F identifiziert, deren Dehnpfade separat ausgewertet werden. Den finalen Formänderungszustand zeigt Bild 7.8b. Es ist zu erkennen, dass die Bereiche A und B vergleichsweise geringere 1. Hauptformänderungen erreichen und somit als potentielle Versagensstelle ausgeschlossen werden können. Im Übergangsbereich C stellt sich geometriebedingt ein zunehmend biaxialer Dehnungspfad ein. Innerhalb der zentralen Umformzone (D, E und F) werden mit diesem Parameterset nahezu ausschließlich ebene Formänderungszustände erreicht. Bereiche die früher in Kontakt mit der Matrize kommen weisen dabei eine geringere Ausprägung der 1. Hauptformänderung auf. Dieses Ergebnis deckt sich mit den Untersuchungen der Vergleichsdehnrate (Bild 7.4).

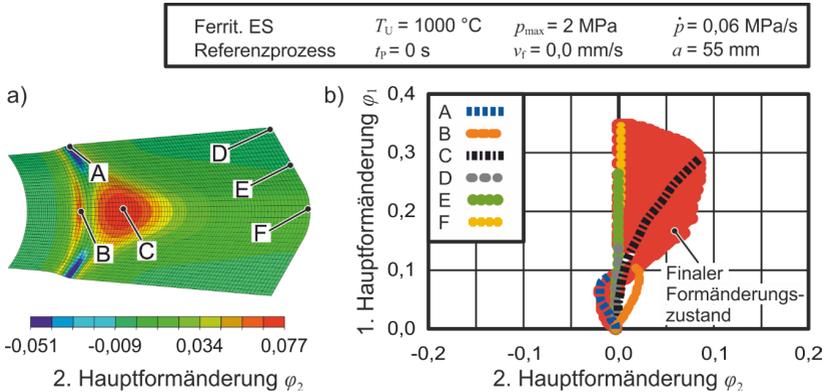


Bild 7.8: a) Numerisch ermittelte Verteilung der 2. Hauptformänderung am Beispiel des Referenzprozesses für ferritischen Edelstahl sowie b) Dehnpfade ausgewählter Bereiche

Wie im Abschnitt 6.1.4 ermittelt, weisen die verwendeten Werkstückwerkstoffe spezifische Grenzformänderungen für die freie Expansion auf. Die numerischen Ergebnisse zeigen, dass der Umformprozess in den Bereichen stagniert, die in Kontakt mit der Matrize kommen. Folglich gilt das Versagenkriterium für die freie Expansion (**Bild 6.15**) bis zum ersten Kontakt mit der Matrize. Dieser hängt aufgrund der verwendeten symmetrischen Formgebung ausschließlich von der Matrizenkantenlänge a ab. Um ein oberes Limit für die freie Expansion zu definieren, wird die jeweils geringste 1. Hauptformänderung der FLC-Punkte für die Auslegung genutzt. Diese betragen $\varphi_{1,F,\min} = 0,49$ für den ferritischen und $\varphi_{1,M,\min} = 0,22$ für den martensitischen Edelstahl. Ausgehend von einem initialen Rohrradius $r_{0,0} = 25 \text{ mm}$, können für den jeweiligen Werkstoff die maximal zulässigen Matrizenkantenlängen a_{\max} wie folgt definiert werden:

$$\varphi_1 = \ln \left(\frac{a_{\max}/2}{r_{\theta,0}} \right) \rightarrow a_{\max} = e^{\varphi_1} \cdot 2 \cdot r_{\theta,0} \quad (7.1)$$

Ferritischer
Edelstahl: $a_{F,\max} = e^{0,49} \cdot 2 \cdot 25 \text{ mm} = 81,62 \text{ mm}$ (7.2)

Martensitischer
Edelstahl: $a_{M,\max} = e^{0,22} \cdot 2 \cdot 25 \text{ mm} = 62,30 \text{ mm}$ (7.3)

Es ist zu erkennen, dass Halbzeuge aus martensitischem Edelstahl hinsichtlich der maximalen Matrizenkantenlänge a_{\max} eingeschränkter sind. Zusammenfassend können demnach, je nach Lage der FLC und den genutzten Prozessparametern, die Bereiche C und F als potentielle Versagensstellen eingestuft werden. Um die Grenzen der relevanten Versuchsparameter zu definieren, werden die kritischsten Parametersets mit dem Referenzprozess verglichen. Dazu werden die finalen Formänderungszustände mit einem maximalen Druck von $p_{\max} = 4,0 \text{ MPa}$, einer Matrizenkantenlänge von $a = 67 \text{ mm}$ und einer Haltezeit bei Maximaldruck von $t_p = 40 \text{ s}$ mit den Referenzprozessen verglichen (**Bild 7.9**). Dabei wird vom Referenzprozess stets nur ein Parameter geändert (Tabelle 7.1). Bei Simulationen mit dem ferritischen Edelstahl wird bei jeder Parameterkombination die freie Expansion abgeschlossen, bevor die zugehörige FLC überschritten wird. Ein Versagen durch eine tangentielle Lokalisierung ist demnach nicht zu erwarten (Abschnitt 6.1.3). Beim Referenzprozess wird ein Formänderungszustand mit signifikanter Sicherheitsreserve zur FLC für restringierte Ausformungen erreicht. Im Vergleich dazu werden mit einer längeren Haltezeit bei Maximaldruck höhere 1. und 2. Hauptformänderungen erreicht, wobei nach wie vor kein Versagen der Probe zu erwarten ist. Mit einem maximalen Druck von $p_{\max} = 4,0 \text{ MPa}$, werden zwar 1. Hauptformänderungen von $\varphi_1 > 0,6$ erreicht, die Versagenskriterien sind jedoch nicht erfüllt. Eine Matrizenkantenlänge von $a = 67 \text{ mm}$ liegt unterhalb des theoretischen Limits nach Gl. (7.2). In der Simulation wird zwar kein Versagen festgestellt, die Formänderungsreserve ist jedoch nahezu ausgeschöpft (Bild 7.9a). In der experimentellen Umsetzung ist daher am ehesten mit dieser Parameterkombination ein Versagen zu erwarten. Beim martensitischen Edelstahl fallen die 1. und 2. Hauptformänderung geringer aus als beim ferritischen Edelstahl. Grund dafür ist die höhere Festigkeit des Materials (Abschnitt 5.1.3) bzw. die Limitierung des Maximaldrucks. Um die Gefahr eines Versagens bei der freien Expansion durch einen Schweißnahttriss zu minimieren, wird diese so positioniert, dass sie als erstes mit der Matrice in Kontakt kommt. Beim Referenzprozess ist kein Versagen der Werkstücke zu erwarten. Mit höherem maximalen Druck $p_{\max} = 4,0 \text{ MPa}$ sowie einer längeren Haltezeit bei Maximaldruck $t_p = 40 \text{ s}$ werden höhere, jedoch unkritische, 1. und 2. Hauptformänderungen erzielt (Bild 7.9b). Eine Matrizenkantenlänge von $a = 67 \text{ mm}$ übersteigt das theoretisch ermittelte Limit für martensitischen Edelstahl nach Gl. (7.3). In der Numerik ist ebenfalls ein Versagen der Schweißnaht festzustellen.

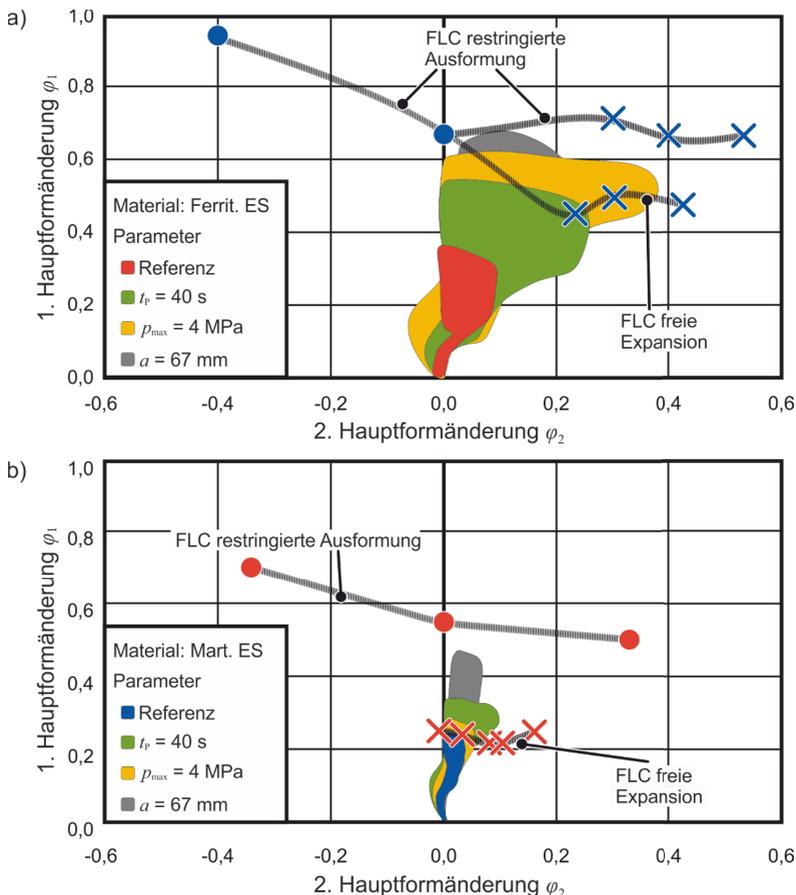


Bild 7.9: Grenzformänderungskurven nach Bild 6.15 sowie numerisch ermittelte Formänderungszustände für Proben aus a) ferritischem- und b) martensitischem Edelstahl

Dies wird durch den Vergleich der Formänderungsreserve zwischen der Schweißnaht und dem Grundwerkstoff ersichtlich. Dazu wird die Verteilung der 1. Hauptformänderung φ_1 bezogen auf die maximal zulässige 1. Hauptformänderung nach der FLC $\varphi_{1,FLC}$ für Simulationen mit dem martensitischen Edelstahl analysiert (**Bild 7.10**). Sobald das spezifische Verhältnis von $\varphi_1(\varphi_2)/\varphi_{1,FLC}(\varphi_2) \geq 1$ überschritten wird, liegt numerisch ein Versagen vor. Dabei werden der Schweißnaht und dem Grundwerkstoff separate FLCs zugewiesen (Bild 6.15b). Während bei einer Matrizenkantenlänge von $a = 55$ mm (Bild 7.10a) keine Gefahr des Versagens besteht, wird innerhalb der Schweißnaht bereits mit $a = 63$ mm (Bild 7.10b) ein Verhältnis $\varphi_1(\varphi_2)/\varphi_{1,FLC}(\varphi_2) > 1$ ermittelt. Der Grundwerkstoff weist dabei mit $\varphi_1(\varphi_2)/\varphi_{1,FLC}(\varphi_2) \approx 0,55$ noch eine Formänderungsreserve auf.

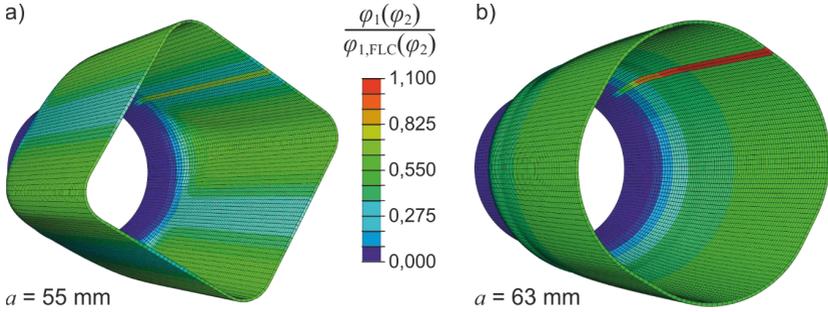


Bild 7.10: Erreichte 1. Hauptformänderung φ_1 im Verhältnis zur maximal zulässigen aus der Grenzformänderungskurve $\varphi_{1,FLC}(\varphi_2)$ bei Simulationen mit dem martensitischen Edelstahl und einer Matrizenkantenlänge von a) $a = 55$ mm und b) $a = 63$ mm

Einfluss auf die Wandstärke

In Abschnitt 7.2.2 wird gezeigt, dass der Reibkoeffizient μ keinen Einfluss auf den Verlauf der Wandstärke s über den Meridianwinkel ϕ hat. Die Auswirkungen der als relevant definierten Prozessparameter maximaler Druck p_{max} , Matrizenkantenlänge a und Haltezeit bei maximalen Druck t_p auf die Wandstärke werden im **Bild 7.11** gezeigt. Zwischen dem ferritischen und martensitischen Werkstoff stellt sich ein qualitativ vergleichbarer Wandstärkenverlauf über den Meridianwinkel ein (Bild 7.11a). Beide Verläufe weisen ihre Maxima bei $\phi = 0^\circ$ und 90° , also im Bereichen des ersten Kontakts zwischen Werkstück und Matrize, auf. Zentral stellt sich ein homogenes Minimum s_{min} über den Bereich ohne Kontakt ein. Als Referenzgröße dient die minimale Wandstärke s_{min} , welche in Abhängigkeit der Prozessparameter im Bild 7.11b aufgezeigt werden. Die Ergebnisse decken sich mit den Formänderungszuständen aus Bild 7.9. Höhere 1. Hauptformänderungen im Bereich der Eckenradien führen zu einer geringeren Wandstärke.

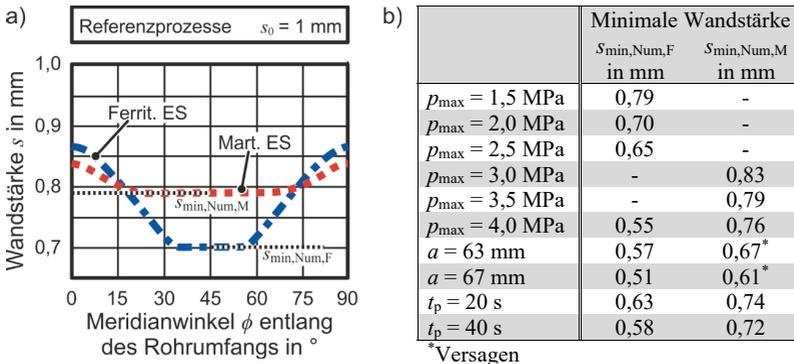


Bild 7.11: a) Verlauf der Wandstärke s über den Meridianwinkel ϕ bei den Referenzprozessen und b) minimale Wandstärke in Abhängigkeit relevanter Prozessparameter

Einfluss auf die ausgeformten Radien

Im Folgenden werden für beide Werkstoffe numerisch die Einflüsse der Parameter Maximaldruck p_{\max} , Matrizenkantenlänge a sowie die Haltezeit bei Maximaldruck t_p auf den ausgeformten Radius r_c ermittelt (Bild 7.12a). Generell werden mit Proben aus ferritischem Edelstahl, aufgrund der geringeren Festigkeit, kleinere Eckenradien r_c ausgeformt. Mit steigendem Maximaldruck p_{\max} werden bei beiden Werkstoffen durch die höhere mechanische Belastung geringere Radien erzielt. Dabei ist ein regressiver Zusammenhang durch die Konvergenz zu einem minimalen Wert zu erkennen (Bild 7.12b). Dies lässt sich durch die Prozessmechanik der Innenhochdruckumformung erklären (Abschnitt 2.3.3). Mit steigender Matrizenkantenlänge a wird zwischen den beiden Werkstoffen kein qualitativ vergleichbarer Zusammenhang ermittelt. Beim ferritischen Edelstahl führt eine höhere Matrizenkantenlänge a zu kleineren ausgeformten Eckenradien r_c . Grund dafür ist die nahezu vernachlässigbare Verfestigung des Materials bei der genutzten Umformtemperatur von $T_U = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$. Gleichzeitig kommt es zu einer ausgeprägten freien Expansion, wodurch eine geringere Wandstärke s während der Ausformung der Radien r_c vorliegt. Das Verhältnis von verfestigenden- zu entfestigenden Mechanismen begünstigt somit eine fortschreitende Umformung (Abschnitt 2.3.3). Beim martensitischen Edelstahl wird mit größeren Matrizenkantenlängen a stets ein Versagen der Probe festgestellt. Sofern die Versagenskriterien nicht berücksichtigt werden, führt eine zunehmende Matrizenkantenlänge a zu größeren Eckenradien r_c .

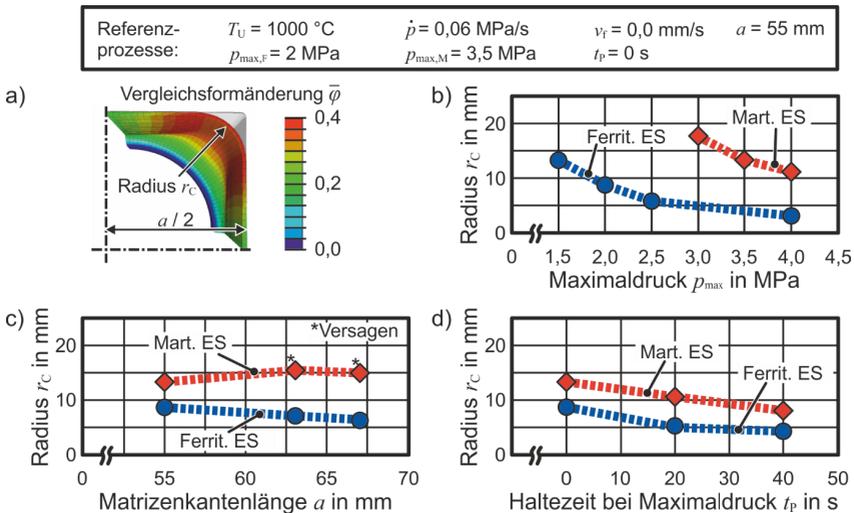


Bild 7.12: a) Numerisches Modell zur Ermittlung des ausgeformten Eckenradius r_c in Abhängigkeit von b) dem Maximaldruck p_{\max} , c) der Matrizenkantenlänge a und d) der Haltezeit bei Maximaldruck t_p

Dies ist auf das höhere Maß an Verfestigung mit steigender Formänderung zurückzuführen (Bild 7.12c). Mit steigender Haltezeit bei Maximaldruck t_p wird bei beiden Werkstoffen ein kleinerer Eckenradius r_c ermittelt. Grund dafür ist die thermisch bedingte Abnahme der statischen Fließspannung $k_{s,0}$ mit längeren Haltezeiten (Abschnitt 5.1.5). Aufgrund der absolut höheren Abnahme von $k_{s,0}$ über die Zeit, wird beim martensitischen Edelstahl ein quantitativ höherer Effekt ermittelt (Bild 7.12d).

Die numerisch ermittelten Einflussfaktoren auf das Umformergebnis sind durch die Erkenntnisse aus der Werkstoffcharakterisierung (Kapitel 5 und 6) nachvollziehbar. Es folgt eine Validierung der numerischen Simulationen durch den Vergleich experimenteller und numerischer Ergebnisse.

7.3 Experimentelle Modellvalidierung⁷

Der experimentelle Versuchstand, der Prozessablauf sowie die verwendeten Parameter wurden in Abschnitt 7.1 beschrieben. Die Experimente werden genutzt, um die numerischen Untersuchungen aus Abschnitt 7.2 zu validieren. Des Weiteren wird das Potential, Komponenten aus dem martensitischen Edelstahl prozessbegleitend zu härten, untersucht. Abschließend werden exemplarische Prozessfenster aufgestellt, um die werkstoffspezifischen Grenzen des IHTP-Prozesses aufzuzeigen.

Für die Validierung der numerischen Untersuchungen, kann kein Prozessparameter, wie z. B. der zeitliche Verlauf des Innendrucks $p(t)$, genutzt werden, da diese als Eingangsgrößen vorgegeben werden. Alternativ werden dafür geometrische Größen in Form der minimalen Wandstärke s_{\min} sowie der ausgeformten Eckenradien r_c genutzt.

Bestimmung von Wandstärken

Zur Auswertung der Wandstärkenverläufe werden die umgeformten Proben metallografisch präpariert. Zunächst wird mit einem Nasstrennschleifer Discotom-100 (Fa. Struers) ein zentrales, ca. 15 mm breites Segment entnommen (Bild 7.13a). Dieses wird in vier identische Teile zerteilt, um den Wandstärkenverlauf in allen Radien auswerten zu können. Die einzelnen Radien werden anschließend kalt eingebettet und einem Schleif- sowie Polierprozess bis zu einer Körnung von $1 \mu\text{m}$ unterzogen (Bild 7.13b). Mittels eines Lichtmikroskops Axio Imager.M1m (Fa. Zeiss) werden die einzelnen Teilsegmente mit 25-facher Vergrößerung aufgenommen. Zur Ausmessung der Wandstärke wird ein Skript verwendet, welches in der Programmiersprache Python geschrieben wurde. Dazu werden die lichtmikroskopischen Aufnahmen zunächst in Graustufen konvertiert. Über ein Schwellenwertverfahren wird jedem Pixel der Zustand schwarz oder weiß zugeordnet. Imperfektionen der Probe werden dabei softwareseitig beseitigt.

⁷Die Auswertung der Wandstärkenverläufe sowie ausgeformten Radien entstammt der Zusammenarbeit mit J. Fleisch und ist Bestandteil seiner Masterarbeit (vgl. S. V)

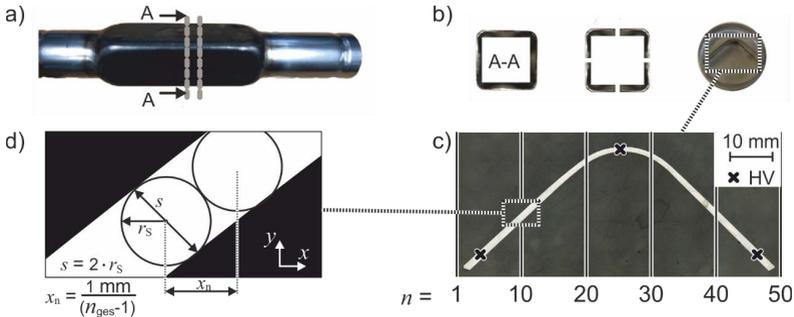


Bild 7.13: Vorgehen bei der Ausmessung der Wandstärkenverläufe – a) Trennen, b) metallografisch Präparieren, c) optisch Aufnehmen und d) skriptbasiert Auswerten

Zum Teil können bei diesem Prozess dünne Oxidationsschichten auf den Proben falsch zugeordnet werden. Da diese Schichten jedoch lediglich wenige μm der Wandstärke ausmachen, wird von einem vernachlässigbaren Effekt ausgegangen. Durch die beschriebene schwarz-weiß Zuordnung der Pixel wird der Kontrast in der Aufnahme maximiert, wodurch das Teilsegment der Probe als weißer Bogen auf schwarzem Hintergrund dargestellt wird. Entlang der Breite des Bildes werden $n = 50$ Schnitte über die Probe gelegt (Bild 7.13c). An jedem Schnitt erfolgt die Auswertung der Wandstärke s . Dazu wird das Bild in y -Richtung von oben nach unten durchlaufen. Werden dabei lediglich schwarze Pixel detektiert, wird dieser Schnitt in der Auswertung ignoriert. Sofern ein weißer Pixel identifiziert wird, wird dieser als Mittelpunkt eines Kreises definiert und die benachbarten Pixel in die Auswertung einbezogen. Sind davon alle Pixel weiß, wird der Radius des Kreises um einen Wert von eins erhöht. Bei Vorliegen eines schwarzen Pixels wird der Kreismittelpunkt hingegen um den Wert eins nach unten verschoben. Die beiden letzten aufgeführten Schritte, werden wiederholt, bis der maximale Radius erreicht wurde. Auf diese Weise entsteht ein Kreis mit dem Radius r_s , dessen Durchmesser mit der Wandstärke s auf Höhe dieses Schnittes gleichzusetzen ist (Bild 7.13d). Der Code zu dem verwendeten Skript ist Anhang C zu entnehmen. Zur Umrechnung der Pixelwerte in mm, wird die in der lichtmikroskopischen Aufnahme hinterlegte Skala eingelesen und so das entsprechende Verhältnis abgeleitet. Die ermittelten Radien r_s bzw. Wandstärken s werden inkl. der zugehörigen x - und y -Koordinaten ausgelesen. Da die Auswertung über eine feste Schnittweite x_n und nicht wie numerisch über den Meridianwinkel ϕ erfolgt, liegt eine Verzerrung des Auswertpfades vor. Für die numerische Validierung wird die minimale Wandstärke s_{min} herangezogen. Diese unterliegt keinem Fehler durch die genutzte Auswertmethode, weshalb von einer geometrischen Korrektur des Auswertpfades abgesehen wird. **Bild 7.14** zeigt einen exemplarischen Vergleich zwischen dem experimentell und numerisch ermittelten Wandstärkenverlauf einer Referenzprobe aus ferritischem Edelstahl. Für eine qualitative Vergleichbarkeit der beiden Auswertmethoden, werden spezifische Auswertpfade verwendet (Bild

7.14a). Die Wandstärkenverläufe aus den numerischen und experimentellen Untersuchungen (Bild 7.14b) sind qualitativ vergleichbar. Die experimentellen Messwerte weisen im Vergleich zur Numerik höhere Maxima in den Randbereichen und niedrigere Minima in der zentralen Umformzone auf. Daraus lässt sich schließen, dass bei der experimentellen Umsetzung weniger Material tangential nachfließt nachdem das Werkstück in Matrizenkontakt gekommen ist. Dies lässt sich durch imperfekte Oberflächen der Matrize erklären, wodurch sich ein mikroskopischer Formschluss während der Expansion bildet und den Materialfluss behindert. Zentral ergibt sich hierdurch eine geringere minimale Wandstärke s_{\min} .

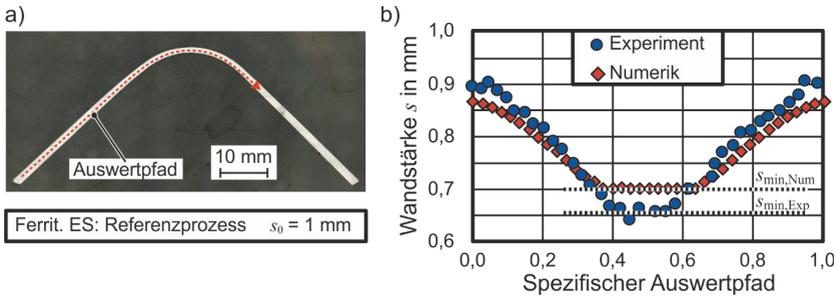


Bild 7.14: a) Exemplarisches eingebettetes Teilsegment sowie b) experimentell und numerisch ermittelter Wandstärkenverlauf über den spezifischen Auswertpfad

Um die Genauigkeit der Simulationen zu bewerten, wird die relative prozentuale Abweichung δ_{rel} zwischen den experimentellen $s_{\min, \text{Exp}}$ und den numerischen $s_{\min, \text{Num}}$ minimalen Wandstärken nach

$$\delta_{\text{Rel}, s} = \left| \frac{s_{\min, \text{Num}} - s_{\min, \text{Exp}}}{s_{\min, \text{Exp}}} \right| \cdot 100 \% \quad (7.4)$$

berechnet. Eine Übersicht der resultierenden Abweichungen in Abhängigkeit der verwendeten Prozessparameter ist in **Tabelle 7.2** zusammengefasst. Qualitativ zeichnen sich parameterspezifisch die gleichen Trends aus. Die durchschnittlichen Abweichungen belaufen sich mit 9,7 % beim ferritischen und 2,1% beim martensitischen Edelstahl im tolerierbaren Bereich. Die Numerik wird damit als validiert betrachtet, was die Auswertung von minimalen Wandstärken angeht.

Aus den experimentell ermittelten Wandstärken können die versagenskritischen Parameter abgeleitet werden. Im Vergleich mit den numerischen Untersuchungen aus Abschnitt 7.2.3 kann bestätigt werden, dass höhere Formänderungen mit einer geringeren finalen Wandstärke einhergehen. Dieser Zusammenhang ist auf die ebene Formänderung zurückzuführen, welche sich in der zentralen Umformzone einstellt.

Tabelle 7.2: Gemittelte minimale Wandstärken der experimentellen und numerischen Untersuchungen in Abhängigkeit der Prozessparameter

	Minimale Wandstärke s_{\min} Ferritischer Edelstahl			Minimale Wandstärke s_{\min} Martensitischer Edelstahl		
	$s_{\min,Exp}$ in mm	$s_{\min,Num}$ in mm	δ in %	$s_{\min,Exp}$ in mm	$s_{\min,Num}$ in mm	δ in %
$p_{\max} = 1,5$ MPa	0,71	0,79	11,3	-	-	-
$p_{\max} = 2,0$ MPa	0,66	0,70	6,1	-	-	-
$p_{\max} = 2,5$ MPa	0,66	0,65	1,5	-	-	-
$p_{\max} = 3,0$ MPa	-	-	-	0,83	0,83	0,0
$p_{\max} = 3,5$ MPa	-	-	-	0,75	0,79	5,1
$p_{\max} = 4,0$ MPa	0,48	0,55	14,6	0,73	0,76	3,9
$a = 63$ mm	0,52	0,57	9,6	Riss	Riss	-
$a = 67$ mm	0,45	0,51	13,3	Riss	Riss	-
$t_p = 20$ s	0,54	0,63	16,7	0,75	0,74	1,4
$t_p = 40$ s	0,54	0,58	7,2	0,72	0,72	0,0
Durchschnitt			9,7			2,1

Demnach ist beim ferritischen Edelstahl die Matrizenkantenlänge der kritischste Parameter beim Vermeiden von Versagen. Doch auch mit hohen Drücken oder zunehmenden Haltezeiten, halbieren sich die Wandstärken in etwa. Beim martensitischen Edelstahl weisen höhere Maximaldrücke oder längere Haltezeiten einen vergleichbaren Effekt auf die Ausdünnung der Wandstärke auf.

Bestimmung ausgeformter Radien

Als zweites Kriterium zur Validierung der Simulation dienen die ausgeformten Eckenradien r_C der Werkstücke. Die Vermessung erfolgt über das Verfahren der Streifenlichtprojektion an einem 3D-Profilometer VR-5200 (Fa. Keyence). Dazu werden die Proben mit dem zu vermessenden Radius nach oben auf den Messtisch aufgelegt. Das Profilometer projiziert ein Schattenmuster auf die Probe, über dessen Verzerrung die Kontur optisch erfasst (**Bild 7.15a**) und die Oberfläche dreidimensional digitalisiert wird. Zur Auswertung des Eckenradien r_C wird orthogonal ein Schnitt durch die Oberfläche gelegt, woraus eine zweidimensionale Kontur abgeleitet wird. An den ebenen Flächen der Probe werden Tangenten angelegt, welche genutzt werden, um den Eckenradius r_C zu fitten (**Bild 7.15b**). Die ermittelten Eckenradien r_C werden in Abhängigkeit relevanter Prozessparameter und im Vergleich mit den numerischen Ergebnissen (Abschnitt 7.2.3) verglichen (**Bild 7.16**). Die Auswertung erfolgt stets zentral in der Hauptumformzone, wo ein Einfluss der Randbereiche auf die Ausformung ausgeschlossen werden kann (**Bild 7.16a**). Mit dem ferritischen Edelstahl werden aufgrund der geringeren Festigkeit generell größere Ausformungen erzielt. Mit einem steigenden Maximaldruck p_{\max} (**Bild 7.16b**) wird, analog zu den numerischen Untersuchungen, auch experimentell ein kleinerer Eckenradius r_C ermittelt.

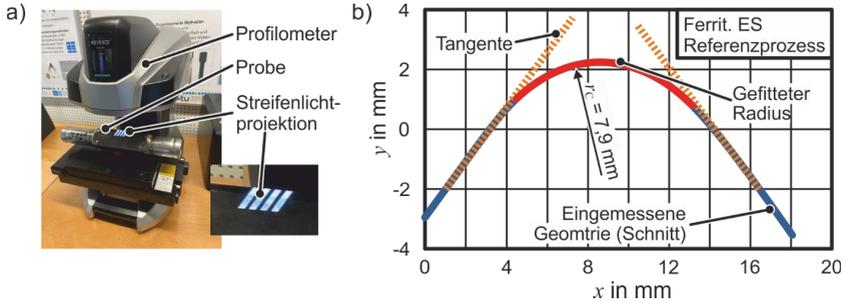


Bild 7.15: Vermessung der Eckenradien r_C – a) Messeinrichtung sowie b) Auswertungsmethodik am Beispiel eines Referenzprozesses mit ferritischem Edelstahl

Beim ferritischen Edelstahl ist gleichzeitig zu erkennen, dass die Ausformung mit steigendem Maximaldruck stagniert. Mit einer zunehmenden Matrizenkantenlänge a (Bild 7.16c) wird beim ferritischen Edelstahl eine Abnahme des Radius r_C zwischen $a = 55$ und 63 mm festgestellt. Zwischen $a = 63$ und 67 mm ist hingegen ein geringer Anstieg zu verzeichnen. Ebenfalls kommt es mit $a = 67 \text{ mm}$ partiell zum Versagen der Proben im Eckenradius, kurz bevor der Maximaldruck $p_{\max} = 2,0 \text{ MPa}$ erreicht wird. Im Vorfeld wurde numerisch kein Versagen prognostiziert, wobei der Formänderungszustand kritischer Bereiche nur einen geringen Abstand zur FLC aufwies (Bild 7.9a).

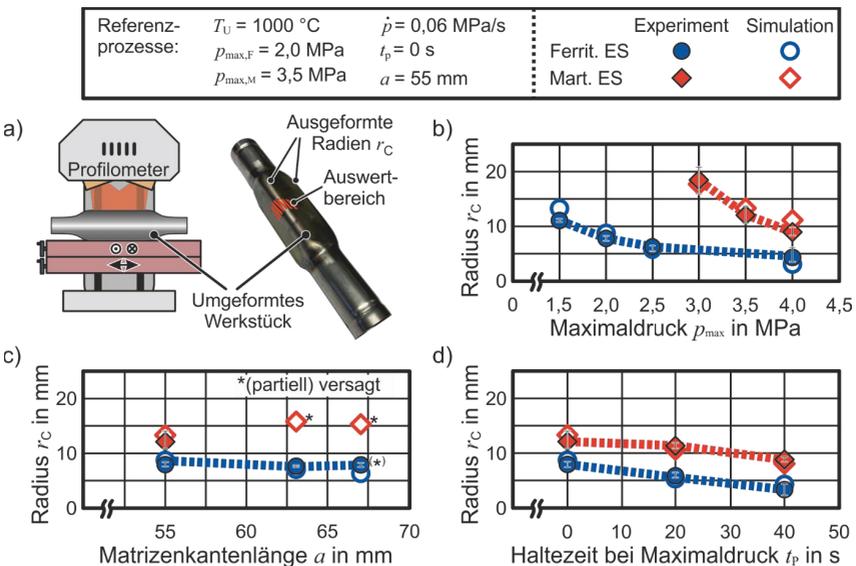


Bild 7.16: a) Auswertung der Eckenradien r_C sowie die Einflüsse von b) dem Maximaldruck p_{\max} , c) der Matrizenkantenlänge a und d) der Haltezeit bei Maximaldruck t_p

Die Bestimmung der numerischen Versagensgrenzen sowie der Abgleich mit den Experimenten erfolgt in Abschnitt 7.4. Bei experimentellen Untersuchungen mit martensitischem Edelstahl kam es mit Matrizenkantenlängen von $a = 63$ und 67 mm stets zum Versagen der Probe an der Schweißnaht. Dies deckt sich mit den Prognosen aus der Simulation (Bild 7.9b). Mit einer längeren Haltezeit bei maximalem Druck t_p werden bei beiden Werkstoffen geringere Eckenradien r_C ausgeformt. Dies deckt sich qualitativ ebenfalls mit den numerischen Ergebnissen (Bild 7.16d). Neben den hier analysierten Prozessparametern, wurden ebenfalls Experimente mit unterschiedliche Vorschubgeschwindigkeiten v_f (Tabelle 7.1) sowie unter der Verwendung von Bornitrid als Schmierstoff durchgeführt. In beiden Fällen konnte kein Einfluss auf die Wandstärke s sowie den ausgeformten Radius r_C festgestellt werden, wodurch die Simulationsergebnisse bestätigt werden (Bild 7.5 und Bild 7.6). Auf eine wiederholte Darstellung der Ergebnisse wird an dieser Stelle verzichtet.

Analog zu den minimalen Wandstärken s_{\min} werden zur Validierung der Simulation die experimentell und numerisch bestimmten Eckenradien r_C miteinander verglichen. Zur Bestimmung der relativen Abweichung $\delta_{\text{Rel},r}$ wird die Radienabnahme während der restringierten Ausformung genutzt. Demnach wird die Differenz für die Bezugsgrößen zwischen dem maximal erreichten Radius während der freien Expansion (entspricht $a/2$) und dem finalen Eckenradius gebildet. Folglich kann die relative Abweichung über

$$\delta_{\text{Rel},r} = \left| \frac{(a/2 - r_{C,\text{Num}}) - (a/2 - r_{C,\text{Exp}})}{(a/2 - r_{C,\text{Exp}})} \right| \cdot 100 \% \quad (7.5)$$

bestimmt werden. Beim ferritischen Edelstahl mit einem Maximaldruck von $p_{\max} = 1,5$ MPa sowie beim martensitischen Edelstahl mit $p_{\max} = 3,5$ und $4,0$ MPa werden Abweichungen im Bereich von 12 bis 14 % ermittelt. Bei den restlichen Parameterkombinationen werden hingegen weniger als 10 % festgestellt. Die quantitativen Werte der ausgeformten Eckenradien r_C sowie die werkstoff- und parameterspezifischen relativen Abweichungen $\delta_{\text{Rel},r}$ sind in **Tabelle 7.3** zusammengefasst. Im Durchschnitt werden, trotz der vorab genannten Ausreißer, relative Abweichungen zwischen Experiment und Simulation von $\delta_{\text{Rel},F} = 4,46$ % bzw. $\delta_{\text{Rel},M} = 7,15$ % erzielt. Ebenfalls stimmen die qualitativen Einflüsse der Prozessparameter stets überein, weshalb die Simulation als validiert angesehen wird. Zusammenfassend ist das numerische Modell geeignet, um die Geometrie der Komponenten zu prognostizieren.

Tabelle 7.3: Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Eckenradien r_C sowie die parameterspezifischen relativen Abweichungen δ_{Rel}

	Eckenradius r_C Ferritischer Edelstahl			Eckenradius r_C Martensitischer Edelstahl		
	$r_{C,\text{Exp}}$ in mm	$r_{C,\text{Num}}$ in mm	$\delta_{\text{Rel},r}$ in %	$r_{C,\text{Exp}}$ in mm	$r_{C,\text{Num}}$ in mm	$\delta_{\text{Rel},r}$ in %
$p_{\text{max}} = 1,5 \text{ MPa}$	11,28	13,43	13,19	-	-	-
$p_{\text{max}} = 2,0 \text{ MPa}$	8,00	8,79	4,04	-	-	-
$p_{\text{max}} = 2,5 \text{ MPa}$	6,19	5,95	1,14	-	-	-
$p_{\text{max}} = 3,0 \text{ MPa}$	-	-	-	18,47	18,29	2,01
$p_{\text{max}} = 3,5 \text{ MPa}$	-	-	-	12,17	14,15	12,92
$p_{\text{max}} = 4,0 \text{ MPa}$	4,79	3,18	7,09	9,02	11,59	13,90
$a = 63 \text{ mm}$	7,70	7,64	0,23	Riss	Riss	-
$a = 67 \text{ mm}$	7,87	6,79	4,22	Riss	Riss	-
$t_p = 20 \text{ s}$	5,70	5,48	1,02	11,36	10,37	6,13
$t_p = 40 \text{ s}$	3,76	4,89	4,76	8,94	8,79	0,79
Durchschnitt			4,46			7,15

7.4 Ableiten von Prozessfenstern⁸

In diesem Abschnitt werden Prozessfenster auf Basis der experimentellen und numerischen Untersuchungen aufgestellt. Dazu gibt es mehrere potentielle Ansätze hinsichtlich der berücksichtigten Prozessparameter. Hier werden Prozessfenster in Abhängigkeit des maximalen Drucks p_{max} sowie der Matrizenkantenlänge a aufgestellt (**Bild 7.17**).

Um die Versagensgrenzen zu definieren, wird experimentell und numerisch das gleiche Vorgehen genutzt. Ausgehend von einer Matrizenkantenlänge a (Bild 7.17a) wird der Innendruck so lange erhöht bis das Werkstück versagt oder der maximal umsetzbare Druck von $p_{\text{max}} = 4 \text{ MPa}$ erreicht wird. Experimentell sind Matrizenkantenlängen von $a = 55, 63$ und 67 mm nutzbar. Numerisch werden zusätzlich $a = 59$ und 70 mm analysiert. Die untere Grenze der Matrizenkantenlänge ist mit dem initialen Rohrdurchmesser des Halbzeugs $a_{\text{min}} = D_{0,0} = 50 \text{ mm}$ gleichzusetzen. Kleinere Abmessungen würden geteilte, aktiv umformende Matrize erfordern, die im aktuellen experimentellen Aufbau jedoch nicht vorliegen. Die Prozessgrenze für zu geringe Innendrucke wird durch eine unzureichende Ausformung begrenzt. Da dies ein subjektives Kriterium ist, wird dieses nicht weiter berücksichtigt. Die obere Grenze des Drucks wird mit $p_{\text{max}} = 4 \text{ MPa}$ durch die Limitierung der Anlage vorgegeben. Beim martensitischen (Bild 7.17c) ergibt sich im Vergleich zum ferritischen Edelstahl (Bild 7.17b) ein kleineres Prozessfenster. Dies ist auf zwei Ursachen zurückzuführen.

⁸Die Bestimmung experimenteller sowie numerischer Berstdrücke in Abhängigkeit der Matrizenkantenlänge entstammt der Zusammenarbeit mit J. Fleisch und ist Bestandteil seiner Masterarbeit (vgl. S. V)

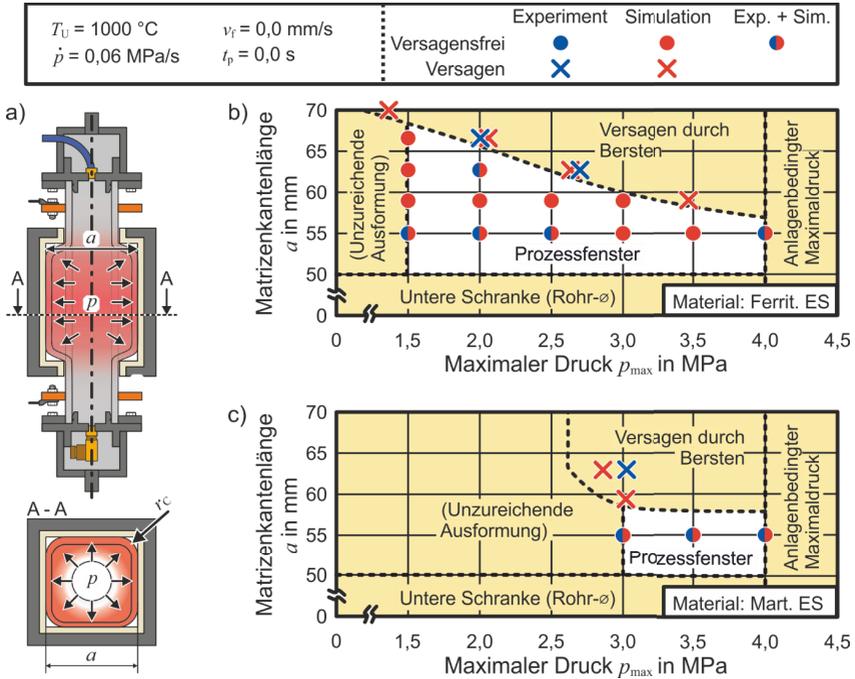


Bild 7.17: Exemplarische Prozessfenster der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung – a) Geometrische Randbedingungen des Prozesses sowie aufgestellte Prozessfenster für b) den ferritischen- und c) den martensitischen Edelstahl

Zum einen liegen die FLCs für freie Expansionen beim martensitischen niedriger als beim ferritischen Edelstahl, wodurch nach Gl. (7.2) und (7.3) geringere Matrizenkantenlängen a zulässig sind. Des Weiteren werden beim martensitischen Edelstahl durch seine höheren Festigkeiten größere Innendrucke benötigt, um eine zum ferritischen Edelstahl vergleichbare Formänderung zu erzielen. Dies führt zu größeren Einschränkungen der Ausformung des martensitischen Edelstahls durch die anlagenseitige Begrenzung von $p_{max} = 4\text{ MPa}$.

Die quantitativen Innendrucke, bei denen Versagen auftritt, sind für beide Werkstoffe in **Tabelle 7.4** zusammengefasst. Die relative Abweichung der numerisch und experimentell ermittelten Berstdrücke $\delta_{Rel,B}$ wird über

$$\delta_{Rel,B} = \left| \frac{p_{max,Num} - p_{max,Exp}}{p_{max,Exp}} \right| \cdot 100\% \tag{7.6}$$

bestimmt. Mit dem aktuellen experimentellen Aufbau sind durch die Drucklimitierung und den nutzbaren Matrizenkantenlängen nur partielle Parameterkombinationen möglich, welche zum Versagen führen. Daher ist der Vergleich zwischen den Ergebnissen der Simulation und der Experimente nur in ausgewählten Fällen möglich. Die ermittelten Abweichungen der Berstdrücke $\delta_{\text{Rel,B}}$ liegen mit maximal 3 % beim ferritischen sowie 7,3 % beim martensitischen Edelstahl im akzeptablen Bereich. Die Simulation gilt somit als validiert, um die Prozessgrenzen beim IHTP-Prozess zu prognostizieren.

Tabelle 7.4: Innendrucke p_{max} die in Abhängigkeit der Matrizenkantenlänge a zum Versagen führen für beide Werkstoffe

Matrizenkantenlänge a	Versagensdruck Ferritischer Edelstahl			Versagensdruck Martensitischer Edelstahl		
	$p_{\text{max,Exp}}$ in MPa	$p_{\text{max,Num}}$ in MPa	$\delta_{\text{Rel,B}}$ in %	$p_{\text{max,Exp}}$ in MPa	$p_{\text{max,Num}}$ in MPa	$\delta_{\text{Rel,B}}$ in %
$a = 55 \text{ mm}$	-*	7,14	-	-*	8,34	-
$a = 59 \text{ mm}$	**	3,46	-	**	3,01	-
$a = 63 \text{ mm}$	2,68	2,63	1,8	3,03	2,81	7,3
$a = 67 \text{ mm}$	2,00	2,06	3,0	Vgl. $a = 63 \text{ mm}$		
$a = 70 \text{ mm}$	**	1,31				

*kein Versagen bis zu einem Druck von 4 MPa

**Matrizengeometrie experimentell nicht umsetzbar

7.5 Einstellung von Produkteigenschaften⁹

Nachdem in den letzten Abschnitten die Innenhochdruck-Warmumformung isoliert betrachtet wurde, sollen hier der Prozess der Abschreckung sowie dessen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften experimentell untersucht werden. Dabei werden IHTP-Versuche mit dem martensitischen Edelstahl fokussiert, da der ferritische Edelstahl nicht für eine Härtung geeignet ist (Abschnitt 4.2.1 und 5.2).

Wie in Abschnitt 4.1 beschrieben, soll nach dem Umformprozess die Abkühlung durch das Medium (Druckluft) erfolgen. Als Stellgröße dient dabei der Volumenstrom \dot{V} , welcher durch das Werkstück geleitet wird (**Bild 7.18a**). Während der Erwärmung und Umformung wird die Temperatur über ein Pyrometer M308 gemessen. Während der Abkühlung wird für die Temperaturmessung zusätzlich ein Thermoelement Typ-K verwendet (**Bild 7.1a**). Beide Messungen erfolgen an der ebenen Wand des Bauteils. Qualitativ kann ein Einfluss des Volumenstroms \dot{V} auf den Temperaturverlauf während der Abkühlung erkannt werden. Zur Bestimmung von quantitativen Werten, werden die durchschnittlichen Abkühlraten \dot{T} zwischen der Austenitisierungstemperatur $T_{\gamma} = 1000 \text{ °C}$ und der Martensit-Starttemperatur $M_s \approx 350 \text{ °C}$ (Abschnitt 5.2) gebildet.

⁹Die ausgewerteten Abschreckgradienten sowie resultierenden Härtewerte entstammen der Zusammenarbeit mit J. Flesch und sind Bestandteil seiner Masterarbeit (vgl. S. V)

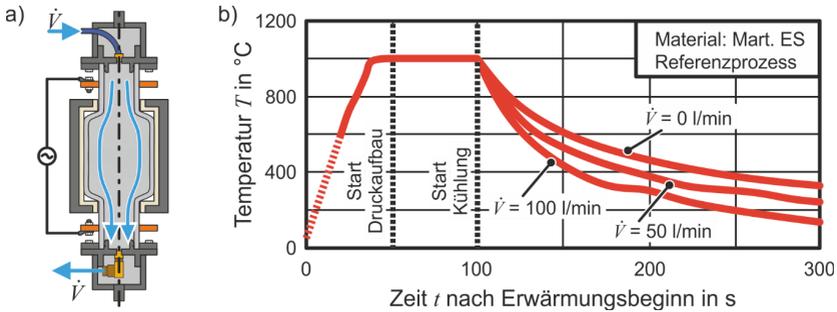


Bild 7.18: a) Vorgehen zum Abschrecken nach der Warmumformung und b) Temperaturverlauf über die Prozessdauer in Abhängigkeit des Volumenstroms \dot{V}

Aus den drei ausgewählten Volumenströmen werden mittlere Abkühlraten von

- $\dot{T}(\dot{V} = 0 \text{ l/min}) = 3,34 \text{ K/s}$,
- $\dot{T}(\dot{V} = 50 \text{ l/min}) = 5,87 \text{ K/s}$ und
- $\dot{T}(\dot{V} = 100 \text{ l/min}) = 8,13 \text{ K/s}$

ermittelt (Bild 7.18b). Die Abkühlrate kann durch einen Volumenstrom $\dot{V} = 100 \text{ l/min}$ demnach mehr als verdoppelt werden. Dennoch können unter den gegebenen Umständen standardmäßig in der Warmumformung eingesetzte Werkstoffe nicht gehärtet werden, da die spezifischen kritischen Abkühlraten nicht erreicht werden (z. B. $\dot{T}_{\text{krit}} \approx 27 \text{ K/s}$ bei 22 MnB5). Ebenfalls gelten die gemessenen Abkühlraten \dot{T} nur für den IHTP-Referenzprozess mit einer Matrizenkantenlänge von $a = 55 \text{ mm}$ und einer Haltezeit bei Maximaldruck von $t_p = 0 \text{ s}$.

Die mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Abkühlrate \dot{T} bzw. des Volumenstroms \dot{V} werden durch Härtemessungen quantifiziert. Im Anlieferungszustand weist der martensitische Edelstahl ein karbidhaltiges ferritisches Gefüge mit einer Härte von ca. 150 HV5 auf. Unter allen untersuchten Abkühlbedingungen wurde eine Härtung des Materials auf über 400 HV5 erzielt (**Bild 7.19a**). Mit steigender Abkühlrate \dot{T} wird dabei ein geringer Anstieg der gemittelten Härte festgestellt, wodurch Werte von über 460 HV5 ermittelt werden konnten. Unstetigkeiten ergeben sich bei der Verteilung der Härte über den Querschnitt. Im Radius werden dabei im Durchschnitt um 30 HV5 geringere Härtewerte gemessen als in der ebenen Wand. Aus Abschnitt 5.2 ist bekannt, dass sich solche Unterschiede nicht ausschließlich auf eine geringe Abkühlrate zurückführen lassen. Im Radius werden die größeren Formänderungen erzielt, wodurch eine versetzungsbasierte Verfestigung ausgeschlossen werden kann. Wie im Stand der Technik beschrieben (2.1.2 oder Helmholz et al., 2015) kann die Formänderung jedoch einen Einfluss auf die Phasenumwandlung bewirken. An dieser Stelle kann nur angenommen wer-

den, dass diese verformungsbasierten Mechanismen für den Abfall der Härte verantwortlich sind. Unabhängig davon, wird bei allen Proben über den kompletten Querschnitt ein martensitisches Gefüge vorgefunden, wie es beispielhaft im Bild 7.19b gezeigt wird.

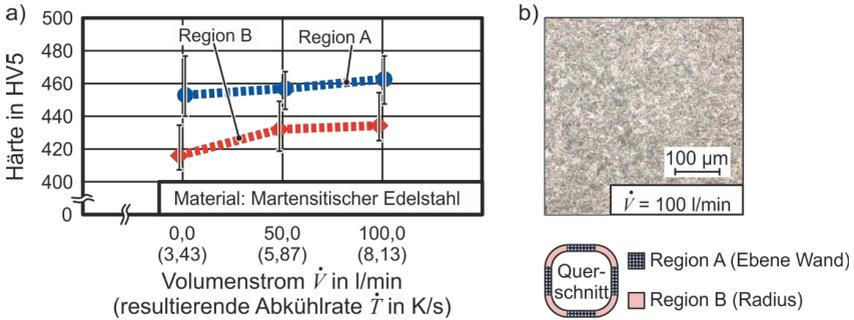


Bild 7.19: a) Gemessene Härte in HV5 einer Probe aus martensitischem Edelstahl nach dem Abschrecken sowie b) metallografische Aufnahme des eingestellten martensitischen Gefüges (Adler-Ätzung – Region A)

Die Messungen verdeutlichen, dass beim martensitischen Edelstahl die Abkühlrate bei der Härtung nur einen sekundären Einfluss hat. Diese Ergebnisse decken sich mit den Abschreckversuchen aus Abschnitt 5.2 und lassen sich durch die werkstofftechnischen Mechanismen aus dem Stand der Technik erklären (Abschnitt 2.1.2).

7.6 Zwischenfazit

Die neu entwickelte Isotherme-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHTP-Prozess) wurde numerisch abgebildet und experimentell realisiert. Der Prozess ermöglicht die isotherme Umformung mittels Innenhochdruck bei 1000 °C. Durch die Ergebnisse aus den Experimenten und Simulationen konnten die folgenden Erkenntnisse gewonnen werden:

- Bei der Ausformung des Profils werden numerisch die Prozessparameter Maximaldruck, Matrizenkantenlänge sowie Haltezeit bei Maximaldruck als relevante Größen identifiziert. Ein axialer Vorschub sowie die Reibung zwischen Werkstück und Matrize sind hingegen vernachlässigbar. Diese Ergebnisse konnten experimentell anhand der ausgeformten Radien sowie den Wandstärken validiert werden.
- Auf Basis der Grenzformänderungskurven aus Kapitel 6 konnten numerisch Parameterkombinationen ermittelt werden, die zum Versagen führen. Die Resultate der Simulation konnten experimentell durch den Abgleich der Berstdrücke validiert wer-

den. Aus den Ergebnissen konnten Prozessfenster abgeleitet werden. Das numerische Modell wird als geeignet angesehen, um Prozessgrenzen für beliebige Geometrien zu ermitteln.

- Nach der Warmumformung kann die Abkühlung des Werkstücks durch das Medium (Druckluft) beeinflusst werden. Mit steigendem Volumenstrom werden dabei schnellere Abkühlungen gemessen. Dadurch werden die Werkstücke aus martensitischem Edelstahl von ca. 150 HV5 (Anlieferungszustand) auf über 400 HV5 gehärtet.

In diesem Kapitel wurde bewiesen, dass die isotherme Warmumformung mittels Innenhochdruck geschlossener Profile mit einer anschließenden Härtung möglich ist. Die Überlegungen zur Prozessrealisierung aus Kapitel 4 konnten somit bestätigt werden.

8 Druckgestütztes-Hochtemperatur-Profilbiegen

Basierend auf den Erkenntnissen aus den vorherigen Kapiteln, wird im Folgenden eine Übertragung auf ein weiteres Umformverfahren angestrebt. Das Hochtemperatur-Profilbiegen wird als Prozess gewählt, wobei die gezielte Beaufschlagung mittels Innendruck genutzt wird, um eine Prozessfenstererweiterung zu erzielen. Aus Kapitel 6 ist durch die druckgestützten Rohrzugversuche bekannt, dass durch einen Innendruck eine instabile Verjüngung während der Umformung vermieden werden kann. Es bleibt zu prüfen, ob ein Innendruck einen positiven Einfluss auf die Versagensbilder, hier insbesondere die Faltenbildung am Innenbogen, beim Profilbiegen hat. Prozesse mit einer Spannungsüberlagerung durch Innendruck (Schaumann et al., 2005) sowie mit erhöhten Temperaturen (Yutaka und Atsushi, 2016) sind bekannt. Eine Kombination aus beiden Parametern ist aktuell jedoch nicht Stand der Technik. Zunächst wird der Prozess schematisch vorgestellt und die Randbedingungen werden identifiziert. Es folgt eine numerische Modellierung, um den Einfluss des Innendrucks auf die Spannungskomponenten numerisch zu quantifizieren. Abschließend erfolgt die experimentelle Validierung sowie die Aufstellung von Prozessfenstern.

8.1 Theoretische Prozessauslegung

Zur Umsetzung des Druckgestütztes-Hochtemperatur-Profilbiegens (DHP-Prozess) wird ein experimenteller Aufbau mit einer Vorschub- und einer Biegeachse benötigt. Die Maschine zur inkrementellen Rohrumformung (Becker, 2014) erfüllt diese kinematischen Anforderungen, weshalb die DHP-Prozessrealisierung auf dieser Anlage erfolgt. Dazu wird das Profil beidseitig abgedichtet und an der Vorschubachse der Anlage befestigt. Lokal findet eine induktive Erwärmung auf eine Temperatur von $T_\gamma = 1000 \text{ °C}$ statt. Wie in den vorherigen experimentellen Aufbauten, wird die Temperatur mittels Pyrometer gemessen und vom PID-Regler Regulus RD geregelt. Die Leistung für die induktive Erwärmung wird von einem Mittelfrequenzgenerator TruHeat 7040 (Fa. Trumpf) bereitgestellt. Es wird eine einwindige, wassergekühlte Induktionsspule mit einem Innendurchmesser von 100 mm verwendet, wodurch sich ein gleichmäßiger Kopplungsabstand von 25mm ergibt. Zum Abstützen des Profils wird ein wassergekühlter Biegeschenkel verwendet. Die Umformung des Profils erfolgt durch eine radiale Zustellung x der Biegerolle, realisiert durch die Montage auf einem gesteuerten Biegetisch. Die Aufzeichnung der axialen Temperaturverteilung erfolgt über die Thermografiekamera thermoIMAGER TIM M1 (**Bild 8.1a**). Für die Prozessdurchführung wird zunächst im Profil ein konstanter Innendruck p aufgebaut. Analog zu den druckgestützten Rohrzugversuchen aus Abschnitt 6.1.2 wird ein Sicherheitsventil am Auslass angebracht, um potentiellen Druckschwankungen entgegenzuwirken. Anschließend wird das Profil unter der Vorschubgeschwindigkeit v_f auf die Solltemperatur T_γ erwärmt, bevor die Zustellung der Biegerolle erfolgt (**Bild 8.1b**).

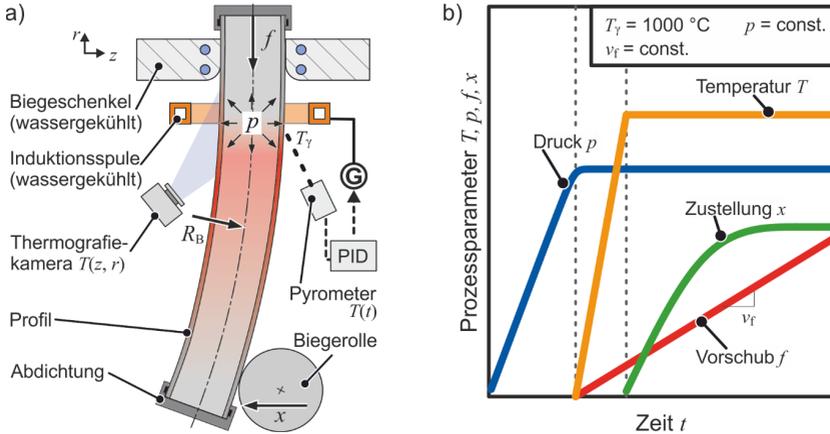


Bild 8.1: a) Schematischer Aufbau zum Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegen (DHP-Prozess) und b) Prozessparameter über die Versuchszeit t

8.2 Numerische Prozessanalyse¹⁰

Vor der experimentellen Umsetzung wird eine Simulation des DHP-Prozess aufgestellt und numerische Untersuchungen werden durchgeführt. Zum einen sollen geeignete Innendrucke p und Biegeradien R_B prognostiziert werden. Des Weiteren soll der Einfluss der druckinduzierten Spannungsüberlagerung auf den Biegeprozess analysiert werden. In diesem Abschnitt werden die notwendigen Randbedingungen identifiziert, das Modell aufgebaut und Umformanalysen durchgeführt.

8.2.1 Bestimmung der thermischen Randbedingungen

Die numerische Modellierung des DHP-Prozess basiert grundlegend auf dem Modell aus Abschnitt 7.2.1. Notwendige Änderungen belaufen sich vorrangig auf das thermische Profil. Durch die lokal induktive Erwärmung, der vorliegenden Vorschubgeschwindigkeit des Profils sowie der Interaktion mit der Umgebung, ist mit einer axialen Temperaturverteilung zu rechnen. Diese wird bei verschiedenen Parametersätzen mit der Thermografiekamera experimentell erfasst, um eine korrekte Übertragung auf das numerische Modell zu gewährleisten. Dazu werden die Profile unter Variation der Vorschubgeschwindigkeit v_T auf eine Soll-Temperatur von $T_T = 1000\text{ °C}$ erwärmt (**Bild**

¹⁰Die Bestimmung der Temperaturverteilung entstammt der Zusammenarbeit mit F. Würtz und ist Bestandteil seiner Bachelorarbeit; der grundlegende numerische Modellaufbau entstammt der Zusammenarbeit mit L. Paßmann und ist Bestandteil seiner Masterarbeit; die Erweiterung und Anwendung des numerischen Modells entstammt der Zusammenarbeit mit D. Kaup und sind Bestandteil seiner Bachelorarbeit (vgl. S. V)

8.2a). Die Messstelle der Ist-Temperatur wird vorerst auf das vordere Ende der Induktionsspule bzw. auf die Vorschubachse $f = 0$ mm gelegt. Die axialen Temperaturverläufe, nachdem sich ein stationärer Zustand eingestellt hat, weisen eine signifikante Abhängigkeit von v_f auf (Bild 8.2b). Eine Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 5$ mm/s wird als obere Grenze definiert, da bei höheren Geschwindigkeiten die Solltemperatur von $T_\gamma = 1000$ °C leistungsbedingt nicht gehalten werden kann. Über den Umfang werden dabei keine relevanten Abweichungen der Temperatur festgestellt.

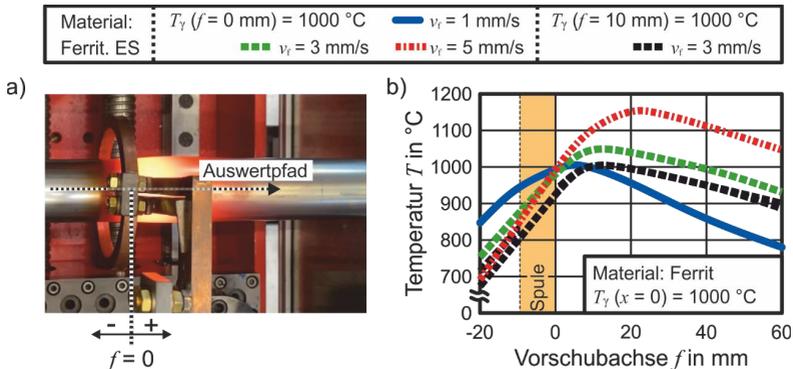


Bild 8.2: a) Experimenteller Aufbau und b) Gemessene Temperaturverteilung in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit v_f und der Lage der Solltemperatur T_γ

Es ist zu erkennen, dass an der Messstelle $f = 0$ mm unabhängig vom Vorschub eine Temperatur von $T_\gamma = 1000$ °C vorliegt. In negative Vorschubrichtung $f < 0$ mm wird mit steigender Vorschubgeschwindigkeit v_f ein steilerer Temperaturgradient gemessen. Dies basiert auf der Wärmeleitung, welche bei geringeren Vorschubgeschwindigkeiten einen ausgeprägteren Einfluss aufweist. Weiterhin kommt es mit steigenden Vorschubgeschwindigkeiten v_f zu höheren Temperaturmaxima hinter der Messstelle. Grund dafür sind die erforderlichen höheren Leistungen, um die Temperatur von $T_\gamma = 1000$ °C kontinuierlich aufrecht zu halten. Da die induktive Erwärmung nicht nur auf einer Stelle, sondern in einem axialen Bereich wirkt, wird hinter der Messstelle von $f = 0$ mm eine Überschreitung der Solltemperatur $T_\gamma = 1000$ °C generiert. Aufgrund der kürzer werdenden Zeit für die Abkühlung durch Konvektion und Wärmestrahlung stellen sich mit steigenden Vorschubgeschwindigkeiten v_f höhere Temperaturniveaus ein. Um eine Überschreitung der Solltemperatur von $T_\gamma = 1000$ °C zu vermeiden, wird der Mess- und Regelpunkt des Pyrometers auf das Temperaturmaximum verschoben. Am Beispiel einer Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 3$ mm/s wird die Temperatur bei einer Stelle von $f = 10$ mm geregelt (Bild 8.2b). Auf diese Weise wird die Soll-Temperatur nicht überschritten. Für die folgenden Untersuchungen wird eine Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 3$ mm/s mit einer Solltemperatur von $T_\gamma (f = 10 \text{ mm}) = 1000$ °C definiert.

8.2.2 Aufbau des Modells

Für die numerische Modellierung des DHP-Prozesses werden die gleichen Solver, Elemente und elastisch-plastischen Werkstoffkennwerte wie im Abschnitt 7.2 genutzt. Eine thermische Entfestigung analog zur Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung (IHP-Prozess) wird aufgrund der kurzen Dauer bei Maximaltemperatur nicht berücksichtigt. Die Erwärmung des Profils wird numerisch durch ein örtlich konstantes Hilfselement realisiert (**Bild 8.3a**). Dieses wird mit dem vorab definierten Temperaturprofil beaufschlagt, wobei nur der Bereich induktiver Erwärmung genutzt wird. Durch eine künstlich hohe Wärmeleitfähigkeit zwischen thermischen Hilfselement und Werkstück von $\kappa = 100 \text{ W/mK}$, wird das Temperaturprofil kontinuierlich auf das Werkstück übertragen. Ein analoges Vorgehen ist für die Abkühlung aufgrund der Biegung nicht möglich. Alternativ werden thermische Werkstoffkennwerte implementiert, um die Abkühlung über Wärmestrahlung und Konvektion zu modellieren. Dafür werden der Wärmeübergangskoeffizient α für die konvektive Abkühlung, der Gesamtemissionsgrad ζ_G für die Wärmeabgabe durch Wärmestrahlung, die Wärmeleitfähigkeit κ zur Beschreibung des Temperaturflusses im Bauteil sowie die spezifische Wärmekapazität c_p benötigt. Die Wärmeausdehnung wird für den Prozess vernachlässigt.

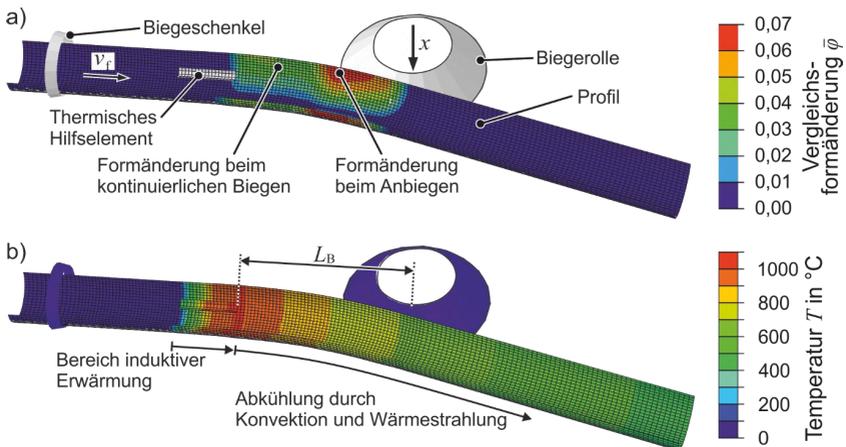


Bild 8.3: Numerisches Modell des Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegens (DHP-Prozess) - Verteilung der a) Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ und b) Temperatur T

Für den martensitischen Edelstahl können temperaturabhängige Kennwerte der Wärmeleitung κ sowie der spezifischen Wärmekapazität c_p der Literatur entnommen werden (Spittel und Spittel, 2009). Für den ferritischen Edelstahl sind lediglich Kennwerte für Raumtemperatur bekannt (Deutsche Edelstahlwerke GmbH, 2015). Um alle relevanten

Temperaturbereiche abzudecken, werden die Werte über den temperaturabhängigen Verlauf von martensitischen Edelstahl approximiert. Die resultierenden thermischen Werkstoffkennwerte sind im Anhang D zusammengetragen. Für den Gesamtemissionsgrad ζ_G werden in der Literatur verschiedene Werte angegeben. In diesem Modell wird für beide Werkstoffe ein gemittelter Wert von $\zeta_G = 0,45$ genutzt (Optris GmbH, 2017). Die Wärmeübergangskoeffizienten α werden iterativ über das numerische Modell ermittelt. Mit einem Wert von $\alpha = 1,75 \text{ W/m}^2\text{K}$ werden im relevanten Temperaturbereich zwischen 800 und 1000 °C weniger als 5 % mittlere Abweichung zum experimentell ermittelten Temperaturverlauf festgestellt (Bild 8.3b). Dies gilt für beide Werkstoffe und wird als hinreichend genau für die numerischen Untersuchungen betrachtet.

Aufgrund der Prozesssymmetrie wird lediglich ein Halbmodell simuliert und so Rechenzeit eingespart. Der Biegeschenkel verläuft konisch zulaufend mit einem Austrittsdurchmesser von 54 mm und wird analytisch starr modelliert. Zwischen Rohr und Biegeschenkel wird ein Reibkoeffizient von $\mu = 0,2$ angenommen. Zwischen dem Austritt des Biegeschenkels und dem vorderen Ende des thermischen Hilfselements, was der Stelle mit der maximalen Temperatur entspricht, liegen 150 mm. Die Biegerolle wird konisch mit einem 90° Winkel konturiert und ebenfalls analytisch starr modelliert. Trotz einer drehbaren Lagerung wird zwischen Biegerolle und Werkstück ein Reibkoeffizient von $\mu = 0,2$ angenommen, um die Rollwiderstände zu berücksichtigen. Zwischen dem Zentrum der Biegerolle und dem vorderen Ende des thermischen Hilfselements liegt ein Hebelarm von $L_B = 150 \text{ mm}$. Aufgrund der kinematischen Biegeoperation ist ein Anbiegeprozess erforderlich, wodurch zunächst eine axial unstetige Verteilung der Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ beim DHP-Prozess entsteht (Bild 8.3a). Sobald die maximale Zustellung x_{\max} erreicht ist, wird eine axial homogene Vergleichsformänderung $\bar{\varphi}$ ermittelt. Dieser Bereich wird als stationär betrachtet und bei der Auswertung fokussiert. Der Zusammenhang zwischen dem Vorschub des Werkstückes f sowie der Zustellung der Biegerolle x basiert auf der Arbeit von Becker (2014). Dabei wird ein analytisches Modell genutzt, um die Prozesskinematiken bei der inkrementellen Rohrumformung über eine NC-Datengenerierung zu programmieren. Übertragen auf den DHP-Prozess ist für die Zustellung x im Wesentlichen der Zusammenhang

$$R_B = \frac{L_B^2 + x^2 - 2 \cdot D_B \cdot x}{2 \cdot x} \quad (8.1)$$

entscheidend, wobei L_B für den Hebelarm der Biegung und D_B für den Durchmesser der Biegerolle steht. Bei der inkrementellen Rohrumformung ergibt sich die Biegeebene und somit ebenfalls der Hebelarm aus der Werkzeugkinematik. Übertragen auf den DHP-Prozess wird angenommen, dass die Biegeebene im Bereich der höchsten Temperatur vorliegt (Bild 8.3b). Somit gilt der Abstand zwischen der Stelle mit der maximalen Temperatur und dem Zentrum der Biegerolle als Hebelarm und entspricht demnach

$L_B = 150$ mm. Für die Zustellung während des Anbiegeprozesses sowie die Berücksichtigung der Biegerollengeometrie wird auf Becker (2014) verwiesen. Für die Untersuchungen wird eine Temperatur von $T_\gamma = 1000$ °C, analog zu den vorherigen Kapiteln, gewählt. Die verwendeten konstanten Innendrucke p sind aufgrund der unterschiedlichen Festigkeitsniveaus werkstoffspezifisch. Als obere Grenze dient der Innendruck p_0 , der nach Bild 5.5b zu einer Expansion führt. Diese Werte basieren auf Werkstoffkennwerten, welche im Warmzugversuch mit einer Dehnrates von $\dot{\varphi} = 0,01$ s⁻¹ ermittelt wurden. Gegebenenfalls führen bereits geringere Innendrucke zu einer unzulässigen Expansion bei kleineren Dehnrates. Dies wird numerisch sowie experimentell geprüft und die zulässigen Innendrucke werden ggf. herabskaliert. Eine Übersicht der zu untersuchenden Parameterkombinationen ist in **Tabelle 8.1** aufgeführt.

Tabelle 8.1: Parametervariationen für die experimentellen und numerischen Untersuchungen der Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegung (DHP-Prozess)

	Temperatur T_γ in °C	Innendruck p in MPa	Analytischer Bie- geradius R_B in mm	Vorschubge- schw. v_f in mm/s
Ferrit	1000	0,0 bis 0,7	200 bis 500	3
Martensit		0,0 bis 1,7		

Der Biegeradius R_B wird ausgehend von $R_B = 500$ mm in 50 mm Schritten reduziert bis keine fehlerfreie Umformung mehr möglich ist. Anschließend wird der Innendruck p iterativ um einen werkstoffspezifischen Wert erhöht und der Biegeradius wird weiter reduziert. Anlagenseitig ist $R_B = 200$ mm ein Minimum, da es ansonsten zu einer Kollision von Werkstück und Maschine kommt. Als Vorschubgeschwindigkeit wird bei allen Untersuchungen ein Wert von $v_f = 3$ mm/s verwendet (Abschnitt 8.2.1).

8.2.3 Numerische Analyse der Umformung

In diesem Abschnitt erfolgt die numerische Analyse der Auswirkungen der Spannungsüberlagerung auf die Biegeumformung. Relevante Parameterkombinationen werden identifiziert und bei der experimentellen Validierung fokussiert. Als Prozessgrenzen werden das Auftreten von Falten sowie die Expansion durch den Innendruck p definiert. Im Vorfeld kann ein Versagen durch Risse als unwahrscheinlich eingestuft werden. Grund dafür sind die beim Profilbiegen maximal erreichten 1. Hauptformänderungen, welche sich auf einem Niveau von ca. $\varphi_1 = 0,05$ bis 0,2 bewegen und somit unter der FLC (Abschnitt 6.1.4) liegen. Um geeignete Innendrucke für die beiden Werkstoffe zu identifizieren, werden Prozesse ohne Biegung mit stetig steigendem Innendruck modelliert. Sofern eine Expansion mit einer Durchmessererhöhung von $\Delta D = 1$ mm auftritt, wird dies als obere Prozessgrenze für den Innendruck definiert. Als Kriterium für die Faltenbildung, wird eine Faltenhöhe von $h_F = D_{F,U} - D_{F,L} > 1$ mm als Versagenskriterium festgelegt (**Bild 8.4a**).

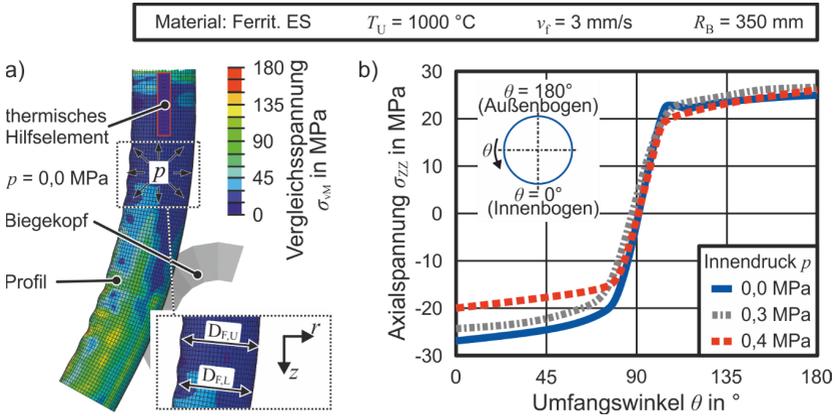


Bild 8.4: a) Verteilung der v. Mises Vergleichsspannung σ_{vM} beim Biegen ohne Innendruck p sowie b) Axialspannung σ_{zz} über den Umfangswinkel θ unter Variation des Innendrucks – ausgewertet bei $T_\gamma (f = 10\text{ mm}) = 1000\text{ °C}$

Generell sind Druckspannungen am Innenbogen in Axialrichtung für die Entstehung von Falten verantwortlich, welche mit kleineren Biegeradien zunehmen (Franz, 1988). Durch den Innendruck p wird eine tangentielle Zugspannung überlagert, welche zu einer Reduzierung der axialen Druckspannungen am Innenbogen des Profils während des Biegeprozesses führt (Bild 8.4b). Am Außenbogen werden hingegen nahezu identische Zugspannungen erzielt.

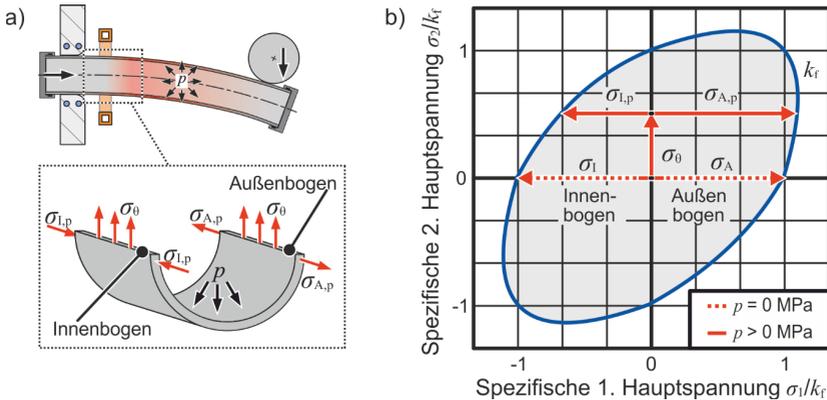


Bild 8.5: a) Verteilung der Spannungskomponenten beim Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegens (DHP-Prozess) und b) Beeinflussung der Spannungen an Innen- und Außenbogen in Abhängigkeit vom Innendruck p

Die Ursache dafür kann anhand einer Fließortkurve beschrieben werden. Sofern kein Innendruck vorliegt, werden beim Profilbiegen Spannungen am Außen- σ_A und Innenbogen σ_I entsprechend der Fließspannung k_f induziert (**Bild 8.5a**). Wenn das Profil mit einem Innendruck $p > 0$ MPa beaufschlagt ist, erzeugt dieser eine tangentielle Zugspannung σ_θ nach Gl. (5.1), welche während des Biegeprozesses die 2. Hauptspannung σ_2 bildet. Dadurch ergeben sich am Außen- und Innenbogen die spezifischen Spannungen $\sigma_{A,p}$ und $\sigma_{I,p}$. Mit zunehmendem Innendruck p steigt die tangentielle Spannung $\sigma_\theta < k_f$ und die Druckspannung am Innenbogen $\sigma_{I,p}$ nimmt ab. Die Zugspannung am Außenbogen $\sigma_{A,p}$ erfährt dabei durch die Überlagerung eine vergleichsweise geringe Änderung (**Bild 8.5b**).

Unter Varianz des Innendrucks p und des analytischen Biegeradius R_B können numerische Prozessfenster aufgestellt werden. Bei beiden Werkstoffen ist mit steigendem Innendruck p die Umformung kleinerer Biegeradien R_B ohne die Entstehung von Falten möglich. Aufgrund der geringeren Festigkeit bei Temperaturen von $T_\gamma = 1000$ °C ist der maximal zulässige Innendruck beim ferritischen Edelstahl geringer als beim martensitischen (**Bild 8.6a**). Dadurch können bei Untersuchungen mit dem martensitischen Edelstahl mehr als doppelt so hohe Innendrucke p für die Spannungsüberlagerung genutzt werden, was in einem breiteren Prozessfenster resultiert (**Bild 8.6b**). In der Simulation werden die statischen Fließspannung ohne Haltezeit $t_\sigma = 0$ s für eine theoretische Vergleichsdehnrate von $\dot{\varphi} = 0$ (Abschnitt 5.1.5) implementiert. Dadurch werden für die Expansion geringere Drücke ermittelt, als im Vorfeld analytisch bestimmt (**Bild 5.5**).

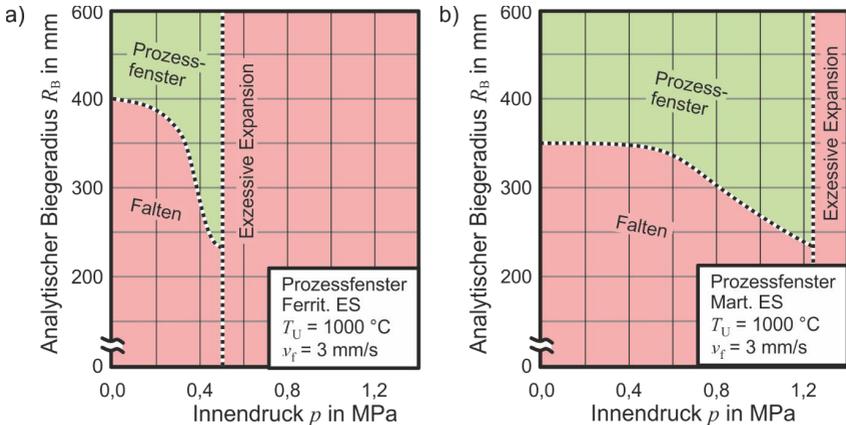


Bild 8.6: Numerische Prozessfenster beim Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegens (DHP-Prozess) mit Rohren aus a) ferritischem und b) martensitischem Edelstahl

8.3 Experimentelle Prozessumsetzung¹¹

Die erforderliche Abdichtung der Rohre für die Durchführung des DHP-Prozesses erfolgt analog zu Kapitel 6 und 7 über eine mechanisch formschlüssige Klemmung. Einseitig erfolgt die Medienzufuhr. Auf der anderen Seite wird ein Sicherheitsventil angebracht, welches bei Überschreitung des prozessspezifischen Soll-Drucks Medium ablässt bis der Zielwert wieder erreicht ist (Abschnitt 6.1.2). Auf diese Weise werden zwischen Soll- und Ist-Druck maximale Abweichungen von $\pm 10\%$ festgestellt. Die Erwärmung des Profils erfolgt analog zu Abschnitt 8.2.1. Der gesamte Versuchsaufbau ist mit der Anordnung aller erforderlichen Bestandteile im **Bild 8.7a** gezeigt.

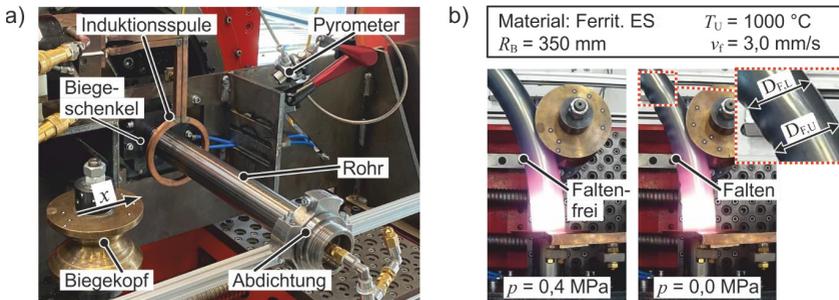


Bild 8.7: a) Experimenteller Aufbau des Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegens (DHP-Prozess) und b) Vergleich zwischen einem Prozess mit und ohne Innendruck

Bild 8.7b zeigt einen Vergleich beim Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegen von Rohren aus ferritischem Edelstahl mit und ohne Innendruck. Bei diesem Beispiel mit einem analytisch bestimmten Biegeradius von $R_B = 350 \text{ mm}$ ist bereits visuell ein Unterschied im Hinblick auf die Faltenbildung am Innenbogen des Profils zu erkennen. Eine Variation der Prozessparameter, eine Quantifizierung der Faltenbildung sowie eine Ableitung werkstoffspezifischer Prozessfenster beim Biegen erfolgt im Abschnitt 8.4.

8.3.1 Validierung des numerischen Modells

Die Validierung des numerischen Modells erfolgt über den Abgleich der experimentell und numerisch ermittelten Biegekraft F_R , welche sich aus einer radialen F_r und einer axialen F_z Komponente zusammensetzt (**Bild 8.8a**). Die resultierende Biegekraft ist die vektorielle Summe aus den Kraftkomponenten F_r und F_z nach

$$F_R = \sqrt{F_r^2 + F_z^2}. \quad (8.2)$$

¹¹Die experimentelle Validierung sowie die Auswertungen zur Maßhaltigkeit entstammen der Zusammenarbeit mit D. Kaup und sind Bestandteil seiner Bachelorarbeit (vgl. S. V)

Zur Bestimmung der Kraftkomponenten im Experiment werden an der Aufnahme der Biegerolle Dehnungsmessstreifen (DMS) in Wheatstonescher Brückenschaltung angebracht. Eine Kalibrierung der gemessenen Kräfte erfolgt im Abgleichverfahren in einer Universalprüfmaschine Z100 (Fa. ZwickRoell GmbH & Co.KG). Dazu wird der Biegekopf auf der Traverse montiert, zentral mit einem Stempel belastet und die Kraftsignale der DMS werden durch Übertragungsfaktoren auf die Messungen der Prüfmaschine angepasst. Analog wird die resultierende Biegekraft F_R aus den Simulationen (Bild 8.8a) entnommen. Die numerisch ermittelten sowie experimentell gemessenen Verläufe der resultierenden Biegekraft F_R über die Versuchsdauer zeigen zwei prägnante Bereiche. Während des Anbiegeprozesses steigt die Biegekraft nahezu stetig an, während beim stationären Prozess ein homogenes Kraftniveau vorliegt (Bild 8.8b).

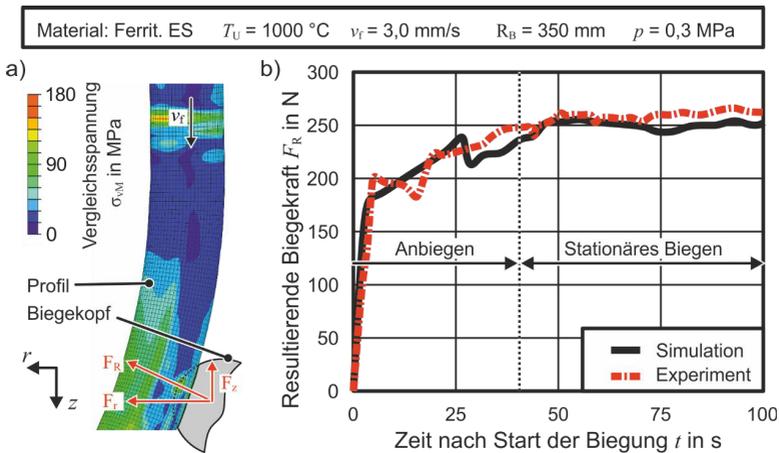


Bild 8.8: a) Numerisches Modell inklusive Biegerolle und Kraftangriffspunkt sowie b) exemplarischer Vergleich der experimentell gemessenen und numerisch ermittelten, resultierenden Biegekraft F_R über die Versuchsdauer t

Für die Validierung der Kräfte wird der Mittelwert des Kraftverlaufs nach vollständiger Zustellung der Biegerollen verwendet. Zur quantitativen Validierung wird die relative Abweichung $\delta_{\text{Rel,K}}$ zwischen simulierter $F_{R,\text{Num}}$ und experimentell gemessener Kraft $F_{R,\text{Exp}}$ nach

$$\delta_{\text{Rel,K}} = \left| \frac{F_{R,\text{Num}} - F_{R,\text{Exp}}}{F_{R,\text{Exp}}} \right| \cdot 100 \% \quad (8.3)$$

bestimmt. Mit beiden Werkstoffen wird eine durchschnittliche Abweichung von $\delta_{\text{Rel,K}} < 10 \%$ festgestellt. Das numerische Modell gilt somit als validiert (**Tabelle 8.2**).

Des Weiteren wird bei gleichem Biegeradius R_B mit zunehmendem Innendruck p tendenziell eine geringere resultierende Biegekraft F_R festgestellt. Die Ursache dafür ist die geringere erforderliche Axialspannung σ_{zz} , welche am Innenbogen für die plastische Umformung erforderlich ist (Abschnitt 8.2.3).

Tabelle 8.2: Vergleich der experimentell $F_{R,Exp}$ und numerisch $F_{R,Num}$ ermittelten Biegekraft F_R bei der Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilumformung (DHP-Prozess)

Prozessparameter	Resultierende Biegekraft F_R - Ferritischer Edelstahl		
	$F_{R,Exp}$ in mm	$F_{R,Num}$ in N	$\delta_{Rel,KF}$ in %
$p = 0,0$ MPa			
$R_B = 450$ mm	240,35	225,46	6,61
$R_B = 400$ mm	256,62	220,28	16,50
$R_B = 350$ mm	Faltenbildung		-
$p = 0,3$ MPa			
$R_B = 400$ mm	247,45	236,32	4,71
$R_B = 350$ mm	256,61	248,49	3,27
$R_B = 300$ mm	Faltenbildung		-
$p = 0,4$ MPa			
$R_B = 350$ mm	253,21	243,71	3,90
$R_B = 300$ mm	290,24	258,39	12,33
$R_B = 250$ mm	Faltenbildung		-
Durchschnitt			7,88
Prozessparameter	Resultierende Biegekraft F_R - martensitischer Edelstahl		
	$F_{R,Exp}$ in mm	$F_{R,Num}$ in N	$\delta_{Rel,K,M}$ in %
$p = 0,0$ MPa			
$R_B = 400$ mm	618,35	582,98	6,07
$R_B = 350$ mm	638,56	602,76	5,94
$R_B = 300$ mm	Faltenbildung		-
$p = 0,6$ MPa			
$R_B = 300$ mm	559,36	573,35	2,44
$R_B = 250$ mm	664,75	611,02	8,79
$R_B = 200$ mm	Faltenbildung		-
$p = 1,2$ MPa			
$R_B = 250$ mm	596,80	636,17	6,19
$R_B = 200$ mm	688,69	639,58	7,68
$R_B = 150$ mm	Anlagenbegrenzung		-
Durchschnitt			6,18

Gleichzeitig wird mit geringerem Biegeradius R_B bei gleichem Innendruck p eine höhere resultierende Biegekraft F_R aufgrund der höheren Formänderung ermittelt. Ausnahmen werden bei Parameterkombinationen festgestellt, welche zur Faltenbildung führen und somit einen unstetigen Verlauf der Biegekraft über die Versuchsdauer aufweisen. Diese

werden daher vom Vergleich ausgeschlossen. Zwischen den beiden Werkstoffen liegen beim DHP-Prozess mit Rohren aus martensitischem Edelstahl höhere Kraftniveaus aufgrund der höheren Materialfestigkeiten (Bild 5.3) vor.

8.3.2 Maßhaltigkeit der Biegeradien

In diesem Abschnitt wird geprüft, ob die analytische Vorgabe des Biegeradius R_B (Abschnitt 8.2.2) zu den angestrebten Geometrien führt. Zur Bestimmung der Geometrie werden gebogene Werkstücke mit dem optischem Vermessungssystem ATOS Triple Scan (Fa. GOM GmbH) vermessen und digitalisiert. Mit der zugehörigen Software GOM Inspect werden die geometrischen Modelle ausgewertet. Dafür werden pro Werkstoff exemplarisch drei Profile vermessen und die experimentell umgeformten Biegeradien R_B werden und mit den analytisch ausgelegten verglichen.

An Werkstücken aus ferritischem Edelstahl liegt zwischen dem analytisch nach Gl. (5.1) prognostizierten und dem gemessenen Biegeradius eine relative Abweichung von ca. 7,5 % vor. Beim martensitischem Edelstahl sind es ca. 45 %. Die realen Biegeradien sind dabei, unabhängig vom Innendruck p , stets größer als die analytisch ausgelegten. Um eine Ursache für die Abweichung und insbesondere die Diskrepanz zwischen den beiden Werkstoffen zu ergründen, wird die Umformzone des DHP-Prozesses numerisch untersucht. Die analytische Auslegung nach Gl. (5.1) unterliegt der Annahme, dass der Hebelarm L_B zwischen dem Zentrum der Biegerolle und dem Bereich mit der höchsten Temperatur bzw. dem vorderen Ende des thermischen Hilfselementes liegt. Die Numerik zeigt, dass die Biegeebene nicht entsprechend der Annahme an einer Stelle lokalisiert, sondern sich ein Umformbereich mit einer werkstoffspezifischen Breite ausbildet (Bild 8.9).

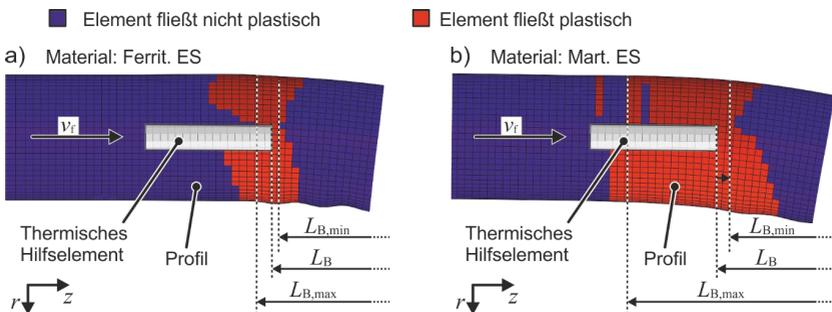


Bild 8.9: Exemplarische numerisch ermittelte ausgebildete Umformzonen während des Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegens (DHP-Prozess) mit Proben aus a) ferritischem und b) martensitischem Edelstahl

In den vorliegenden numerischen Untersuchungen werden Biegeebenen als Querschnitte betrachtet, deren Elemente, mit Ausnahme der neutralen Faser, vollständig plastisch fließen. Unter dieser Annahme kann aus der Simulation der maximale $L_{B,max}$ und der minimale $L_{B,min}$ vorliegende Hebelarm ermittelt werden.

Beim ferritischen Edelstahl (Bild 8.9a) liegen der numerisch ermittelte maximale $L_{B,max}$ und minimale $L_{B,min}$ Hebelarm weniger als 10 mm auseinander. Der analytisch angenommene Hebelarm L_B liegt dabei zwischen diesen Werten. Bei Prozessen mit Rohren aus martensitischem Edelstahl (Bild 8.9b) liegen ca. 25 mm zwischen $L_{B,max}$ und $L_{B,min}$. Der analytisch angenommene Hebelarm L_B liegt dabei näher am $L_{B,min}$. Die Ursache für die Breite der Umformzone sind die geringeren Differenzen der Fließspannung von 800 bis 1000 °C (Abschnitt 5.1.3), wodurch das Fließkriterium beim Profilbiegen über einen breiteren Bereich erfüllt wird. Angenommen der real vorliegende Hebelarm ist der Mittelwert aus $L_{B,max}$ und $L_{B,min}$, so ist dieser ca. 10 mm länger als angenommen. Dies erklärt die größeren Abweichungen beim Biegen von Rohren aus martensitischem Edelstahl.

Zusammenfassend wird festgestellt, dass der eingebrachte Fehler bei der analytischen Auslegung des Biegeradius nach Gl. (5.1) bei Prozessen mit martensitischen Rohren mehr als doppelt so groß ist wie mit ferritischen Rohren. Für eine Verbesserung der Maßhaltigkeit ist die Verwendung einer geometrischen Restriktion, z. B. einem Biegeschenkel im Bereich der maximal vorliegenden Temperatur T_γ , denkbar. Dadurch wäre ein definierter Hebelarm vorhanden, wodurch die analytischen Methoden zur Beschreibung des kinematischen Biegeprozesses gültig sein könnten. Aufgrund der induktiven Erwärmung wäre die Verwendung von magnetisch transparenten Werkstoffen wie z. B. Nichtoxidkeramik (Abschnitt 4.2.2) notwendig.

8.4 Ableiten von Prozessfenstern¹²

In diesem Abschnitt werden auf Basis der numerischen Untersuchungen (Abschnitt 8.2.3) experimentelle Prozessfenster über den analytischen Biegeradius R_B sowie den konstanten Innendruck p aufgestellt (**Bild 8.10a**). Die Auswahl der werkstoffspezifischen Prozessparameter erfolgt nach Tabelle 8.1 und berücksichtigt das numerisch ermittelte Prozessfenster aus Bild 8.6. Als Prozessgrenzen werden analog zur Numerik das Auftreten von Falten am Innenbogen, eine exzessive Expansion durch den Innendruck sowie ein anlagenbedingter minimaler Biegeradius $R_{B,min}$ identifiziert. Versagen durch Risse oder dem Einfallen des Querschnitts werden bei den experimentellen Untersuchungen nicht ermittelt. Analog zur Numerik wird eine Faltenhöhe von

¹²Die Bestimmung von Versagensgrenzen sowie resultierender Prozessfenster entstammt der Zusammenarbeit mit D. Kaup und ist Bestandteil seiner Bachelorarbeit (vgl. S. V)

$h_F = D_{F,U} - D_{F,L} > 1 \text{ mm}$ als Versagenskriterium definiert. Zusätzlich wird die Bezeichnung *Faltenbeginn* eingeführt, womit Werkstücke mit messbaren Faltenhöhen ($0 \text{ mm} < h_F < 1 \text{ mm}$) deklariert werden, welche jedoch das Versagenskriterium nicht erfüllen. Ebenfalls wird eine Durchmesserzunahme von $\Delta D = 1 \text{ mm}$ als exzessive Expansion und somit als Prozessgrenze festgelegt. Um eine Selbstkollision zwischen Anlage und Rohr zu vermeiden, beträgt der minimale Biegeradius $R_{B,\min} = 200 \text{ mm}$. Die vorab ermittelten Maßabweichungen werden in diesem Abschnitt nicht berücksichtigt, weshalb insbesondere die Ergebnisse mit dem martensitischen Werkstoff als qualitativ einzustufen sind.

Zur Aufstellung der Prozessfenster wird mit beiden Werkstoffen das gleiche Vorgehen analog zur Numerik verfolgt. Zunächst werden Experimente ohne Innendruck p durchgeführt. Ausgehend von einem analytischen Biegeradius von $R_B = 500 \text{ mm}$, wird dieser in 50 mm Schritten reduziert bis eine Faltenbildung auftritt. Von diesem Biegeradius ausgehend wird der Innendruck um eine empirisch ermittelte Stufe erhöht und die Biegeradien werden erneut in 50 mm Schritten reduziert. Dieses Vorgehen wird so lange wiederholt bis der minimale Biegeradius von $R_{B,\min} = 200 \text{ mm}$ erreicht ist oder eine exzessive Expansion aufgrund des Innendrucks p auftritt.

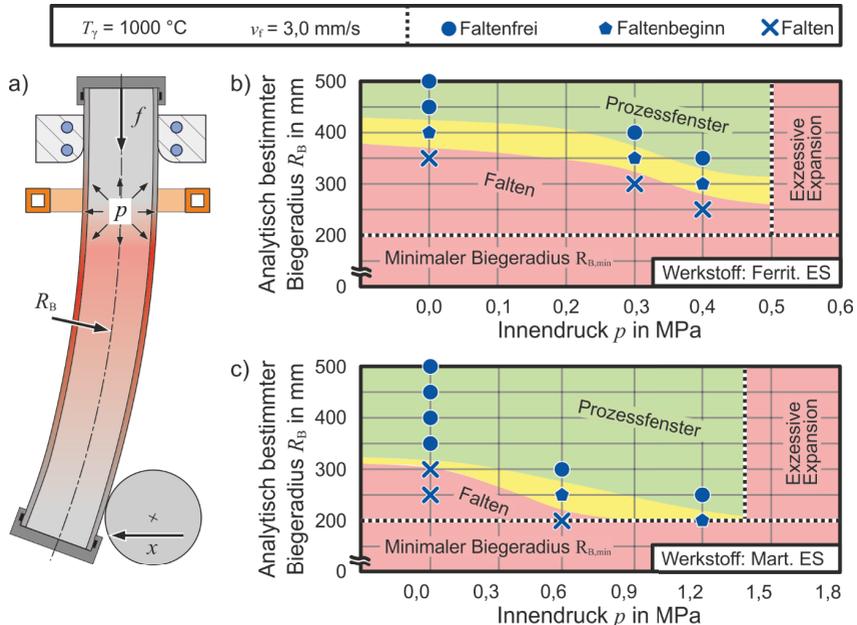


Bild 8.10: Experimentell ermittelte Prozessfenster in Abhängigkeit des a) analytischen Biegeradius R_B sowie des Innendrucks p beim Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilbiegen (DHP-Prozess) mit Rohren aus b) ferritischem und c) martensitischem Edelstahl

Bei Experimenten mit Rohren aus ferritischem Edelstahl werden ohne Innendruck ab einem analytischen Biegeradius von $R_B = 350$ mm Falten detektiert. Mit einem Innendruck von $p = 0,4$ MPa werden erst ab einem Biegeradius von $R_B = 250$ mm Falten ausgebildet. Ab einem Innendruck von $p \geq 0,5$ MPa, wird eine exzessive Expansion durch den Innendruck gemessen, was einer Durchmesserergrößerung $\Delta D \geq 1$ mm entspricht (Bild 8.10b). Beim martensitischen Edelstahl werden ohne Innendruck erst ab einem analytischen Biegeradius von $R_B = 250$ mm Falten detektiert. Mit einem Innendruck von $p = 1,2$ MPa, wird beim minimal möglichen Biegeradius von $R_{B,\min} = 200$ mm lediglich ein Faltenbeginn ermittelt. Drücke von $p \geq 1,3$ MPa führen zur exzessiven Expansion (Bild 8.10c).

Bei Experimenten mit Rohren aus martensitischem Edelstahl sind im Vergleich geringere Biegeradien möglich, selbst wenn die Maßabweichungen (Abschnitt 8.3.2) berücksichtigt wird. Ein potentieller Grund dafür ist der höhere E-Modul E in den relevanten Temperaturbereichen von $T = 900$ bis 1000 °C (Abschnitt 5.1.2). Im Stand der Technik gibt es dazu jedoch mehrere, zum Teil widersprüchliche Aussagen. Zum Beispiel bestimmen Zhao et al. (2010) analytisch einen geringeren möglichen Biegeradius mit steigendem E-Modul, wobei von einer allgemein gültigen Aussage abgesehen wird. Qualitativ decken sich die Ergebnisse aus den experimentell und numerisch aufgestellten Prozessfenstern für beide Werkstoffe. Quantitativ konnten im Experiment geringere Biegeradien erreicht werden. Zur Reduzierung dieser Abweichungen, werden zukünftig weitere Forschungen zum DHP-Prozess benötigt. Zusammenfassen kann bei beiden Werkstoffen mit steigendem Innendruck ein kleinerer Biegeradius ausgeformt werden.

8.5 Zwischenfazit

Der Prozess der Druckgestützten-Hochtemperatur-Profilumformung (DHP-Prozess) wurde numerisch modelliert, ausgewertet sowie experimentell validiert. Bei diesem Prozess wird ein Rohr mit einem konstanten Innendruck beaufschlagt, lokal erhitzt und kinematisch durch einen Biegekopf umgeformt. Die Ergebnisse aus den Simulationen und den Experimenten erlauben die folgenden Erkenntnisse:

- Beim Hochtemperatur-Profilbiegen können mit steigendem Innendruck geringere Biegeradien umgeformt werden. Die Ursache dafür ist eine tangentialen Spannungsüberlagerung durch den Innendruck. Dadurch werden die axialen Druckspannungen am Innenbogen reduziert, wodurch Instabilitäten verzögert werden.
- Bei der Auslegung der Werkzeugkinematik (Vorschub und Biegerollenzustellung) zur Umformung gezielter Biegeradien können die analytischen Modelle der Kaltumformung nicht uneingeschränkt übernommen werden. Durch die axiale Temperaturverteilung stellt sich ein werkstoffspezifischer Festigkeitsverlauf ein. Dies führt zu

Umformzonen, die vom Werkstoff, der Temperaturverteilung sowie der Prozesskinematik abhängig sind. Dadurch liegt kein eindeutiger Hebelarm beim Biegen vor, sodass eine Analogie zu werkzeuggebunden Prozessen nicht möglich ist.

In diesem Kapitel wurde sowohl numerisch als auch experimentell bewiesen, dass beim Hochtemperatur-Profilbiegen eine Prozessfenstererweiterung mit einer Spannungsüberlagerung durch Innendruck gegeben ist.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Die Warmumformung von Blechwerkstoffen ist eine konventionelle Methode, um hochfeste und komplexe Strukturen herzustellen. Die Übertragung der Prozessmechanik auf Verfahren der Innenhochdruckumformung ermöglicht durch die Herstellung gehärteter Hohlstrukturen neue Anwendungsgebiete. Bisherige Forschungsvorhaben fokussierten die Entwicklung der Prozessmechanik, wobei sich die Verfahrensschritte häufig an der Blechumformung orientierten. Innovationen, die sich auf die Verwendung von rohrförmigen Halbzeugen stützen, fanden nur bedingt statt. Auch basieren die verwendeten Methoden der Werkstoffcharakterisierung häufig auf standardisierten Verfahren wie dem Zug- und Nakajima-Versuch. Dadurch werden jedoch die Spannungs- und Dehnungszustände sowie das verwendete Halbzeug nicht oder nur teilweise abgebildet.

Ausgehend von diesem Stand der Technik wurde der Prozess der Isothermen-Hochtemperatur-Pneumoumformung entwickelt. Dabei werden Rohre konduktiv erwärmt und mittels Innendruck umgeformt. Die elektrische Leistung wird während der gesamten Formgebung aufrechterhalten, wodurch die Werkstücktemperatur nahezu konstant bleibt. Dieses Vorgehen wird durch die weitestgehend rotationssymmetrische Materialverteilung im Werkstückquerschnitt ermöglicht. Gleichzeitig kann mit einem statischen Innendruck eine höhere Formänderung, basierend auf der thermischen Entfestigung, erreicht werden. Nach der Warmumformung können die Bauteile optional durch einen Volumenstrom des Umformmediums von innen abgeschreckt und gehärtet werden.

Zur Prozessauslegung wurden neue Werkstoffcharakterisierungsmethoden entwickelt. Der *Hot-Tube-Bulge*-Test und der temperierte Rohrzugversuch ermöglichen die Aufstellung von isothermen Grenzformänderungskurven. Des Weiteren ist der *Hot-Tube-Bulge*-Test geeignet, um Fließkurven aufzunehmen. Diese erreichen, im Vergleich zum Warmzugversuch, mindestens doppelt so hohe Umformgrade und dienen als Stütze für die Wahl geeigneter Extrapolationsmodelle. Zur Quantifizierung der thermischen Entfestigung erwiesen sich Zeitstandsversuche als geeignet. Basierend auf den ermittelten Werkstoffkennwerten wurde der IHP-Prozess numerisch modelliert und anhand von geometrischen Kennwerten validiert. Der Einfluss des Innendrucks, der Matrizengeometrie sowie der Belastungszeit auf die Formgebung wurden quantifiziert. In Abhängigkeit von der Werkzeuggeometrie und dem Innendruck wurden Prozessfenster aufgestellt.

Die Mechanismen der druckgestützten Umformung wurden auf Profile übertragen. Das Druckgestützte-Hochtemperatur-Profilbiegen wurde numerisch modelliert und experimentell validiert. Dabei werden Rohre mit konstantem, Innendruck beaufschlagt, induktiv lokal erwärmt und kinematisch gebogen. Mit steigendem Innendruck kann eine Faltenbildung am Innenbogen zunehmend minimiert werden. Dies ist auf eine induzierte Spannungsüberlagerung zurückzuführen, wodurch die Druckspannungen am Innenbogen reduziert werden.

Die prozessnahen Methoden der Werkstoffcharakterisierung haben in dieser Arbeit ihr Potential durch die Bereitstellung fundamentaler Kennwerte bewiesen. Aktuell liegen jedoch anlagenbedingte Restriktionen vor, wodurch Limitierungen der Prozessparameter, wie z. B. ein maximaler Innendruck oder eine minimale Umformtemperatur, vorliegen. Diese könnten durch leistungsstärkere pneumatische Systeme und Generatoren aufgehoben werden. Durch die zusätzliche Programmierung eines geschlossenen Regelsystems, welches die Temperatur, die Expansion und den Innendruck berücksichtigt, ist die Ermittlung von Werkstoffkennwerten mit beliebigen zeitlichen Parameterverläufen umsetzbar. So wäre u. a. die Bestimmung der Folgenden Werkstoffkennwerte möglich:

- Versagenskriterien für Prozesse der Innenhochdruck-Warmumformung ohne isotherme Temperaturführung und mit definierten Vergleichsdehnraten.
- Isotherme Fließkurven bei Temperaturen $T \leq 1000 \text{ °C}$ und bei Vergleichsdehnraten von $\dot{\phi} \geq 0,01 \text{ s}^{-1}$.

Hinsichtlich der thermischen Entfestigung ist eine experimentelle Modifizierung zu empfehlen, welche den Umformgrad mitberücksichtigt. Isotherme Relaxationsversuche mit definierter Vorformung wären ein potentieller Ansatz. Für die Umsetzung wäre ein experimenteller Aufbau mit einer thermisch stabilen Temperaturverteilung nötig, wodurch das Belastungskollektiv während der Versuchsdauer nicht von Effekten wie z. B. Wärmeleitung und Wärmedehnung beeinflusst wird.

Die hohe Komplexität des IHP-Prozesses begründet die Notwendigkeit weiterer Grundlagenforschung. Die hier verwendete isotherme konduktive Erwärmungsmethode profitiert von der rotationssymmetrischen (HTB-Test) oder doppelt symmetrischen (IHP-Prozess) Ausformung, wodurch eine gleichmäßigere Stromdichte begünstigt wird. Die geometrischen Grenzen für den isothermen Prozesscharakter sind somit unerforscht und sollten durch eine elektrothermische Simulation definiert werden. Die hier verwendete Abschreckmethode über das Umformmedium von Innen führt lediglich zu einer moderaten Abkühlrate von $\dot{T} < 10 \text{ K/s}$. Eine höhere Effektivität wäre durch das Abschrecken mittels Wasser (analog zu Lanzerath und Tuerk, 2015) oder unterkühlten Gasen möglich, wodurch kritische Abkühlraten alternativer Werkstoffe erreichbar wären. Dafür wäre die Implementierung eines Hydraulikkreises in das Gesamtsystem erforderlich.

Beim DHP-Prozess ist eine alternative Methode zur Beschreibung der Prozesskinematiken erforderlich, um definierte Biegeradien umzuformen. Denkbar wäre die Verwendung von magnetisch transparenten Matrizen, wodurch der Hebelarm beim Biegen geometrisch definiert wird. Eine Alternative wäre die Anpassung des analytischen Modells, basierend auf den Materialkennwerten sowie der Temperaturverteilung.

10 Literaturverzeichnis

- AGK Hochleistungswerkstoffe GmbH, 2012. Werkstoffübersicht.
- Bach, M., Degenkolb, L., Reuther, F., Psyk, V., Demuth, R., Werner, M., 2020. Conductive Heating during Press Hardening by Hot Metal Gas Forming for Curved Complex Part Geometries. *Metals* 10 (8), Nr. 1104.
- Bach, M., Degenkolb, L., Reuther, F., Psyk, V., Mauermann, R., Werner, M., 2019. Parameter measurement and conductive heating during press hardening by hot metal gas forming. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 651, Nr. 012083.
- Barlow, L.D, Du Toit, M., 2012. Effect of Austenitizing Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of Martensitic Stainless Steel AISI 420. *Journal of Materials Engineering and Performance* 21 (7), S. 1327–1336.
- Becker, C., 2014. Inkrementelles Rohrumformen von hochfesten Werkstoffen. Dissertation. TU Dortmund Universität, Aachen: Shaker Verlag.
- Behrens, B.-A., Hübner, S., 2014. Konduktive Erwärmung von Formplatinen für das Presshärten. EFB-Forschungsbericht Nr. 400. Leibniz Universität Hannover.
- Behrens, B.-A., Hübner, S., Schrödter, J., Uhe, J., 2015. Conductive Heating opens up Various new Opportunities in Hot Stamping. In: Landgrebe, D., Drossel, W.-G., Putz, M. (Hrsg.), *5th International Conference on Accuracy in Forming Technology*, Chemnitz, Deutschland, S. 157–174.
- Behrens, B.-A., Uhe, J., Wester, H., Stockburger, E., 2020. Hot Forming Limit Curves for Numerical Press Hardening Simulation of AISI 420 C. *29th International Conference on Metallurgy and Materials*, Brno, Tschechische Republik. <https://doi.org/10.37904/metal.2020.3667>.
- Bell, C., Corney, J., Zuelli, N., Savings, D., 2019. A state of the art review of hydro-forming technology. *International Journal of Material Forming* 151, S. 789–828.
- Benkowsky, G., 1990. Induktionserwärmung - Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweißen. 2 Auflage. Berlin: Verlag Technik.
- Bernhard, F., 2014. *Handbuch der Technischen Temperaturmessung*. 2. Auflage. Berlin: Springer-Verlag.
- Beswick, J., 1987. The effect of chromium in high carbon bearing steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 18 (11), S. 1897–1906.
- Boudeau, N., Malécot, P., 2012. A simplified analytical model for post-processing experimental results from tube bulging test: Theory, experimentations, simulations. *International Journal of Mechanical Sciences* 65 (1), S. 1–11.

- Braun, A., Waerder, M., Hirt, G., 2016. Forming Limit and Flow Curve determination of Hot Stamping Steels using a Hot-Gas-Bulge Test. Forming Technology Forum, München, Deutschland.
- Brnic, J., Turkalj, G., Canadija, M., Lanc, D., 2011. Loading and Responses of Austenitic Stainless Steels at Elevated Temperatures. High Temperature Materials and Processes 30 (6), S. 579–586.
- Brnic, J., Turkalj, G., Canadija, M., Lanc, D., Krscanski, S., Breic, M., Li, Q., Niu, J., 2016. Mechanical Properties, Short Time Creep, and Fatigue of an Austenitic Steel. Materials 9 (4). <https://doi.org/10.3390/ma9040298>.
- Caron, E., Daun, K.J, Wells, M.A, 2013. Experimental Characterization of Heat Transfer Coefficients During Hot Forming Die Quenching of Boron Steel. Metallurgical and Materials Transactions B 44 (2), S. 332–343.
- Charles, J., Mithieux, J.D, Santacreu, P.O, Peguer, L., 2009. The ferritic stainless steel family-The appropriate answer to nickel volatility. Revue de Métallurgie 106 (3), S. 124–139.
- Chen, H., Güner, A., Khalifa, N.B, Tekkaya, A.E, 2016a. Granular media-based tube press hardening. Journal of Materials Processing Technology 228 (4), S. 145–159.
- Chen, H., Hess, S., Haeberle, J., Pitikaris, S., Born, P., Güner, A., Sperl, M., Tekkaya, A.E, 2016b. Enhanced granular medium-based tube and hollow profile press hardening. CIRP Annals 65 (1), S. 273–276.
- Chen, H., Staupendahl, D., Hiegemann, L., Tekkaya, A.E, 2017. Increasing the formability of ferritic stainless steel tube by granular medium-based hot forming. Journal of Physics: Conference Series 896, Nr. 012009.
- Chernov, N., 2023. <https://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/22643-circle-fit-pratt-method>. Zuletzt aufgerufen am 01.02.2023.
- Deutsche Edelstahlwerke GmbH, 2015. https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/RSH/1.4509_de.pdf. Zuletzt aufgerufen am 01.02.2023.
- DIN EN 10088-1, 2014. Nichtrostende Stähle – Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin: Beuth Verlag.
- DIN EN 10216-5, 2021. Seamless steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Part 5: Stainless steel tubes. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin: Beuth Verlag.
- DIN EN 10217-7, 2021. Welded steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Part 7: Stainless steel tubes. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin: Beuth Verlag.

- DIN EN 60584-1, 2014. Thermoelemente – Teil 1: Thermospannungen und Grenzabweichungen. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin: Beuth Verlag.
- DIN EN ISO 12004-2, 2021. Metallische Werkstoffe – Bestimmung der Grenzformänderungskurve für Bleche und Bänder – Teil 2: Bestimmung von Grenzformänderungskurven im Labor. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin: Beuth Verlag.
- DIN EN ISO 16808, 2022. Metallische Werkstoffe – Blech und Band – Bestimmung der biaxialen Spannung/Dehnung-Kurve durch einen hydraulischen Tiefungsversuch mit optischen Messsystemen. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin: Beuth Verlag.
- DIN EN ISO 6892-2, 2011. Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur. DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin: Beuth Verlag.
- Drossel, W.-G., Pierschel, N., Paul, A., Katzfuß, K., Demuth, R., 2014. Determination of the Active Medium Temperature in Media Based Press Hardening Processes. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 136 (2), Nr. 021013-1.
- Dynamic Systems Inc., 2022. <https://www.bleeble.com/products/bleeble-systems/bleeble-563-tms-system.html>. Zuletzt aufgerufen am 01.02.2023.
- Elsenheimer, D., 2010. Entwicklung eines Verfahrens zur Untersuchung des Halbzeug- und Materialverhaltens bei der Warm-Innenhochdruck-Umformung. Dissertation. Technische Universität Darmstadt, Herzogenrath: Shaker Verlag.
- Elsenheimer, D., Groche, P., 2009. Determination of material properties for hot hydroforming. *Production Engineering - Research and Development* 3 (2), S. 165–174.
- Eriksson, M., Oldenburg, M., Somani, M.C., Karjalainen, L.P., 2002. Testing and evaluation of material data for analysis of forming and hardening of boron steel components. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 10, S. 277–294.
- Franz, W.-D., 1988. Maschinelles Rohrbiegen - Verfahren und Maschinen. Düsseldorf: VDI-Verlag.
- Fuchizawa, S., Narazaki, M., Yuki, H., 1993. Bulge test for determining stress-strain Characteristics of thin tubes. *Advanced technology and plasticity* 4, S. 488–493.
- Fuss, D., Schmidt, W., Werner, K., Danger, E., 2017. Profile-like Hot Formed UHSS Components Utilizing FBH - Technology - an Alternative Approach to Conventional Hot Stamping. 6th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Atlanta, USA, S. 139–174.

- Garcia De Andres, C., Alvarez, L.F., Lopez, V., Jimenez, J.A., 1998. Effects of carbide-forming elements on the response to thermal treatment of the X45Cr13 martensitic stainless steel. *Journal of Materials Science* 33, S. 4095–4100.
- Geiger, M., Merklein, M., Hoff, C., 2005. Basic Investigations on the Hot Stamping Steel 22MnB5. *Advanced Materials Research* 6-8, S. 795–804.
- Gerhardt, K.W., 2015. Untersuchungen zur konduktiven Erwärmung für Warmzugversuche an Blechen. Dissertation. RWTH Aachen, Aachen: Shaker Verlag.
- Grüner, M., Gnihl, T., Merklein, M., 2014. Blank Hydroforming Using Granular Material as Medium-investigations on Leakage. *Procedia Engineering* 81, S. 1035–1042.
- Haase, R., Werner, M., Kräusel, V., Alimov, A., Sviridov, A., Härtel, S., 2022. Improved formability of HMGF components by preforming in an upset bulging process. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 1238, Nr. 012018.
- He, Z., Yuan, S., Lin, Y., Wang, X., Hu, W., 2014. Analytical model for tube hydro-bulging tests, part II: Linear model for pole thickness and its application. *International Journal of Mechanical Sciences* 87, S. 307–315.
- Helmholz, R., Sunderkoetter, C., Plath, A., Marusch, H.-E., Behrens, B.-A., 2015. Optimization of Finite Element simulation for press hardening processes. 5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Toronto, Kanada, S. 801–809.
- Hirt, G., Schmitz, K., 2019. Entwicklung einer standardisierten, vereinfachten Prozessführung und Versuchsauswertung jenseits der bisherigen Stabilitätsgrenze von gasbasierten Tiefungsversuchen zur Bestimmung von Warmfließkurven. Schlussbericht; IGF-Vorhaben Nr. 19229 N. RWTH Aachen.
- Hochholdinger, B., 2012. Simulation des Presshärteprozesses und Vorhersage der mechanischen Bauteileigenschaften nach dem Härten. Dissertation. ETH Zürich, ETH Nr. 20680.
- Hockett, J.E., Sherby, O.D., 1975. Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23 (2), S. 87–98.
- Hoffmann, H., So, H., Steinbeiss, H., 2007. Design of Hot Stamping Tools with Cooling System. *CIRP Annals* 56 (1), S. 269–272.
- Hören, B., Bethlehem-Eichler, K., Seidel, K., Eckstein, L., 2015. Light Multi-Material Body for an Electrical Vehicle. *Auto Tech Review* 4 (10), S. 22–27.

- Hu, G., Yang, L., Liu, J., 2013. Determination of forming limit diagram for tube hydroforming based on the strain rate change criterion. *AIP Conference Proceedings* 1567 (390), S. 390–393.
- Hülsenberg, D., 2014. *Keramik - Wie ein alter Werkstoff hochmodern wird*. Berlin: Springer-Verlag.
- Hwang, Y.-M., Lin, Y.-K., Altan, T., 2007. Evaluation of tubular materials by a hydraulic bulge test. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 47 (2), S. 343–351.
- Hwang, Y.-M., Lin, Y.-K., Chuang, H.-C., 2009. Forming limit diagrams of tubular materials by bulge tests. *Journal of Materials Processing Technology* 209 (11), S. 5024–5034.
- Hwang, Y.-M., Lin, Y.-L., 2002. Analysis and finite element simulation of the tube bulge hydroforming process. *Journal of Materials Processing Technology* 125-126, S. 821–825.
- Jhajj, K.S, Slezak, S.R, Daun, K.J, 2015. Inferring the specific heat of an ultra high strength steel during the heating stage of hot forming die quenching, through inverse analysis. *Applied Thermal Engineering* 83, S. 98–107.
- Jocham, D., 2018. *Bestimmung der lokalen Einschnürung nach linearer und nichtlinearer Umformhistorie sowie Ermittlung dehnungs- und geschwindigkeitsabhängiger Materialkennwerte*. Dissertation. Technische Universität München, München: TUM.University Press.
- Johnson, G.R, Cook, W.H, 1983. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *7th International Symposium on Ballistics, Den Haag, Niederlande*, S. 541–546.
- Karbasian, H., 2010. *Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehärteter Bauteile*. Dissertation. Technische Universität Dortmund, Aachen: Shaker Verlag.
- Karbasian, H., Tekkaya, A.E, 2010. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* 210 (15), S. 2103–2118.
- Khalfallah, A., Zribi, T., Salah, H.B, 2013. Application of Tube Hydroforming in Square Cross-Section Die for Inverse Identification Method Validation. *Key Engineering Materials* 554-557, S. 966–973.
- Kolleck, R., Veit, R., Merklein, M., Lechler, J., Geiger, M., 2009. Investigation on induction heating for hot stamping of boron alloyed steels. *CIRP Annals* 58 (1), S. 275–278.

- Kong, T.F., Lu, X.Z., Chan, L.C., 2019. Analysis and reduction of wrinkling defects for tube-hydroforming magnesium alloy components at elevated temperatures. *Materials and Design* 173, Nr. 107761.
- Lange, K., 1984. *Umformtechnik - Grundlagen*. 2 Auflage. Berlin: Springer-Verlag.
- Janzerath, H., Tuerk, M., 2015. Lightweight Potential of Ultra High Strength Steel Tubular Body Structures. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing* 8 (3), S. 813–822.
- Lechler, J., 2008. Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärzbaren Bor-Manganstählen. Dissertation. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Bamberg: Meisenbach Verlag.
- Liu, G., Wang, J., Dang, K., Tang, Z., 2014a. High Pressure Pneumatic Forming of Ti-3Al-2.5V Titanium Tubes in a Square Cross-Sectional Die. *Materials* 7 (8), S. 5992–6009.
- Liu, G., Wu, Y., Zhao, J., Wang, K., Yuan, S., 2014b. Formability Determination of Titanium Alloy Tube for High Pressure Pneumatic Forming at Elevated Temperature. *Procedia Engineering* 81, S. 2243–2248.
- Liu, Y.F., Hu, Z.L., Shi, D.H., Yu, K., 2013. Experimental Investigation of Emissivity of Steel. *International Journal of Thermophysics* 34 (3), S. 496–506.
- Löbke, C., 2018. Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen. Dissertation. Technische Universität Dortmund, Aachen: Shaker Verlag.
- Löbke, C., Hering, O., Hiegemann, L., Tekkaya, A.E., 2016. Setting Mechanical Properties of High Strength Steels for Rapid Hot Forming Processes. *Materials* 9 (4). <https://doi.org/10.3390/ma9040229>.
- Ludwik, P., 1909. *Elemente der Technologischen Mechanik*. Berlin: Springer-Verlag.
- Maeno, T., Mori, K., Adachi, K., 2014a. Gas forming of ultra-high strength steel hollow part using air filled into sealed tube and resistance heating. *Journal of Materials Processing Technology* 214 (1), S. 97–105.
- Maeno, T., Mori, K.-i., Fujimoto, K., 2014b. Hot gas bulging of sealed aluminium alloy tube using resistance heating. *Manufacturing Review* 1 (5). <https://doi.org/10.1051/mfreview/2014004>.
- Maeno, T., Mori, K.-i., Unou, C., 2014c. Improvement of Die Filling by Prevention of Temperature Drop in Gas Forming of Aluminium Alloy Tube Using Air Filled into Sealed Tube and Resistance Heating. *Procedia Engineering* 81 (2), S. 2237–2242.

- Magrinho, J.P, Silva, M.B, Centeno, G., Moedas, F., Vallellano, C., Martins, P.A.F., 2019. On the determination of forming limits in thin-walled tubes. *International Journal of Mechanical Sciences* 155, S. 381–391.
- Manninen, T., Säynäjäkangas, J., 2012. *Mechanical Properties of Ferritic Stainless Steels at Elevated Temperature. Stainless Steel in Structures - Fourth International Experts Seminar*, Ascot, England.
- Marciniak, Z., Duncan, J.L, Hu, S.J, 2002. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. 2. Auflage. Oxford: Butterworth Heinemann.
- Matthiesen, G., Murrenhoff, H., Storz, J., Braun, A., 2017. Pressure Control for a Hot Gas Bulge Test Using Parallel On-Off Valves. *Proceedings of the ASME/BATH 2017 Symposium on Fluid Power and Motion Control*, Sarasota, USA.
- Merklein, M., Lechler, J., 2006. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. *Journal of Materials Processing Technology* 177, S. 452–455.
- Merklein, M., Lechler, J., 2008. Determination of Material and Process Characteristics for Hot Stamping Processes of Quenchenable Ultra High Strength Steels with Respect to a FE-based Process Design. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing* 1 (1), S. 411–426.
- Merklein, M., Lechler, J., Gödel, V., Bruschi, S., Ghiotti, A., Turetta, A., 2007. Mechanical properties and plastic anisotropy of the quenchenable high strength steel 22MnB5 at elevated temperatures. *Key Engineering Materials* 344, S. 79–86.
- Merlina, A.V, Borzdyka, A.M, 1968. Temperature range of carbide phase formation and its effect on the mechanical properties of Kh12VMBF type steel. *Metal Science and Heat Treatment* 10, S. 449–451.
- Meza-García, E., Birnbaum, P., Landgraf, P., Grund, T., Lampke, T., Kräusel, V., 2020. Thermomechanical Treatment of Martensitic Stainless Steels Sheets and Its Effects on Their Deep Drawability and Resulting Hardness in Press Hardening. *Metals* 10 (11), Nr. 1536.
- Mirzaee, M., Momeni, A., Aieni, N., Keshmiri, H., 2017. Effect of quenching and tempering on microstructure and mechanical properties of 410 and 410 Ni martensitic stainless steels. *Journal of Materials Research* 32 (3), S. 687–696.
- Mithieux, J.-D., Badinier, G., Santacreu, P.-O., Herbelin, J.-M., Kostoj, V., 2013. Optimized Martensitic Stainless Steels for Hot Formed Parts in Automotive Crash Application. *4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*, Lulea, Schweden, S. 57–64.

- Mohammadi, M., Karami, J.S, Hashemi, S.J, 2017. Forming limit diagram of aluminum/copper bi-layered tubes by bulge test. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 92, S. 1539–1549.
- Mori, K.-i., Maeno, T., Yamada, H., Matsumoto, H., 2015. 1-Shot hot stamping of ultra-high strength steel parts consisting of resistance heating, forming, shearing and die quenching. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 89 (2), S. 124–131.
- Mosel, A., Lambarri, J., Degenkolb, L., Reuther, F., Hinojo, J.L, Rößiger, J., Eurich, E., Albert, A., Landgrebe, D., Wenzel, H., 2018. Novel process chain for hot metal gas forming of ferritic stainless steel 1.4509. *AIP Conference Proceedings* 1960, Nr. 160019.
- Mutrux, A., Hochholdinger, B., Hora, P., 2008. A Procedure for the Evaluation and Validation of the Hydraulic Biaxial Experiment. *Proceedings of the 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes*, Interlaken, Schweiz, S. 67–71.
- Naderi, M., Bleck, W., 2007. Martensitic Transformation During Simultaneous High Temperature Forming and cooling Experiments. *Steel Research International* 78 (12), S. 914–920.
- Nasrollahzade, M., Jalal Hashemi, S., Moslemi Naeini, H., Roohi, A.H, Imani Shahaabad, S., 2020. Investigation of hot metal gas forming process of square parts. *Journal of Computational and Applied Research in Mechanical Engineering* 10 (1), S. 125–138.
- Neugebauer, R., Altan, T., Geiger, M., Kleiner, M., Sterzing, A., 2006. Sheet metal forming at elevated temperatures. *CIRP Annals* 55 (2), S. 793–816.
- Novotny, S., Geiger, M., 2003. Process design for hydroforming of lightweight metal sheets at elevated temperatures. *Journal of Materials Processing Technology* 138, S. 594–599.
- Optris GmbH, 2017. https://www.optris.de/grundlagen-infrarot-temperaturmessung?file=tl_files/pdf/Downloads/Zubehoer/IR%20Grundlagen.pdf. Zuletzt aufgerufen am 01.02.2023.
- Padilha, A.F, Lesley, R., Rios, P.R, 2006. Stainless steels heat treatment - In: Totten, G. E. (Hrsg.), *Steel heat treatment handbook - Metallurgy and Technologies*. London: Taylor & Francis Inc.
- Paul, A., Reuther, F., Neumann, S., Albert, A., Landgrebe, D., 2017. Process simulation and experimental validation of Hot Metal Gas Forming with new press hardening steels. *Journal of Physics: Conference Series* 896, Nr. 012051.

- Paul, A., Strano, M., 2016. The influence of process variables on the gas forming and press hardening of steel tubes. *Journal of Materials Processing Technology* 228, S. 160–169.
- Ploshikhin, V., Kaiser, J., Bleier, H., Langejürgen, M., Lengsdorf, C., Heyde, M., Roll, K., 2011. Neue Entwicklungen in der Erwärmungstechnologie beim Warmumformen von Blechen. *Werkstoffkennwerte für die Simulation von Umformprozessen*, Freiberg, Deutschland, S. 218–229.
- Pratt, V., 1987. Direct least-squares fitting of algebraic surfaces. *ACM SIGGRAPH Computer Graphics* 21 (4), S. 145–152.
- Ramaswamy, V., Raghavan, V., 1981. New developments in carbon and alloy steels. *Proceedings of the Indian Academy of Sciences Section C: Engineering Sciences* 4, S. 1–19.
- Reuther, F., Lieber, T., Heidrich, J., Kräusel, V., 2021. Numerical Investigations on Thermal Forming Limit Testing with Local Inductive Heating for Hot Forming of AA7075. *Materials* 14 (8), Nr. 1882.
- Rösler, J., Harders, H., Bäker, M., 2012. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer-Vieweg.
- Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R.L., 2017. *Handbook of induction heating*. 2. Auflage. New York: CRC Press.
- Schaumann, P., Keindorf, C., Brüggemann, H., 2005. Elasto-plastic bearing behavior of steel pipes exposed to internal pressure and bending. 15th International Offshore and Polar Engineering Conference, Seoul, Korea.
- Seeger, A., 1954. Theorie der Kristallplastizität - III. Die Temperatur- und Geschwindigkeitsabhängigkeit der Kristallplastizität. *Zeitschrift für Naturforschung A* 9 a, S. 870–881.
- Sensortherm GmbH, 2021. <https://www.sensortherm.de/userfiles/file/datenblaeter/de/Sensortherm-Produktuebersicht.pdf>. Zuletzt aufgerufen am 01.02.2023.
- Shi, D., Zou, F., Wang, S., Zhu, Z., Sun, J., 2014. Effect of surface oxidization on the spectral emissivity of steel 304 at the elevated temperature in air. *Infrared Physics & Technology* 66 (684), S. 6–12.
- Siebel, E., 1956. Die Bedeutung der Fließkurve bei der Kaltumformung. *VDI-Z* 98, S. 133–134.
- Slovenian Steel Group, 2022. SINOXX 4006 Steel. <https://steelselector.sij.si/steels/PK330.html>.
- Spittel, M., Spittel, T., 2009. Steel symbol/number: X12Cr13/1.4006. In: Warlimont, H. (Hrsg.): *Landolt-Börnstein - Group VIII Advanced Materials and Technologies* -

- Metal Forming Data of Ferrous Alloys - deformation behaviour, Berlin: Springer-Verlag, S. 570–575.
- Sullivan, M., Jones, R., Conrod, B., Benedict, C., Fuss, D., Eddings, F., 2022. Tailor Welded Tube for Form Blow Hardened Body Structure Enabling Weight Efficient Open-Air Top. 8th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Barcelona, Spanien, S. 453-460.
- Sumikawa, S., Ishiwatari, A., Hiramoto, J., Yoshida, F., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E., 2017. Stress state dependency of unloading behavior in high strength steels. *Procedia Engineering* 207, S. 179–184.
- Talebi-Anaraki, A., Chougan, M., Loh-Mousavi, M., Maeno, T., 2020. Hot Gas Forming of Aluminum Alloy Tubes Using Flame Heating. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 4 (2), Nr. 56.
- Teeuwen, T., Baru, N.K., Tilly, K.J, Bailly, D., Hirt, G., 2022. Development of a high-temperature double-layer bulge test for failure prediction in gas-based hot forming of a high-strength aluminium alloy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 1238 (1), Nr. 012049.
- Todzy, T., 2015. Prozessfenster beim Presshärten bei schneller Erwärmung. Dissertation. Universität Siegen, Aachen: Shaker Verlag.
- Triebus, M., Gierse, J., Marten, T., Tröster, T., 2021. A new Device for Determination of Forming-Limit-Curves under Hot-Forming Conditions. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 1157 (1), Nr. 012052.
- Tsai, M.C, Chiou, C.S, Du, J. S., Yang, J.R, 2002. Phase transformation in AISI 410 stainless steel. *Materials Science and Engineering A332*, S. 1–10.
- United Nations, 2021. Ziele für nachhaltige Entwicklung - Bericht 2021.
- Varshni, Y.P, 1970. Temperature Dependence of the Elastic Constants. *Physical Review B* 2 (10), S. 3952–3958.
- Veit, R., Hofmann, H., Kolleck, R., Sikora, S., 2010. Investigation of the Phase Formation of AlSi-Coatings for Hot Stamping of Boron Alloyed Steel. *AIP Conference Proceedings* 1315 (1), S. 796-774.
- Velasco, R., Boudeau, N., 2008. Tube bulging test: Theoretical analysis and numerical validation. *Journal of Materials Processing Technology* 205, S. 51–59.
- Vitu, L., Boudeau, N., Malécot, P., Michel, G., Buteri, A., 2018. Evaluation of models for tube material characterization with the tube bulging test in an industrial setting. *International Journal of Material Forming* 11 (5), S. 671–686.

- Wang, K., Liu, G., Huang, K., 2017. Approach to Enhance Gas Bulging Formability of TA15 Titanium Alloy Tube Based on Dynamic Recrystallization. *Procedia Engineering* 207, S. 2340–2345.
- Weißbach, W., 2012. *Werkstoffkunde - Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. 18. Auflage. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag.
- Woo, D.M., Hawkes, P.J., 1966. Determination of Stress-Strain Characteristics of Tubular Materials. *Journal of Institute of Metals* 96, S. 357–359.
- Yanagida, A., Azushima, A., 2009. Evaluation of coefficients of friction in hot stamping by hot flat drawing test. *CIRP Annals* 58 (1), S. 247–250.
- Yutaka, H., Atsushi, Y., 2016. *Automotive Solution (2): Equipment Development of 3-Dimensional Hot Bending and Direct Quenching (3DQ)*. Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report 112, S. 74–80.
- Zhao, G.Y., Liu, Y.L., Dong, C.S., Yang, H., Fan, X.G., 2010. Analysis of wrinkling limit of rotary-draw bending process for thin-walled rectangular tube. *Journal of Materials Processing Technology* 210 (9), S. 1224–1231.
- Zheng, K., Zheng, J.-H., He, Z., Liu, G., Politis, D.J., Wang, L., 2020. Fundamentals, processes and equipment for hot medium pressure forming of light material tubular components. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 3 (1), S. 1–19.
- Zhengxing, M., Menghan, W., Yaxin, M., Taiwen, Y., Ruilin, L., 2018. Application of Direct Resistance Heating in Hot Forging and Analysis of Processing Parameters based on Thermo-electro-mechanical Coupling FEM. *High Temperature Materials and Processes* 37 (6), S. 531–538.

Anhang

Anhang A Extrapolationskoeffizienten

Tabelle A.1: Extrapolationskoeffizienten des ferritischen Edelstahl 1.4509

Material	T_U in °C	$\dot{\varphi}$ in 1/s	Hockett-Sherby - Extrapolationskoeffizienten			
			σ_{HS}	$k_{f,HS}$	m	n
Ferritischer Edelstahl	20	0,01	578,18	313,00	14,16	1,09
		0,01	214,33	124,40	15,98	0,79
	700	0,04	251,45	150,91	12,15	0,87
		0,2	234,21	162,50	24,36	1,06
		0,01	113,85	96,61	274,08	1,11
	800	0,04	153,60	93,37	18,63	0,98
		0,2	144,33	119,93	72,20	1,21
		0,01	43,14	36,20	35,20	1,18
	900	0,04	64,25	57,76	219,43	1,92
		0,2	92,81	65,24	1,88	0,78
		0,01	19,64	16,98	19,69	1,50
	1000	0,04	35,73	31,53	10,10	1,06
		0,2	46,86	36,72	7,71	0,94
		$k_f(\varphi) = \sigma_{HS} - (\sigma_{HS} - k_{f,HS}) \cdot e^{-m \cdot \bar{\varphi}^n}$				

Tabelle A.2: Extrapolationskoeffizienten des martensitischen Edelstahl 1.4006

Material	T_U in °C	$\dot{\varphi}$ in 1/s	Ludwik - Extrapolationskoeffizienten			
			$\sigma_{L,0}$	C	n	
Martensitischer Edelstahl	20	0,01	301,00	1211,54	0,51	
		0,01	102,71	42,05	0,49	
	700	0,04	118,30	85,92	0,55	
		0,2	143,72	150,61	0,66	
		0,01	56,11	40,26	0,91	
	800	0,04	69,41	29,64	0,62	
		0,2	85,26	51,42	0,66	
		0,01	72,92	86,08	0,60	
	900	0,04	84,80	130,05	0,56	
		0,2	108,91	170,98	0,58	
		0,01	42,54	46,81	0,57	
	1000	0,04	56,60	68,40	0,51	
		0,2	75,55	103,12	0,56	
		$k_f(\varphi) = \sigma_{L,0} + C \cdot \bar{\varphi}^n$				

Anhang B MATLAB-Skript für die Radienauswertung

```

data = xlsread('Auswertung_Probe.xlsx', 11, 'N52:O90');
%Einlesen der Daten
%Verweis auf anderes Arbeitsblatt mit Ändern des Werts "1" möglich!

X = data(:,1);      %separates Abspeichern der x-Koordinaten
Y = data(:,2);      %separates Abspeichern der y-Koordinaten
len = size(X,1);    %Anzahl der Datenpunkte
tol = 1.5;          %Toleranzwert
xdiff = zeros(len,1); %Differenz aufeinanderfolgender x-Werte
ydiff = zeros(len,1); %Differenz aufeinanderfolgender y-Werte
sumdiff = zeros(len,1);
%Summe der (Beträge der) Differenzen (verglichen mit Toleranzwert)

clc

%Berechnen der Differenzen und Summe der Beträge
for i = 1:len-1
    xdiff(i) = X(i+1)-X(i);
    ydiff(i) = Y(i+1)-Y(i);
    sumdiff(i) = abs(xdiff(i)) + abs(ydiff(i));
end

%Erzeugen der Teilpunkte für ersten Kreis -> erste Hälfte der Daten
Circlex = ones(len,1);
Circley = ones(len,1);
j = 1;

for i = 1:len
    if sumdiff(i) > tol
        %Wenn Toleranz überschritten, gehört der Punkt zum Kreis
        Circlex(j) = X(i);
        Circley(j) = Y(i);
        j = j + 1;
    end
end

firstxcorr = Circlex(Circlex~=1); %Alle Eins-Einträge löschen
firstycorr = Circley(Circley~=1); %Alle Eins-Einträge löschen

firstdata = [firstxcorr, firstycorr];
%Datenpunkte des ersten Kreises
%seconddata = [secondxcorr, secondycorr];
%Datenpunkte des zweiten Kreises

CircleFitByPratt(firstdata)
%Aufrufen des Fitalgorithmus
%Für das Diagramm des ersten Kreises wird hier ein Haltepunkt gesetzt
%CircleFitByPratt(seconddata)
%Aufrufen des Fitalgorithmus

```

Anhang C Python Skript zur Auswertung der Wandstärkenverläufe

```

import cv2
import numpy as np
import os
import matplotlib.pyplot as mplt
from tkinter import filedialog

# Auswählen des work-directorys und zu untersuchenden Bilds
directory = filedialog.askdirectory(title = 'Select work directory!')
path_img = filedialog.askopenfilename(title = 'Select Image')

gray = cv2.imread(path_img, 0) # Konvertierung in Graustufen
oresy, oresx = gray.shape # Auflösung auslesen
gray = cv2.line(gray, (0, oresy), (oresx, oresy), (100,100,100), 50)

#####

# Liest die Skala unten rechts aus
def GetScale(gray, x, y):
    roi = gray[int(y * (11/12)) : int(y * (99/100)), int(x * (4/5)) : x]
    cv2.imwrite(os.path.join("" + directory, 'test_Skala.tif'), roi)
    resYroi, resXroi = roi.shape
    FirstX = int(resXroi/2)
    for i in range(resYroi-1, -1, -1):
        if roi[i, FirstX] == 0:
            left = roi[i, int(FirstX - resXroi * 1/100)] # war 12/100
            right = roi[i, int(FirstX + resXroi * 1/100)] # war 12/100
            if left == right == 0:
                lenLeft = int(resXroi * 12/100)
                lenRight = int(resXroi * 12/100)
                t = 1
                s = 1
                while roi[i, int(FirstX - resXroi * 12/100 - t)] == 0:
                    lenLeft += 1
                    t += 1
                while roi[i, int(FirstX + resXroi * 12/100 + s)] == 0:
                    lenRight += 1
                    s += 1
                lenScale = lenLeft + lenRight
                cv2.line(roi, (int(FirstX - resXroi * 12/100 - t), i), (int(FirstX + resXroi * 12/100 + s), i), 100,
1)
                return 5000/lenScale
            print("Keine Skala gefunden, Werte werden in Pixeln angegeben!")
            return 1

scale = GetScale(gray, oresx, oresy)
thresh = cv2.threshold(gray, 200, 255, cv2.THRESH_BINARY)[1] # Thresholdwert bei 200

#####

# Entfernen der Imperfektionen innerhalb der Probe
def Closing(Imperfect):
    kernel = np.ones((20,20),np.uint8)
    perfect = cv2.morphologyEx(Imperfect, cv2.MORPH_CLOSE, kernel)
    return perfect

```

Bestimmt die x-Koordinaten der Messkreis-Mittelpunkte

```
def CircleXCoord(xges, n):
    xcoord = np.zeros(n, int)
    for i in range(n):
        xcoord[i] = np.round(xges/n * i)
    return xcoord
```

Überprüft eine Mittelpunkt-Radius-Kombination

```
def CheckIfInside(Cx, Cy, rp, incr): # incr ist das vorgegebene Winkelinkrement!
    white = True
    k = 0
    while k < 360 and white == True:
        X = Cx + int(np.cos(k*(np.pi/180))*rp)
        Y = Cy + int(np.sin(k*(np.pi/180))*rp)
        if draw[Y, X] == 255:
            k += incr
        else:
            white = False
    return white
```

```
#####
```

```
n = 20 # Anzahl der Messpunkte
steps = 1 # Winkelinkrement
CentersX = CircleXCoord(oresx, n) # X-Koordinaten der Mittelpunkte
CentersY = np.zeros(n, int) # Initialisierung der Y-Koordinaten als 0
rmax_v = np.zeros(n, int) # gesamter bzw. finaler Radienvektor
draw = Closing(thresh) # Wendet Closing auf das gethresholdete Bild an
for j in range(n): # iteriert durch alle Mittelpunkt-x-Koordinaten
    print(j)
    r = 0 # setzt den momentanen- bzw. Anfangswert für r auf 0
    for i in range(draw.shape[0]-1): # iteriert durch alle y-Koordinaten
        white = False # Initialisierung der Bool-Variable
        if draw[i, CentersX[j]] == 255: # Koordinate [j,i] weiß?
            white = True
            r = rmax_v[j]
            while white == True:
                white = CheckIfInside(CentersX[j], i, r, steps)
                if r > rmax_v[j]:
                    rmax_v[j] = r
                    CentersY[j] = i
            r += 1
    dmax = 2*rmax_v
```

Umrechnen von Pixeln in mm über Skala

```
if scale != 1:
    WallThicknesses = scale*dmax / 1000
    WallThicknesses[WallThicknesses < 0.2] = np.nan
else:
    WallThicknesses = dmax
# Speichere die Wanddicken als txt
np.savetxt(os.path.join(" + directory, "test.txt"), WallThicknesses)
font = {'fontname': 'Arial'}
```

```
# Zeichne die Kreise (inklusive Beschriftung) in das Schwarz-Weiß-Bild ein
for i in range(n):
    draw = cv2.circle(draw, (CentersX[i], CentersY[i]), rmax_v[i], 125, 1)
    draw = cv2.putText(draw, "s = " + str(round((WallThicknesses[i]),3)) + " mm", (CentersX[i], CentersY[i]), cv2.FONT_HERSHEY_SIMPLEX, 2, 180, 3, 0)
    # runde auf 3 NKS Textbeginn in MP 5 = Größe, 180 = Farbe, 3 = Dicke, 0 = lineType
    #draw = cv2.putText(draw, "" + str(i), (CentersX[i], CentersY[i] + rmax_v[i] + 4),
    cv2.FONT_HERSHEY_SIMPLEX, 1, 0, 3, 0)
    print(CentersY[i], CentersX[i], dmax[i])

mpl.figure()
mpl.plot(range(n), WallThicknesses, linestyle = '-', marker = 'o', color = 'b')
mpl.xlim(0,n)
mpl.ylim(0,1)
mpl.xlabel('Messpunkte', fontsize = 17, **font)
mpl.ylabel('Wanddicke in mm', fontsize = 17, **font)
mpl.xticks(fontsize = 15)
mpl.yticks(fontsize = 15)
mpl.show()

del path_img

cv2.imwrite(os.path.join(" + directory, 'test.tif'), draw)
```

Anhang D Thermische Werkstoffkennwerte

Tabelle A.3: Relevante thermische Materialparameter für den ferritischen und martensitischen Edelstahl (Spittel und Spittel, 2009)

Temperatur in °C	Wärmeleitfähigkeit κ in W/mK		Spezifische Wärmekapazität c_p in J/kgK	
	Ferritischer Edelstahl	Martensitischer Edelstahl	Ferritischer Edelstahl	Martensitischer Edelstahl
20	25,00	24,91	460,00	435,34
100	25,19	25,10	506,14	481,48
200	25,44	25,35	528,30	503,64
300	25,69	25,60	548,33	523,67
400	25,94	25,85	568,34	543,68
500	26,20	26,11	588,77	564,11
600	26,46	26,37	609,80	585,14
700	26,72	26,63	631,51	606,85
800	26,98	26,89	653,96	629,30
900	27,24	27,15	677,19	652,53
1000	27,51	27,42	701,24	676,58
1100	27,78	27,69	726,16	701,50
1200	28,05	27,96	751,97	727,31

Lebenslauf

■ Persönliches

Name	Mike Kamaliev
Geburtsdatum	19.08.1988
Geburtsort	Hildesheim

■ Beruflicher Werdegang

03/2016 – 04/2023	Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Institut für Umformtechnik und Leichtbau der TU Dortmund
03/2015 – 11/2015	Masterarbeit, Volkswagen AG - Presswerk, Wolfsburg
11/2014 – 03/2015	Praktikum, Volkswagen AG - Presswerk, Wolfsburg

■ Akademische Ausbildung

04/2013 – 12/2015	Maschinenbau (M. Sc.) an der Leibniz Universität Hannover Vertiefungen: Produktions- und Werkstofftechnik
10/2009 – 06/2013	Maschinenbau (B. Sc.) an der Leibniz Universität Hannover Vertiefungen: Energietechnik und Strömungsmechanik

■ Schulische Ausbildung

08/2006 – 05/2009	BBS-ME – Otto-Brenner-Schule Abschluss: Allgemeine Hochschulreife
-------------------	--

Aus der Dortmunder Umformtechnik sind im Shaker Verlag bisher erschienen:

- A. Adelhof: Komponenten einer flexiblen Fertigung beim Profiltrunden.
ISBN 3-86111-601-4
- G. Reil: Prozeßregelung numerisch gesteuerter Umformmaschinen mit Fuzzy Logic. ISBN 3-86111-862-9
- F. Maevus: Rechnerintegrierte Blechteilefertigung am Beispiel des Gesenkbiegens. ISBN 3-8265-0104-7
- R. Warstat: Optimierung der Produktqualität und Steigerung der Flexibilität beim CNC-Schwenkbiegen. ISBN 3-8265-1170-0
- H. Sulaiman: Erweiterung der Einsetzbarkeit von Gesenkbiegepressen durch die Entwicklung von Sonderwerkzeugen. ISBN 3-8265-1443-2
- Ch. Smatloch: Entwicklung eines numerisch einstellbaren Werkzeugsystems für das Tief- und Streckziehen. ISBN 3-8265-1465-3
- T. Straßmann: Prozeßführung für das Walzrunden auf der Basis Neuronaler Netze. ISBN 3-8265-1966-3
- L. Keßler: Simulation der Umformung organisch beschichteter Feinbleche und Verbundwerkstoffe mit der FEM. ISBN 3-8265-2256-7
- E. Szücs: Einsatz der Prozeßsimulation bei der Entwicklung eines neuen Umformverfahrens - der Hochdruckblechumformung. ISBN 3-8265-3119-1
- S. Chatti: Optimierung der Fertigungsgenauigkeit beim Profilibiegen.
ISBN 3-8265-3534-0
- F. Haase: Eigenspannungen an dünnwandigen Bauteilen und Schichtverbunden. ISBN 3-8265-4312-2
- N. Austerhoff: Integrierte Produkt- und Prozeßgestaltung für die Herstellung von Blechbiegeteilen. ISBN 3-8265-6613-0
- D. Arendes: Direkte Fertigung gerundeter Aluminiumprofile beim Strangpressen. ISBN 3-8265-6442-1
- R. Kolley: Finite-Element-Simulation wirkmedienbasierter Blechumformverfahren als Teil einer virtuellen Fertigung. ISBN 3-8265-6566-5
- T. Weidner: Untersuchungen zu Verfahren und Werkzeugsystemen der wirkmedienbasierten Blechumformung. ISBN 3-8265-6602-5
- W. Homberg: Untersuchungen zur Hochdruckblechumformung und deren Verfahrenskomponenten. ISBN 3-8265-8684-0

M. Rohleder: Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen im Produktentstehungsprozess von Blechformteilen. ISBN 3-8265-9977-2

V. Hellinger: Untersuchungen zur Methodik der Berechnung und Herstellung von leichten Stützkernverbunden. ISBN 3-8322-0104-1

A. Klaus: Verbesserung der Fertigungsgenauigkeit und der Prozesssicherheit des Rundens beim Strangpressen. ISBN 3-8322-0208-0

B. Heller: Halbanalytische Prozess-Simulation des Freibiegens von Fein- und Grobblechen. ISBN 3-8322-0923-9

A. Wellendorf: Untersuchungen zum konventionellen und wirkmedienbasierten Umformen von komplexen Feinstblechbauteilen. ISBN 3-8322-2435-1

C. Klimmek: Statistisch unterstützte Methodenplanung für die Hochdruck-Blechumformung. ISBN 3-8322-2994-9

R. Krux: Herstellung eigenschaftsoptimierter Bauteile mit der Hochdruck-Blechumformung und Analyse der induzierten Eigenspannungen. ISBN 3-8322-3551-5

S. Jadhav: Basic Investigations of the Incremental Sheet Metal Forming Process on a CNC Milling Machine. ISBN 3-8322-3732-1

C. Beerwald: Grundlagen der Prozessauslegung und -gestaltung bei der elektromagnetischen Umformung. ISBN 3-8322-4421-2

A. Brosius: Verfahren zur Ermittlung dehnratenabhängiger Fließkurven mittels elektromagnetischer Rohrumformung und iterativer Finite-Element-Analysen. ISBN 3-8322-4835-8

R. Ewers: Prozessauslegung und Optimierung des CNC-gesteuerten Formdrückens. ISBN 3-8322-5177-4

T. Langhammer: Untersuchungen zu neuen Konzepten für PKW-Kraftstoffbehälter. ISBN 3-8322-5300-9

M. Schikorra: Modellierung und simulationsgestützte Analyse des Verbundstrangpressens. ISBN 3-8322-5506-0

M. Schomäcker: Verbundstrangpressen von Aluminiumprofilen mit endlosen metallischen Verstärkungselementen. ISBN 978-3-8322-6039-2

N. Ridane: FEM-gestützte Prozessregelung des Freibiegens. ISBN 978-3-8322-7253-1

R. Shankar: Surface Reconstruction and Tool Path Strategies for Incremental Sheet Metal Forming. ISBN 978-3-8322-7314-9

- U. Dirksen: Testumgebung für Prozessregelungen zum Drei-Rollen-Profilbiegen mit virtuellem und realem Biegeprozess.
ISBN 978-3-8322-7673-7
- D. Risch: Energietransfer und Analyse der Einflussparameter der formgebundenen elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8322-8360-5
- M. Marré: Grundlagen der Prozessgestaltung für das Fügen durch Weiten mit Innenhochdruck. ISBN 978-3-8322-8361-2
- D. Becker: Strangpressen 3D-gekrümmter Leichtmetallprofile.
ISBN 978-3-8322-8488-6
- V. Psyk: Prozesskette Krümmen - Elektromagnetisch Komprimieren - Innenhochdruckumformen für Rohre und profilförmige Bauteile.
ISBN 978-3-8322-9026-9
- M. Trompeter: Hochdruckblechumformung großflächiger Blechformteile.
ISBN 978-3-8322-9080-1
- H. Karbasian: Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehardeter Bauteile. ISBN 978-3-8322-9250-8
- M. J. Gösling: Metamodell unterstützte Simulation und Kompensation von Rückfederungen in der Blechumformung. ISBN 978-3-8322-9355-0
- H. Pham: Process Design for the Forming of Organically Coated Sheet Metal.
ISBN 978-3-8440-0309-3
- B. Rauscher: Formschlüssig verbundene Metall-Kunststoff-Hybridbauteile durch Integration von Blechumformung und Spritzgießen.
ISBN 978-3-8440-0655-1
- T. Cwiekala: Entwicklung einer Simulationsmethode zur zeiteffizienten Berechnung von Tiefziehprozessen.
ISBN 978-3-8440-0701-5
- M. Hermes: Neue Verfahren zum rollenbasierten 3D-Biegen von Profilen.
ISBN 978-3-8440-0793-0
- N. Ben Khalifa: Strangpressen schraubenförmiger Profile am Beispiel von Schraubenrotoren.
ISBN 978-3-8440-0969-9
- J. Kolbe: Thermisch beschichtete, faserverstärkte Polymerwerkzeuge für die Umformung höherfester Blechwerkstoffe.
ISBN 978-3-8440-1353-5

- L. Kwiatkowski: Engen dünnwandiger Rohre mittels dornlosen Drückens.
ISBN 978-3-8440-1381-8
- T. Kloppenborg: Analyse- und Optimierungsmethoden für das
Verbundstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-1384-9
- A. Schuster: Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten Stählen
und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften.
ISBN 978-3-8440-1581-2
- A. Jäger: Strangpressen von Aluminiumprofilen mit prozessintegrierter
umformtechnischer Weiterverarbeitung.
ISBN 978-3-8440-1654-3
- M. M. Hussain: Polymer Injection Sheet Metal Forming – Experiments and
Modeling.
ISBN 978-3-8440-2041-0
- M. S. Aydın: Efficient Parameter Characterization for Hardening and Yield
Locus Models for Sheet Metals.
ISBN 978-3-8440-2118-9
- A. Canpolat: Experimentelle und numerische Bewertung der
Fließortbestimmung mittels Kreuzzugversuch.
ISBN 978-3-8440-2126-4
- V. Güley: Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion.
ISBN 978-3-8440-2476-0
- D. Pietzka: Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren
Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunden.
ISBN 978-3-8440-2538-5
- M. Haase: Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with
Integrated Equal Channel Angular Pressing.
ISBN 978-3-8440-2571-2
- Q. Yin: Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im
ebenen Torsionsversuch.
ISBN 978-3-8440-2839-3
- C. Becker: Inkrementelles Rohrumformen von hochfesten Werkstoffen.
ISBN 978-3-8440-2947-5
- R. Hölker: Additiv hergestellte Werkzeuge mit lokaler Innenkühlung zur
Produktivitätssteigerung beim Aluminium-Strangpressen.
ISBN 978-3-8440-3149-2

C. Weddeling: Electromagnetic Form-Fit Joining.
ISBN 978-3-8440-3405-9

A. Güner: In-situ stress analysis with X-ray diffraction for yield locus Determination.
ISBN 978-3-8440-3414-1

A. Güzel: Microstructure Evolution during Thermomechanical Multi-Step Processing of Extruded Aluminum Profiles.
ISBN 978-3-8440-3428-8

S. Hänisch: Verzugsanalyse kaltmassivumgeformter und wärmebehandelter Bauteile.
ISBN 978-3-8440-3761-6

A. Foydl: Strangpressen partiell verstärkter Aluminiumprofile.
ISBN 978-3-8440-3875-0

A. Weinrich Mora: Das Freibiegen mit inkrementeller Spannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-4221-4

S. Cai: Tailored and double-direction pressure distributions for vaporizing-foil Forming.
ISBN 978-3-8440-4255-9

G. Sebastiani: Erweiterung der Prozessgrenzen inkrementeller Blechumformverfahren mittels flexibler Werkzeuge.
ISBN 978-3-8440-4359-4

C. Pleul: Das Labor als Lehr-Lern-Umgebung in der Umformtechnik. Entwicklungsstrategie und hochschuldidaktisches Modell.
ISBN 978-3-8440-4569-7

H. Hassan: Springback in deep drawing – Accurate prediction and reduction.
ISBN 978-3-8440-4924-4

L. Chen: An Investigation of Failure Mechanisms in Forming of Monolithic and Composite Sheets.
ISBN 978-3-8440-5168-1

L. Hiegemann: Glatzwalzen beschichteter Oberflächen.
ISBN 978-3-84440-5419-4

G. Georgiadis: Hot stamping of thin-walled steel components.
ISBN 978-3-8440-5435-4

S. P. Afonichev: Numerische Simulation der Umformung von Sandwichblechen unter Berücksichtigung großer Krümmungen.
ISBN 978-3-8440-5471-2

D. May: Globally Competent Engineers. Internationalisierung der Ingenieurausbildung am Beispiel der Produktionstechnik.
ISBN 978-3-8440-5615-0

H. Chen: Granular medium-based tube press hardening.
ISBN 978-3-8440-5701-0

G. Grzanic: Verfahrensentwicklung und Grundlagenuntersuchungen zum Inkrementellen Profilverfahren.
ISBN 978-3-8440-5889-5

S. Alkas Yonan: Inkrementelle Kaltumformung von Thermoplasten.
ISBN 978-3-8404-6026-3

P. Sieczkarek: Inkrementelle Blechmassivumformung.
ISBN 978-3-8440-6118-5

S. Ossenkemper: Verbundfließpressen in konventionellen Fließpresswerkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6175-8

K. Isik: Modelling and characterization of damage and fracture in sheet-bulk metal forming.
ISBN 978-3-8440-6278-6

S. Gies: Thermische Spulenverluste bei der elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8440-6468-1

C. H. Lötters gen. Brüggemann: Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6485-8

J. Lueg-Althoff: Fügen von Rohren durch elektromagnetische Umformung – Magnetpulsschweißen.
ISBN 978-3-8440-6558-9

C. Dahnke: Verbundstrangpressen adaptiver Leichtbaukomponenten aus Aluminium und Formgedächtnislegierungen.
ISBN 978-3-8440-6630-2

O. K. Demir: New test and interpretation of electromagnetic forming limits of sheet metal.
ISBN 978-3-8440-6986-0

M. Schwane: Entwicklung und Eigenschaften von Längspressnähten beim Aluminiumstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-6994-5

R. Meya: Schädigungskontrolliertes Blechbiegen mittels
Druckspannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-7510-6

O. Hering: Schädigung in der Kaltmassivumformung: Entwicklung,
Auswirkungen und Kontrolle.
ISBN 978-3-8440-7525-0

H. Traphöner: Erweiterung der Anwendungsgrenzen des ebenen
Torsionsversuchs.
ISBN 978-3-8440-7737-7

O. Napierala: Tiefzieh-Verbundfließpressen: Analyse, Bauteileigenschaften
und Potentiale.
ISBN 978-3-8440-7856-5

S. Wernicke: Inkrementelle Blechmassivumformung belastungsangepasster
Funktionsbauteile.
ISBN 978-3-8440-7980-7

D. Staupendahl: 3D Profile Bending with Five Controlled Degrees of Freedom.
ISBN 978-3-8440-8006-3

S. Heibel: Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle.
ISBN 978-3-8440-8269-2

F. Kolpak: Anisotropic Hardening in Cold Forging. Characterization,
Simulation and Consequences.
ISBN 978-3-8440-8519-8

T. Mennecart: In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten.
ISBN 978-3-8440-8566-2

S. Rosenthal: Umformung additiv gefertigter Bleche mit strukturiertem Kern.
ISBN 978-3-8440-8948-6

A. Schulze: Bleche aus stranggepressten Aluminiumspänen:
Herstellung, Charakterisierung und Umformbarkeit.
ISBN 978-3-8440-8968-4

M. Hahn Umformung mittels vaporisierender Aktuatoren: Experimente und
Modellierung
ISBN 978-3-8440-9106-9

